



Міністерство освіти та науки України
Національна академія наук України



Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут»

Фізико-технологічний інститут
металів та сплавів НАН України



Український державний університет науки та технологій

Асоціація ливарників України



Національний університет «Одеська політехніка»

Національний університет «Запорізька політехніка»



Otto von Guericke University Magdeburg

AGH University of Krakow



Запорізька торгово-промислова палата

МАТЕРІАЛИ

XX ЮВІЛЕЙНОЇ МІЖНАРОДНОЇ НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ

ЛИТВО 2024

XIII МІЖНАРОДНОЇ

НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ

МЕТАЛУРГІЯ 2024

присвячених Академіку НАН України Найдеку В.Л.



28 – 30 травня 2024 РОКУ

УКРАЇНА, ХАРКІВ-КИЇВ

УДК 621.74+669(063)

Л64

ISBN 978-617-05-0490-6

Литво. Металургія. 2024: Матеріали XX Ювілейної Міжнародної науково-практичної конференції (28-30 травня 2024 р., м. Харків-м. Київ) / Під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. – Харків, НТУ «ХПІ». – 530 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 № 4 від 26.04.2024

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

<https://doi.org/10.15407/foundry-metallurgy-2024>

Foundry. Metallurgy. 2024: Proceedings of the XX International Scientific and Practical Anniversary Conference (May 28-30, 2024, Kharkiv-Kyiv) /Ed. Dr.Sci., Prof. Ponomarenko O.I. - Kharkiv, NTU "KhPI". – 530 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. 4 dated 04.26.2024

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

ISBN 978-617-05-0490-6

© НТУ «ХПІ», 2024

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

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

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

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

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

Сухий К.М. – д.т.н., проф., в.о. ректора УДУНТ, Дніпро;

Величко О.Г. – д.т.н., проф., директор ННІ «Інститут промислових та бізнес технологій» УДУНТ, Дніпро;

Оборський Г. О. – д.т.н., проф., ректор Національного університету «Одеська політехніка», Одеса;

Грешта В.Л. – к.т.н, проф., ректор Національного університету (НУ) «Запорізька політехніка», Запоріжжя;

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

Акімов О. В. – д.т.н., проф., зав. каф. НТУ «ХПІ», Харків;

Афтанділянц Є. Г. – д.т.н., проф., Національний університет біоресурсів і природокористування України (НУБіП), Київ;

Бубликов В. Б. – д.т.н., ст.н. спів., зав. відділом ФТІМС НАН України, Київ;

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;

Губін Г. В. – д.т.н., проф., зав. каф. Криворізького національного університету, Кривий Ріг;

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;

Кропівний В. М. – к.т.н., проф., зав. каф. Центральноукраїнського національного технічного університету, Кропивницький;

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

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. УДУНТ, Дніпро;

Ноговіцин О.В. – д.т.н., зав. відділу ФТІМС НАН України, Київ;

Пермяков О.А. – д.т.н., проф., зав. каф. НТУ «ХПІ», Харків;

Пономаренко О. І. – д.т.н., проф. 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;

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

Смірнов О.М. – д.т.н., проф, зав. відділом ФТІМС НАН України, Київ;

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

Тарасюк Л. І. – к.т.н., доц., зав. каф. Приазовського державного технічного університету (ПДТУ), Маріуполь;

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

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

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

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

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



Володимир Леонтійович Найдек – видатний вчений в галузі металургії та матеріалознавства, ветеран Фізико-технологічного інституту металів та сплавів НАН України (ФТІМС НАН України, попередня назва – Інститут проблем лиття), активний організатор науки, доктор технічних наук, професор, заслужений діяч науки та техніки України, академік Національної академії наук України.

Володимир Леонтійович народився у м. Василівка Запорізької області. З 1959 року після відмінного закінчення металургійного факультету Київського політехнічного інституту продовжив працювати асистентом кафедри автоматизації теплових процесів промислових підприємств інституту, навчався в аспірантурі і захистив кандидатську дисертацію у 1963 році. Його дослідження були спрямовані на удосконалення теплового режиму 250 та 500-тонних мартенівських печей і систем автоматичного регулювання на Алчевському металургійному заводі. Також були розпочаті дослідження можливостей вдування у сталеплавильну ванну зрідженого кисню замість газоподібного. У результаті було створено унікальну установку та обладнання для 600-тонної мартенівської печі та впроваджено цю технологію у виробництво.

З 1968 р. Володимир Леонтійович працював в Інституті проблем лиття АН УРСР на посадах старшого наукового співробітника, керівника лабораторії та відділу, заступника директора Інституту. З 1988 по 2016 р. був його директором і до останнього подиху активно працював почесним директором та радником при дирекції ФТІМС НАН України.

У 1986 році Володимир Леонтійович захистив докторську дисертацію, у якій були обґрунтовані основи теорії взаємодії фаз, технологія та обладнання для плазмової обробки сплавів з одночасною подачею реагентів у високотемпературну зону зануреного у розплав плазмового струменя.

У цілому широка наукова діяльність В.Л. Найдека була спрямована на підвищення якості та експлуатаційних характеристик сплавів масового призначення, а також синтез нових матеріалів шляхом створення ресурсозберігаючих, екологічно чистих процесів обробки розплавів. Було розроблено теорію та створено технології рафінування та модифікування чавуну та кольорових сплавів заглибленими високотемпературними газореагентними середовищами, запропоновано новий ресурсозберігаючий процесу отримання чавуну та сталі з багаторазовим використанням регенерованих сталеплавильних шлаків, показано можливості використання зовнішніх впливів для формування композиційних та інших матеріалів зі спеціальними властивостями.

Наукові напрацювання В.Л. Найдека знайшли відображення більш ніж у 500 публікаціях, зокрема 10 монографіях та понад 120 винаходах та патентах. Серед його учнів 7 докторів та 15 кандидатів наук.

За ініціатииви Володимира Леонтійовича у 1990 році для консолідації зусиль учених та виробничників, які працюють у галузі ливарного виробництва, було створено Асоціацію ливарників України, яку він довгий час очолював. А з 1993 року проводиться міжнародна виставка-ярмарка та науково-практична конференція «Литво», які стали найбільш вагомими заходами для промислового сектору України за сприяння Торгово-промислової палати Запоріжжя.

В.Л. Найдек входив до складу Бюро Відділення фізико-технічних проблем матеріалознавства НАН України, був членом металургійної секції Комітету з Державних премій України в галузі науки і техніки, Міжвідомчої науково-технічної ради з проблем позапічного оброблення та безперервного розливання сталі, керівником секції за новими матеріалами наукової ради НАН України за високими та критичними технологіями, членом експертної ради НАН України з питань науково-технічної експертизи інноваційних проєктів технологічних парків, очолював спеціалізовану раду з присвоєння вчених ступенів, був головою технічного комітету стандартизації України 177 «Ливарне виробництво», та головним редактором науково-технічних фахових журналів «Процеси лиття» та «Метал та лиття України», членом колегій низки інших наукових видань.

Висока значущість результатів наукової, науково-організаційної, педагогічної та суспільної діяльності В.Л. Найдека підтверджена обранням його академіком НАН України, нагородженням орденом «За заслуги» (повний кавалер), Почесною Грамотою Президії Верховної Ради УРСР, присвоєнням почесного звання «Заслужений діяч науки та техніки України», присудженням Державної премії України у галузі науки та техніки, премії НАН України імені З.І. Некрасова.

**МАТЕРІАЛІВ XX ЮВІЛЕЙНОЇ МІЖНАРОДНОЇ
НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ
«ЛИТВО-2024»**

Є. Г. Афтанділянц. ОПТИМІЗАЦІЯ ПРОЦЕСУ ВИГОТОВЛЕННЯ БІМЕТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ.....	16
Є. Г. Афтанділянц. ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ НА КІЛЬКІСТЬ ЗАЛИШКОВОГО АУСТЕНІТУ В ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ СТАЛЯХ.....	21
Є. Г. Афтанділянц. ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ ГАРТУВАННЯ І КІЛЬКОСТІ ЗАЛИШКОВОГО АУСТЕНІТУ НА ТВЕРДІСТЬ ЗАГАРТОВАНИХ ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ СТАЛЕЙ.....	24
А. С. Барсук. ВИЗНАЧЕННЯ ТВЕРДОСТІ ДООБТЕКТИЧНОГО ЗНОСОСТІЙКОГО ТІ-ЛЕГОВАНОГО ЧАВУНУ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ, ЩО ЕКСПЛУАТУЮТЬСЯ В УМОВАХ АБРАЗИВНОГО ТЕРТЯ.....	26
Ю. Д. Бачинський, О. П. Нестерук, Н. П. Моїсеєва, С. М. Медвідь. ВПЛИВ ПОДВІЙНОГО ОБРОБЛЕННЯ РОЗПЛАВУ МАГНІЄВМІСНИМИ ЛІГАТУРАМИ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ У ТОНКОСТІННИХ ВИЛИВКАХ.....	28
Д. М. Берчук, О. О. Ясинський, В. О. Овсянников. ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ГРАФІТИЗУВАЛЬНОГО МОДИФІКУВАННЯ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ФЕРОСИЛІЦІЄМ ФС75.....	30
В. І. Белік, А. Г. Пригунова, В. Ю. Шейгам, В. Д. Бабюк, Є. А. Жидков. ВПЛИВ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ ТА МАСОВОЇ ЧАСТКИ ЗАЛІЗА В СПЛАВІ АК16М2МгЖ НА РОЗМІР КРИСТАЛІВ ПЕРВИННОГО КРЕМНІЮ.....	32
Д.І. Білоник, Г.М. Лаптева, І.М. Білоник, О.В. Завгородній, Є.Я. Губар. ДОСЛІДЖЕННЯ МОЖЛИВОСТІ ОТРИМАННЯ ЕЛЕКТРОШЛАКОВИМ ЛИТВОМ ТИТАНОВИХ ВІДЛИВОК СКЛАДУ Ti-95%, Mo-5%.....	34
А. Ю.Борисенко, Г. В. Левченко, Н. М.Насонов. ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ФАКТОРІВ ВИРОБНИЦТВА НА СТРУКТУРУ ТА ТВЕРДІСТЬ ПОРШНЕВИХ КІЛЕЦЬ ІЗ СІРОГО ЧАВУНУ.....	38
A. G. Borisov, V. I. Belik. MORPHOLOGICAL FEATURES OF STRUCTURES OBTAINED BY TWO-STAGE CRYSTALLIZATION OF AL – 7.5 WT. % SI ALLOY.....	40
М. П. Бродніковський, Т. Л. Кузнецова. ОСОБЛИВОСТІ РОЗРОБКИ ЖАРОМІЦНИХ ЖАРОСТІЙКИХ НІОБІЄВИХ СПЛАВІВ ПІДВИЩЕНОЇ ТЕХНОЛОГІЧНОСТІ.....	47

В. Б. Бубликов, Ю. Д. Бачинський, О. П. Нестерук. НОВІ МАРКИ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ТА ПЕРСПЕКТИВИ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛИТТЯ ІЗ НИХ.....	50
В. Б. Бубликов, Ю. Д. Бачинський, О. П. Нестерук, В. О. Овсянников. ОТРИМАННЯ І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЗМІЦНЕНОГО ЛЕГУВАННЯМ КРЕМНІЄМ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ.....	52
В. Б. Бубликов, Ю. Д. Бачинський, Н. П. Моїсєєва, В. О. Овсянников, С. М. Медвідь. ЗАСТОСУВАННЯ СТАЛЕВИХ ВІДХОДІВ ПРИ ОТРИМАННІ ПЕРЛІТНОГО ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ З ПІДВИЩЕНОЮ ПЛАСТИЧНІСТЮ.....	54
В. Б. Бубликов, О. О. Ясинська, О. О. Ясинський, Д. М. Берчук. ВПЛИВ ЯКОСТІ ШИХТОВИХ МАТЕРІАЛІВ НА ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ У ВИЛИВКАХ.....	57
В. Б. Бубликов, О. О. Ясинський, О. О. Ясинська, Д. М. Берчук. ВПЛИВ ВІДПАЛУ НА СТРУКТУРУ І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЛЕГОВАНОГО МІДДЮ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ.....	60
Yang Wenjie, O. Akimov. COMPUTER INFORMATION TECHNOLOGY IN FOUNDRY PRODUCTION	62
В. А. Гнатуш. РИНОК МЕТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ 2020-2022.....	67
С.В. Гнилокурченко, О.В. Бякова, А.О. Власов, Д.С. Кітранов. МІКРОСТРУКТУРА СПІНЕНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ.....	75
С.В. Гнилокурченко, О.В. Бякова, В.Ю. Цивіліцин, Д.С. Кітранов, А.О. Власов. ЕЛЕКТРОПРОВІДНІСТЬ СПІНЕНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ.....	78
O. V. Derev'yanko, I. A. Nebozhak. SHERWOOD'S CRITERION IS AN INDICATOR FOR THE EFFICIENCY OF INTERACTION PROCESSES BETWEEN COMPOSITE MIXTURE COMPONENTS UNDER ELECTRO-THERMAL ACTION.....	80
В. С. Дорошенко, О. В. Михнян, С. І. Клименко. ПЕРСПЕКТИВНИЙ НАПРЯМ ЦИФРОВОГО МОДЕЛЮВАННЯ ТА ПРОГРАМУВАННЯ ЗД-ДРУКУ ПОЛІМЕРНИХ МОДЕЛЕЙ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ.....	84
В. С. Дорошенко, О. Б. Янченко. ІЗОТЕРМІЧНЕ ГАРТУВАННЯ ВИСОКОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ, ЯК ДІЄВИЙ СПОСІБ ПІДВИЩЕННЯ ЇХ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ.....	88
Ю.В. Доценко, В. Ю. Селівьорстов. ВПЛИВ ВІБРАЦІЇ ТА МОДИФІКУВАННЯ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ СИСТЕМИ AL-SI, ЩО ЗАЛИВАЄТЬСЯ В КОКІЛЬ.....	91
С.Д. Євтушенко, О.В. Акімов, О.І. Пономаренко. ЛИВАРНІ ДЕФЕКТИ ПРИ ЛИТТІ ПРИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ПІД ТИСКОМ.....	93

Є.Д. Євтушенко, Т.В. Берлізева, К.С. Дудко. ВИКОРИСТАННЯ ДОБАВОК У ПИЩАНО-ГЛИНИСТІ СУМІШІ В АВТОМАТИЗОВАНОМУ ВИРОБНИЦТВІ.....	95
N.S. Yevtushenko, I.O. Mezentseva, O.I. Ponomarenko, S.M. Mezentsev. ANALYSIS OF THE IMPACT OF HAZARDOUS SUBSTANCES THAT APPEAR DURING THE FOUNDRY PROCESS ON WORKING CONDITIONS AND THE ENVIRONMENT.....	97
N.S.Yevtushenko, O.I. Ponomarenko, M.M. Vorobyov, I.V. Lukyanov. PROPERTIES OF STARTING MATERIALS FOR THE MANUFACTURE OF RODS WITH RESIN BINDERS.....	100
N.S. Yevtushenko, N.Ye.Tverdokhliebova. METHODS FOR ASSESSING INCIDENCE IN FOUNDRY EMPLOYEES: SUBJECTIVE AND OBJECTIVE APPROACHES.....	103
В. Г. Єфімова, О. М. Смірнов, Є. О. Карпукін. КІНЕТИКА ПРОЦЕСУ ФІЛЬТРАЦІЇ АЛЮМІНІЄВИХ РОЗПЛАВІВ З ВИКОРИСТАННЯМ КЕРАМІЧНИХ ФІЛЬТРІВ.....	105
В. Г. Єфімова, О. М. Смірнов, Ю. О. Смірнов. ВИЗНАЧЕННЯ КІНЕТИЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОЦЕСУ РОЗЧИНЕННЯ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ У ШЛАКУ ПРОМІЖНОГО КОВША.....	107
М.І. Замятін, В.М. Замятін. КРІПЛЕННЯ ОБЛИЦЮВАЛЬНОГО СЛОЯ З ВОГНЕТРИВКОЇ ГУМИ НА ПОВЕРХНЮ МЕТАЛЕВОГО КОКІЛЯ.....	109
В. Г. Іванов, В. М. Сажнів, В.О. Сокульський. ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОЇ НАДІЙНОСТІ ЛИТИХ ДЕТАЛЕЙ ДРОБИЛЬНО-РОЗМЕЛЮВАЛЬНОГО ОБЛАДНАННЯ.....	113
Л.Х. Іванова, Є.В. Колотило, В.О. Терехін. ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ЧАВУННИХ КОКІЛІВ.....	115
В. В. Каверинський, А. І. Троцан, З. П. Сухенко. РОЗРАХУНОК ПОВЕРХОНЬ ЛІКВІДУСУ І СОЛІДУСУ У СИСТЕМАХ Fe-Mn-Si ТА Ti-Mn-Si З ВИКОРИСТАННЯМ CALPHAD МЕТОДУ.....	118
П. Б. Калюжний, О. Й. Шинський, В. С. Дорошенко. УДОСКОНАЛЕННЯ СТУПІНЧАСТОЇ ЛИВНИКОВОЇ СИСТЕМИ ДЛЯ ЛИТТЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ.....	123
І. І. Карпенко, С. І. Клименко, А. М. Верховлюк, С. В. Гнилокурченко, І. А. Шалевська. ДЕКАРБОНІЗАЦІЯ ЯК НЕВІД'ЄМНА СКЛАДОВА ІННОВАЦІЙНОГО РОЗВИТКУ МЕТАЛУРГІЙНИХ ТА ЛИВАРНИХ ВИРОБНИЦТВ.....	126

К. Г. Квасницька, П. Б. Калюжний, О. В. Нейма, О. В. Михнян, В. О. Нога. МЕТОДИ ВИЗНАЧЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ КЕРАМІЧНИХ ФОРМ.....	131
Ю. Г. Квасницька, Н. В. Кир'якова, І. В. Олексенко, Т. В. Степанова. СТРУКТУРНИЙ СТАН ЗАЕВТЕКТОЇДНИХ СТАЛЕЙ ЛЕГОВАНИХ МІДДЮ.....	135
С. В. Кирилаха, О. Є. Капустян. АДИТИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ В ЛИВАРНМУ ВИРОБНИЦТВІ.....	138
Т. Л. Кузнецова, М. П. Бродніковський. ОСОБЛИВОСТІ ПЕРСПЕКТИВНОЇ КОМПЛЕКСНОЇ БЕЗВІДХОДНОЇ ТЕХНОЛОГІЇ ВИПЛАВКИ ЛИВАРНИХ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ.....	140
О. О. Кузьменко, М. О. Василенко. ДЕ-ЯКІ РЕКОМЕНДАЦІЇ ЩОДО РОЗРОБКИ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ МЕТОДАМИ ХОЛОДНОГО ОБ'ЄМНОГО ШТАМПУВАННЯ.....	144
Т. В. Лисенко, О.Г. Дерев'янченко, М. П. Тур, К. В. Кисельов, К. О. Данілова. АНАЛІЗ МІКРОСТРУКТУР ЛИТИХ ЗАГОТОВОК ШВИДКОРІЗАЛЬНОЇ СТАЛІ HS6-5-2.....	147
Т.В. Лисенко, Є.М. Козішкурт, К.О. Крейцер. ВИКОРИСТАННЯ МЕТОДУ ГІДРОДИНАМІКИ ЗГЛАДЖЕНИХ ЧАСТИНОК ПРИ МОДЕЛЮВАННІ ЛИВАРНИХ ПРОЦЕСІВ.....	150
В. Ю. Лисенков. ВИЗНАЧЕННЯ ДИНАМІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРЕСУВАННЯ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ РАЗОВИХ ПІЩАНИХ ФОРМ.....	152
В.М. Ломакін, В.М. Кропівний, Є.Г. Афтандіянц, С.В. Гнилокурченко. МОДЕЛЮВАННЯ ТА ЧИСЕЛЬНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ КІНЕТИКИ ЗАТВЕРДІННЯ ЧАВУННИХ МЕЛЮЧИХ КУЛЬ У КОКІЛІ.....	154
В. В. Мазур. НАПРЯМИ РОЗВИТКУ ТЕОРІЇ І ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА ТЕПЛОІЗОЛЯЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ МЕТАЛУРГІЇ.....	157
О.В. Масалітіна, М.І. Шклярук. АВТОМАТИЗАЦІЯ ТА РОБОТИЗАЦІЯ В ЛИВАРНМУ ВИРОБНИЦТВІ: ШЛЯХ ДО ЕФЕКТИВНОСТІ ТА ПОДОЛАННЯ ТРУДНОЩІВ.....	158
С. М. Мезенцев, О. І. Пономаренко, І. О. Мезенцева, Н. С. Євтушенко. ШЛЯХИ ОТРИМАННЯ ФЕРОСПЛАВІВ ІЗ ВІДХОДІВ МАШИНОБУДІВНИХ ПІДПРИЄМСТВ.....	160
І. О. Мезенцева, Н. С. Євтушенко, О.Г. Мартиненко. ТЕНДЕНЦІЇ ПРОФЕСІЙНИХ ЗАХВОРЮВАНЬ У ПРАЦІВНИКІВ ЛИВАРНИХ ЦЕХІВ	162

А.В. Мельников. ДОСВІД ОТРИМАННЯ ВИЛИВКА ЗА АДДИТИВНОЮ БЕЗМОДЕЛЬНОЮ ТЕХНОЛОГІЇ ТОВ «МКАСТ».....	165
А. В. Нарівський, О. М. Смірнов, Ю. П. Скоробагатько, М. С. Горюк, А. Ю. Семенко, С. В. Семірягін, А. О. Горшков. ЗАСТОСУВАННЯ ЕЛЕКТРОМАГНІТНОЇ ДІЇ ТА ПЛАЗМОВОЇ КОМПОНЕНТИ ПРИ ОТРИМАНІ ЗАЕВТЕКТИЧНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ.....	167
А. М. Недужий, В. С. Дорошенко, А. Г. Пригунова. ТЕНДЕНЦІЇ ВИКОРИСТАННЯ АЛЮМІНІЮ В СУЧАСНИХ ЕЛЕКТРОМОБІЛЯХ.....	173
А. М. Недужий, А. Г. Борисов, Л. К. Шеневідько. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ МОРФОЛОГІЇ ПЕРВИННОЇ ТВЕРДОЇ ФАЗИ НА ТВЕРДІСТЬ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АК7ПЧ.....	176
А. М. Недужий, А. Г. Пригунова, Л. К. Шеневідько. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕМПЕРАТУРИ ЗАЛИВКИ, ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ ТА МЕХАНІЧНОГО ПЕРЕМІШУВАННЯ НА МАКРО- І МІКРОСТРУКТУРУ ЗАЕВТЕКТИЧНОГО ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ПОРШНЕВОГО АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АК16М2МгЖ.....	179
О. П. Нестерук, Ю. Д. Бачинський, Н. П. Моїсєєва, С. С. Логунов. ОСНОВНІ ТЕХНОЛОГІЧНІ РІШЕННЯ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ І ЯКОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ У ВИЛИВКАХ.....	181
Д. А. Ніколаєв. РАЦІОНАЛЬНЕ КОРИГУВАННЯ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ЧАВУНУ НА ОСНОВІ ТЕХНОЛОГІЧНОГО АУДИТУ ЕЛЕКТРОДУГОВОЇ ПЛАВКИ.....	183
В. Г. Новицький, Ю. Г. Квасницька, В. Л. Лахненко, В. В. Тихонович, І. В. Олексенко, Д. І. Лиховеї. ЗАСТОСУВАННЯ ЛИТИХ ХРОМИСТИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ НАСОСНОГО УСТАТКУВАННЯ В ЕНЕРГЕТИЦІ ТА НАФТОПЕРЕРОБНІЙ ПРОМИСЛОВOSTІ.....	185
О. В. Ноговіцин, А. Г. Пригунова, Т. А. Аюпова, О. А. Носко. ЕВОЛЮЦІЯ ФАЗОВОГО СКЛАДУ ВИСОКОМІЦНОГО СПЛАВУ В95 В ТЕХНОЛОГІЧНОМУ ПРОЦЕСІ ЛИТТЯ-ПРОКАТУВАННЯ-ТЕРМІЧНА ОБРОБКА.....	190
О. В. Ноговіцин, С. В. Пригунов. ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ, ЩО ДЕФОРМУЮТЬСЯ, ВИКОРИСТАННЯМ ПОКРИТТІВ.....	195
О.О. Педаш, Н.О.Лисенко, С.М. Данилов, Д.О. Тьомкін, В.В. Наумик. ПІДВИЩЕННЯ ІНТЕГРАЛЬНОЇ ПЛАСТИЧНОСТІ ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ МОДИФІКУВАННЯМ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ ВІДПОВІДАЛЬНИХ ДЕТАЛЕЙ ГТД.....	198

Ю. П. Петруша, С.О. Юрчук. ПІЧНЕ ОБЛАДНАННЯ, УСТАТКУВАННЯ ТА ОСНАЩЕННЯ ДЛЯ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ВИРОБНИЦТВА БІМЕТАЛЕВИХ ЗАГОТОВОК.....	201
Б.О. Пічиневський, Т.В. Берлізева. ОСОБЛИВОСТІ ВИБІВКИ ЛИВАРНИХ ФОРМ ЗА ДОПОМОГОЮ ІНЕРЦІЙНОЇ ВИБІВНОЇ РЕШІТКИ.....	203
A. G. Prigunova, M. V. Koshelev, A. G. Borisov. PRIMARY SILICON IN HYPEREUTECTIC ALLOY AL – 16.5 % WT. SI TREATED IN THE LIQUID STATE BY A CHANGING UNIPOLAR PULSED ELECTRIC CURRENT.....	206
О. С. Роїк, О. М. Яковенко, Д. С. Каніболоцький, А. М. Верховлюк, Р. А. Сергієнко, О. А. Щерецький, О. В. Железняк. РЕНТГЕНОФАЗОВИЙ АНАЛІЗ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМ FeNiCrCuAl ТА FeNiCrCuMn.....	212
А.А. Севоян, О.В. Акімов. ПІДВИЩЕННЯ ТЕХНІКО-ЕКОНОМІЧНИХ ПОКАЗНИКІВ ПІД ЧАС ЛИТТЯ ЗАГОТІВОК ІЗ БРОНЗИ.....	215
В.Ю. Селівьорстов, Ю.В. Доценко, Т.В. Селівьорстова. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ МОДИФІКУВАННЯ КАРБІДОМ КРЕМНІЮ НА МАКРОСТРУКТУРУ ЛИТОГО ВТОРИННОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ AL-Si.....	216
А. Ю. Семенко, Ж. В. Пархомчук, В. І. Вейс, Р. Ф. Ліхацький, І. Ф. Ліхацький, М. М. Ворон, А. М. Тимошенко, О. В. Железняк. ОСОБЛИВОСТІ ВИПЛАВКИ Fe-Mn-Al-C СТАЛЕЙ ІНДУКЦІЙНИМ СПОСОБОМ.....	219
Р. А. Сергієнко, А. М. Верховлюк, О. А. Щерецький, Л. Д. Таранухіна. ТЕРМОДИНАМІЧНІ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ FeNiCrCuMn.....	222
Р. С. Сергійко, Р. А. Сергієнко, О. М. Яковенко, В. О. Щерецький, О. В. Железняк, М. І. Науменко. СТРУКТУРА ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ FeNiCrCuMn.....	226
К. А. Сіренко, В. Л. Мазур. ПЕРЕВАГИ І НЕДОЛІКИ ГАЛЬМІВНИХ КОЛОДОК З ЧАВУНУ ТА БАГАТОКОМПОНЕНТНИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ.....	230
К. А. Сіренко, О. А. Фролов, В. Л. Мазур. ВИЗНАЧЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЧАВУНУ НЕРУЙНІВНИМИ МЕТОДАМИ.....	233
В. М. Сліпченко, Ю.М. Коваль, С.М. Кедровський, В.В. Односум, В. М. Сліпченко, І.Р. Бублей. ВИГОТОВЛЕННЯ ТА ЛАБОРАТОРНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ ЛИТИХ СМАРТ СПЛАВІВ.....	235

О. М. Смірнов, А. Ю. Семенко, Ю. П. Скоробагатько, М. С. Горюк, Ю. О. Смірнов, В. В. Буряк, А. О. Горшков, Л. М. Лакомська. ПЕРСПЕКТИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ БЕЗПЕРЕРВНОЛИТОЇ ЗАГОТОВКИ.....	237
М. О. Соловей, М. М. Ворон. ЛИВАРНІ АЛЮМІНІЄВІ СПЛАВИ СИСТЕМИ Al-Fe-Mn-Ni, ЯКІ ПІДДАЮТЬСЯ ПЛАСТИЧНІЙ ДЕФОРМАЦІЇ ТА ТЕРМІЧНІЙ ОБРОБЦІ.....	240
В. О. Стригун, Н. М. Волошин, С. В. Гнилокурченко, Л. С. Чаплигіна. РОЗРОБЛЕННЯ ДЕРЖАВНИХ СТАНДАРТІВ УКРАЇНИ ДЛЯ ЛИТИХ ВИРОБІВ, АДАПТОВАНИХ ДО МІЖНАРОДНИХ ВИМОГ.....	242
М. І. Тарасевич, О. Й. Шинський, І. В. Корнієць, І. А. Шалевська, О. І. Рибіцький, М. М. Дьяченко. ВПЛИВ МАСОВОГО СПІВВІДНОШЕННЯ АРМУЮЧОЇ ФАЗИ ТА МАТРИЧНОГО СПЛАВУ НА ФОРМУВАННЯ АРМОВАНОГО ВИЛИВКА.....	245
N.Ye. Tverdokliebova, O.I Ponomarenko. EXTINGUISHING FIRES AT METALLURGICAL AND MECHANICAL ENGINEERING ENTERPRISES.....	248
А.М. Тимошенко, О.В. Шматко, В.П. Лихошва, М.О. Кудрявченко, Л.М. Клименко. ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ НАГРІВАННЯ РУХОМОЇ ЗАГОТОВКИ ПІД ВПЛИВОМ ІНДУКЦІЙНИХ ВИХРОВИХ СТРУМІВ ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ПОЛЯ ПРИ ОДЕРЖАННІ БІМЕТАЛЕВОЇ ШТАБИ.....	252
М.С.Треньов, О.І. Пономаренко. ВИКОРИСТАННЯ ФУЛЕРЕНІВ У МЕТАЛУРГІЇ.....	255
М.А. Фесенко, А.М. Фесенко. ПЕРСПЕКТИВИ ЗАСТОСУВАННЯ ЧАВУННИХ ДЕТАЛЕЙ ІЗ ФУНКЦІОНАЛЬНО-ГРАДІЄНТНОЮ СТРУКТУРОЮ Й ВЛАСТИВОСТЯМИ ДЛЯ РОЗМІНУВАЛЬНОЇ ТЕХНІКИ.....	256
В. М. Фіксен. МОДЕЛЮВАННЯ ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ВПЛИВУ НА НЕМЕТАЛЕВІ ВКЛЮЧЕННЯ В РІДКОМУ МЕТАЛІ З ВИКОРИСТАННЯМ ПРОЗОРИХ ЕЛЕКТРОЛІТІВ.....	258
М. А. Фон Прусс. ВПЛИВ ПРОЦЕСУ ОСАДЖЕННЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВИЙ СТАН СПЛАВУ AlSi9Cu3.....	263
Л. В. Фролова. ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ РОЗМІРНОЇ ТА ГЕОМЕТРИЧНОЇ ТОЧНОСТІ ВИЛИВКІВ: ПІДХІД ДО ПОШУКУ ОПТИМАЛЬНИХ КОНСТРУКТОРСЬКО-ТЕХНОЛОГІЧНИХ РІШЕНЬ.....	266
Л. В. Фролова. ВИЗНАЧЕННЯ ВПЛИВУ ПАРАМЕТРІВ ЛИВАРНОЇ ОСНАСТКИ НА ЧАС ФОРМУВАННЯ ВИЛИВКІВ «КОЛОДКА ГАЛЬМІВНА».....	268

В.Є. Хричиков, О.В. Меняйло, Є.Г. Афтандіянц, С.Г. Гнилоскуренко, О.В. Яровий, В.А. Сорока. РОЗРОБКА МЕТОДІВ УСУНЕННЯ УСАДКОВИХ ДЕФЕКТІВ У ЧАВУННИХ ПРОКАТНИХ ВАЛКАХ.....	271
Zhang Jianguang, T. Berlizeva. EXPLORING NEW METHODS, PROGRESSIVE TECHNOLOGIES, AND EQUIPMENT IN FOUNDRY PRODUCTION.....	273
Т. Г. Цір, А. Г. Вернидуб. ПОКРАЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИЛИВКІВ ІЗ ЗАЕВТЕКТИЧНОГО СИЛУМІНУ З ПІДВИЩЕНИМ ВМІСТОМ ЗАЛІЗА ПРИ РЕОЛИТТІ.....	276
І. А. Шалевська, М. М. Дьяченко. ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ ЗІ СПЕЦІАЛЬНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ.....	280
П.В. Шелепко, О.І. Пономаренко, М.М. Воробйов. ВИГОТОВЛЕННЯ МОДЕЛЬНОГО КОМПЛЕКТУ ОСНАСТКИ В СУЧАСНОМУ ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ.....	283
В.П. Школяренко, О.В. Середенко О.Л.Гончаров, І.Р.Баранов. ОБГРУНТУВАННЯ РАЦІОНАЛЬНОЇ ТЕМПЕРАТУРИ ЛИТТЯ СПЛАВУ АМГ6 ПІД ДІЄЮ ВІБРАЦІЇ ДЛЯ ФОРМУВАННЯ ОДНОРІДНОЇ СТРУКТУРИ.....	285
В.П. Школяренко, О.В. Середенко, С.В.Пригунов. АНАЛІЗ СТРУКТУР СПЛАВУ «МІДЬ-ЗАЛІЗО» РОЗЛИТОГО З МЕХАНІЧНИМ ПЕРЕМІШУВАННЯМ РОЗПЛАВУ У ТИГЛІ ІНДУКЦІЙНОЇ ПЕЧІ.....	290
В.П. Школяренко, Д.О. Дереча, Н.Ф.Зубеніна, М.І.Смирнов. МЕТОДИКА ТА РЕЗУЛЬТАТИ МАГНІТО-АКУСТИЧНИХ ВИМІРЮВАНЬ ВЛАСТИВОСТЕЙ СПЛАВУ «МІДЬ-ЗАЛІЗО».	296
В.П. Школяренко, В.О. Середенко, О.В.Чістяков. ОБГРУНТУВАННЯ РАЦІОНАЛЬНОГО ТЕХНОЛОГІЧНОГО ПРОЦЕСУ ВИПЛАВКИ СПЛАВУ «МІДЬ-ЗАЛІЗО».....	300
CONTENTS	
of the Proceedings of XX INTERNATIONAL SCIENTIFIC AND PRACTICAL ANNIVERSARY CONFERENCE «FOUNDRY-2024»	307
Матеріали XIII МІЖНАРОДНОЇ НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ «Металургія 2023»	
Contents of the Proceeding of XIII INTERNATIONAL SCIENTIFIC AND PRACTICAL CONFERENCE «METAL-LURGY-2024»	525

Є. Г. Афтанділянц

Національний університет біоресурсів и природокористування України, Київ

ОПТИМІЗАЦІЯ ПРОЦЕСУ ВИГОТОВЛЕННЯ БІМЕТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ

Оптимізація технологічних параметрів виготовлення біметалевих виливків з прогнозованими властивостями є зворотним завданням керування, яке може вирішуватися методом покоординатного спуску і інтерпретацією даних в процесі обчислень.

Розрахунок оптимальних технологічних параметрів виготовлення біметалевих виливків починається з визначення необхідного технічного ресурсу роботи виливка (τ_z), вибору дробильно-розмельного устаткування, аналізу креслення деталі робочого органу, виду і твердості матеріалу (HV), що подрібнюється.

Наступним етапом є визначення роботи одноразового удару біметалевого виливка (A) обраного дробильно-розмельного устаткування по матеріалу, що подрібнюють, і введення значень HV і A в рівняння 1

$$f(D_{кчТО}, D_{мчТО}, D_{ачТО}) = f(\tau_z, A, HV) = C_0, \quad (1)$$

де C_0 – постійна, що залежить від значень τ_z , A і HV.

де $D_{кчТО}$, $D_{мчТО}$ і $D_{ачТО}$ розмір карбідів, голок мартенситу і зерен аустеніту в робочому шарі після термічної обробки, відповідно.

В роботі [1] показано, що ефективність впливу розмірів карбідів ($D_{кчТО}$) на ресурс роботи біметалевого виливка в 1,7 рази вище, ніж пакетів мартенситу ($D_{мчТО}$) і зерен аустеніту ($D_{ачТО}$) і становить відповідно 48, 26 і 26%. Приймаючи відповідний внесок структурних факторів у значення C_0 , рівняння (1) перетворювали в систему наступних рівнянь:

$$F_1(D_{кчТО}^0) = 0,48 \cdot C_0, \quad (2)$$

$$F_2(D_{мчТО}^0) = 0,26 \cdot C_0, \quad (3)$$

$$F_3(D_{ачТО}^0) = 0,26 \cdot C_0, \quad (4)$$

Згідно роботи [2] розміри карбідів ($D_{кчТО}$), пакетів мартенситу ($D_{мчТО}$) і зерен аустеніту ($D_{ачТО}$) в робочому шарі після термічної обробки є функціями вуглецевих еквівалентів чавуну ($C_{эч}$) і матриці чавуну ($C_{эмч}$), а $D_{кчТО}$, також, функцією розмірів карбідів в робочому шарі в литому стані ($D_{кч}$). Підставляючи залежності $D_{кчТО}$, $D_{мчТО}$ і $D_{ачТО}$ в рівняння (2), (3) і (4), визначали початкові значення $C_{эч}^0$, $C_{эмч}^0$ і $D_{кч}^0$ шляхом вирішення системи наступних рівнянь:

$$F_1(f_1(C_{эч}^0, C_{эмч}^0, D_{кч}^0)) = 0,48 \cdot C_0, \quad (5)$$

$$F_2(f_2(C_{эч}^0, C_{эмч}^0)) = 0,26 \cdot C_0, \quad (6)$$

$$F_3(f_3(C_{эч}^0, C_{эмч}^0)) = 0,26 \cdot C_0, \quad (7)$$

Виходячи з відомої залежності вуглецевого еквіваленту чавуну ($C_{эч}$) від його хімічного складу [3] і розмірів карбідів в робочому шарі в литому стані ($D_{кч}$) [2] визначали хімічний склад робочого шару, а після аналізу креслення виливка і умов експлуатації - масу робочого шару ($m_{рс}$) і основи (m_o), а також хімічний склад сталі і її вуглецевий еквівалент ($C_{эст}^0$).

При виборі сталі і чавуну необхідно враховувати, що високоякісне дифузійне з'єднання робочого шару та основи, тобто формування дифузійного перехідного шару без пор, тріщин, усадкових та інших дефектів формується при заливці рідкого чавуну на затверділу основу. Ця умова реалізується у випадку, коли температура закінчення затвердіння сталевих основи (температура солидус ($t_{сол}^{очн}$)) більше температури заливки чавунного робочого шару ($t_{зал}^{рш}$), тобто, коли реалізується така нерівність

$$t_{сол}^{очн} > t_{зал}^{рш}, \quad (8).$$

Значення $t_{сол}^{очн}$ і оптимальну температуру заливки чавуну робочого шару ($t_{зал}^{рш}$) визначали за формулами наведеними в роботі [4].

Швидкість охолодження робочого шару в рідкому стані (V_{tl}^0) і інтервалі затвердіння ($V_{\Delta t_3}^0$) визначали шляхом аналізу закономірності охолодження біметалевих виливків, після заливки розплавів в ливарну форму і в процесі їх затвердіння, в умовах діючого або виробництва, що планується.

Після визначення вихідних даних за формою (1) розраховується технічний ресурс роботи виливки (τ_p), який порівнюється із заданим ресурсом роботи (τ_3). У випадку, коли відмінність становить менше заданого рівня помилки, оптимізація технологічних параметрів виготовлення біметалевих виливків припиняється. В іншому випадку визначається значення постійної C_1 за формулою

$$f(D_{кчТО1}, D_{мчТО1}, D_{ачТО1}) = f(\tau_p, A, HV) = C_1, \quad (9)$$

де $D_{кчТО1}$, $D_{мчТО1}$, $D_{ачТО1}$ — значення розмірів карбідів, пакетів мартенситу і зерен аустеніту, що отримані при реалізації прийнятих вихідних даних.

Після визначення C_1 розраховується різниця $\Delta C = C_0 - C_1$. Залежно від знаку ΔC значення $D_{кчТО1}$, $D_{мчТО1}$, $D_{ачТО1}$ збільшуються чи зменшуються і розрахунки повторюються до тих пір, поки відмінність заданого і розрахованого технічного ресурсу роботи біметалевих виливків становить менше заданої помилки.

Блок-схема алгоритму оптимізації технологічних параметрів виготовлення біметалевих виливків з прогнозованими властивостями наведена на рис. 1.

Перевірку алгоритму оптимізації технології отримання біметалевих виливків проводили на робочих органах молоткової дробарки СМД-147. Технічний ресурс серійних молотків зі сталі 110Г13Л при подрібненні перліту твердістю 665 HV становить 620 годин.

Метою оптимізації технології виготовлення біметалевих молотків було збільшення їх технічного ресурсу до 2500 годин, тобто більш ніж в 4 рази.

Розрахунки показали, що робота одноразового удару молотка (А) становить 16464 Дж. Для вирішення поставленого завдання основні параметри структури та технології виготовлення біметалевих виливків повинні мати наступні значення: розмір карбідів після термічної обробки $D_{кчТО}^0 = 30,5$ мкм; розмір пакетів мартенситу після термічної обробки $D_{мчТО}^0 = 15,2$ мкм; розмір зерен аустеніту після термічної обробки $D_{ачТО}^0 = 61,1$ мкм; вуглецевий еквівалент чавуну $C_{эч}^0 = 3,61\%$; вуглецевий еквівалент

матриці чавуну після термічної обробки, $C_{эмч}^0 = 2,11\%$; швидкість охолодження робочого шару в рідкому стані $V_{л}^0 = 1,56\text{ }^{\circ}\text{C/c}$; швидкість охолодження робочого шару в інтервалі затвердіння $V_{\Delta t_3}^0 = 0,22\text{ }^{\circ}\text{C/c}$; розмір карбідів в робочому шарі в литому стані металу $D_{кч}^0 = 59,07\text{ мкм}$; вуглецевий еквівалент стали $C_{ст}^0 = 0,75\%$.

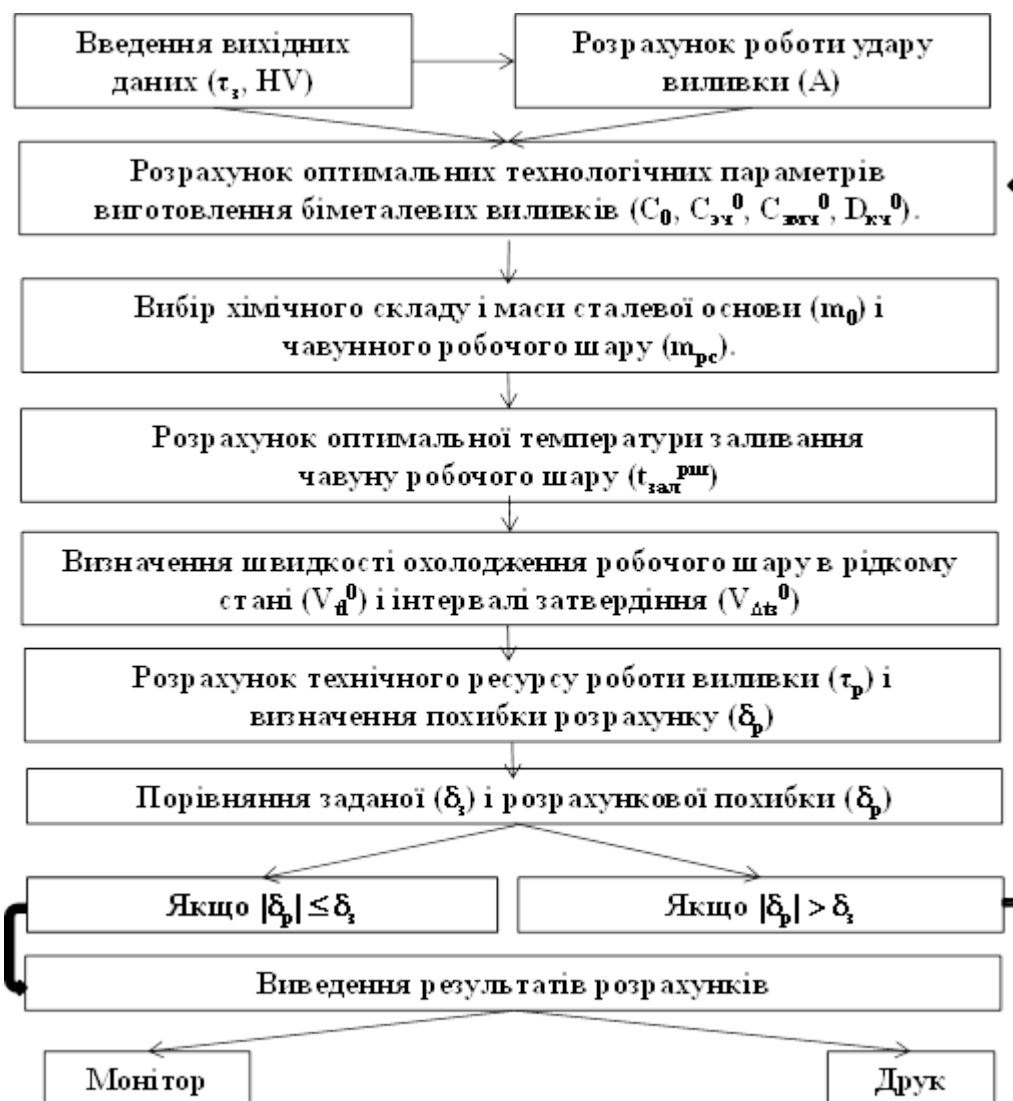


Рис. 1. – Блок-схема оптимізації параметрів виготовлення біметалевих виливків

Виходячи з оптимального співвідношення "якість - вартість" вибрали в якості металу-основи сталь 35ХГСЛ, а робочого шару - чавун 300Х12Г3М, вуглецеві еквіваленти яких відповідають вищенаведеним.

У результаті аналізу креслення молотка і умов його роботи прийняли масу робочого шару ($m_{рс} = 2\text{ кг}$), а металу-основи ($m_0 = 2,2\text{ кг}$). Біметалеві виливки молотка

виготовляли послідовної заливкою розплавів сталі і чавуну в рідкескляні ливарні форми.

Хімічний склад сплавів біметалевої пари наведено в табл. 1.

Таблиця 1

Хімічний склад сплавів біметалевої пари

Марка сплаву	Вміст елементів, %						
	C	Si	Mn	Cr	Mo	S	P
35ХГСЛ	0,35	0,7	1,15	0,75	–	0,021	0,030
300Х12Г3М	2,85	0,55	3,65	13,5	0,65	0,027	0,045

Результати випробувань біметалевих виливків "Молоток" на молоткової дробарці СМД-147 при подрібненні перліту показали, що загальний час їх напрацювання до повного зношування склав 2500 годин. За цей період було подрібнено 37212 тон перліту.

Виконані дослідження дозволяють оптимізувати процес виготовлення біметалевих виливків з заданим рівнем експлуатаційних властивостей.

На прикладі біметалевих молотків дробарки СМД-147 показано, що реалізація оптимізованих параметрів дозволяє в чотири рази збільшити технічний ресурс молотків в процесі дроблення перліту.

Список літератури

1. Закономерности формирования абразивной износостойкости биметаллических отливок/ Е. Г. Афтандилянц, О. А. Пеликан, В. П. Лихошва, В. В. Ширяев, Д. В. Глушков, Л. М. Клименко//Металл и литье Украины, №7, 2012.-с. 34-37.
2. Формирование структуры биметаллических отливок/Афтандилянц Е.Г., Пеликан О. А., Клименко Л.М., Костенко Д.Г.//Метал и литье Украины. 2014, № 8.- с. 29 – 35.
3. Гиршович Н.Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках. М.–Л.: Машиностроение, 1966. – 562 с.
4. Біметалевий робочий орган дробарки/. Ю. М. Романенко, Є. Г. Афтанділянц, І. О. Шинський, О. А. Пелікан //Патент на корисну модель № 39793. Бюл. № 5 від 10.03.2009 р.

УДК 621.74.046:620.178.16

Є. Г. Афтанділянц

Національний університет біоресурсів и природокористування України, Київ

ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ НА КІЛЬКІСТЬ ЗАЛИШКОВОГО АУСТЕНІТУ В ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ СТАЛЯХ

Вміст залишкового аустеніту в загартованих інструментальних сталях істотно впливає на їх властивості та експлуатаційні характеристики. Основними факторами, які визначають кількість залишкового аустеніту (A_{ret}), є хімічний склад сталі, температура нагрівання (t_h) і закінчення термічної обробки (t), а також температура початку мартенситного перетворення (t_{mst}).

Досліджували вплив хімічного складу сталі, температури нагрівання (t_h) та закінчення термічної обробки (t), а також температури початку мартенситного перетворення (t_{mst}) на вміст залишкового аустеніту в загартованих інструментальних сталях У12А, ХВГ, 9ХС наступних хімічних складів (мас. %): С = 0,9 – 1,2; Si = 0,17 – 1,4; Mn = 0,17 – 0,98; Cr до 1,1; W до 1,68.

Температура нагріву (t_h) і закінчення термічної обробки (t), а також температура початку мартенситного перетворення (t_{mst}) змінювалися, відповідно, у таких межах: t_h від 740 до 920 оС, t від 20 до 250 оС, t_{mst} від 100 до 300 оС .

Вміст залишкового аустеніту (A_{ret} , %) у досліджених сталях змінювалося від 17 до 100%.

Математичний аналіз результатів виконаних експериментів показав, що статистично значущий вплив на вміст залишкового аустеніту в досліджених сталях надають температура закінчення термічної обробки (t) і температура початку мартенситного перетворення (t_{mst}). Аналітична залежність такого впливу має наступний вигляд:

$$A_{ret} = 32,1 - 0,155 \cdot t_{mst} + 0,49 \cdot t, \quad R = 0,973 \quad (1)$$

Аналіз рівняння (1) показав, що при постійній температурі закінчення термічної обробки рівної 20 °С, збільшення температури початку мартенситного перетворення з 50 до 250 °С призводить до зниження вмісту залишкового аустеніту з 34 до 3%, тобто в 11 разів (рис. 1) . У разі постійної температури початку мартенситного перетворення

рівної 100 °С, зміна температури закінчення термічної обробки з 70 до мінус 30 °С призводить до зменшення вмісту залишкового аустеніту з 51 до 1,7 %, тобто в 30 разів (рис. 1).

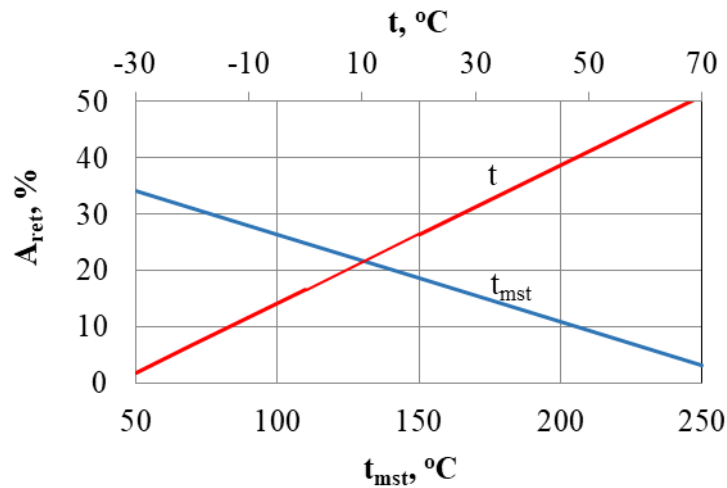


Рис. 1 Вплив температури закінчення термічної обробки (t) та температури початку мартенситного перетворення (t_{mst}) на вміст залишкового аустеніту в інструментальних сталях

Оцінюючи ефективність впливу факторів за критерієм Стюдента (t_{st}) встановили, що вплив температури початку мартенситного перетворення (t_{mst}) на зміну вмісту залишкового аустеніту в інструментальних сталях становить 13 % ($t_{st} = 3,6$), а температури закінчення термічної обробки – 87 % ($t_{st} = 23,3$).

Дослідження впливу хімічного складу інструментальних сталей та температури нагріву при термічній обробки (t_h) на температуру початку мартенситного перетворення (t_{mst}) показало, що математична модель такого впливу має такий вигляд:

$$t_{mst} = 1305 - 198 \cdot C - 131 \cdot Si - 117 \cdot Mn + 98 \cdot Cr - 29 \cdot W - 0,974 \cdot t_h, \quad (2)$$

$$R = 0,924$$

Аналіз рівняння (2) показує, що зі збільшенням вмісту вуглецю з 0,9 до 1,2 % температура початку мартенситного перетворення зменшується з 239 до 180 °С (рис. 2). Збільшення вмісту марганцю до 1% призводить до зниження температури початку мартенситного перетворення з 281 до 164 °С. Кремній, при збільшенні з 0,2 до 1,4 %, зменшує температуру початку мартенситного перетворення з 239 до 83 °С. Хром підвищує температуру початку мартенситного перетворення з 146 °С до 254 °С, за його

збільшенням до 1,1 %. Збільшення вмісту вольфраму до 1,8 % призводить до зниження температури початку мартенситного перетворення з 228 до 177 °C.

Вплив температури нагріву під гартування (t_h) визначається ступенем гомогенізації аустеніту і в досліджених умовах збільшення t_h з 740 °C до 920 °C призводить до зниження t_{mst} з 298 до 123 °C. (Рис. 2).

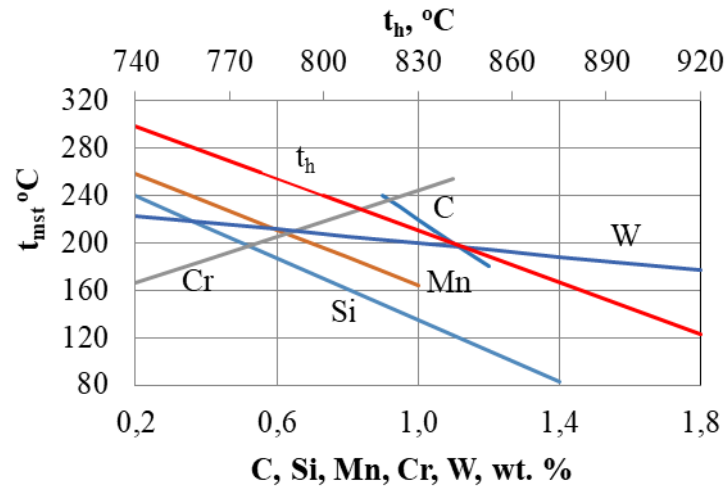


Рис. 2 Вплив хімічного складу та температури нагрівання під гартування (t_h) на температуру початку мартенситного перетворення (t_{mst}).

Базова сталь містить (мас.%): C = 1,05; Si = 0,42; Mn = 0,60; Cr = 0,66; W = 0,62. Базовий нагрів – 830 °C.

Аналізуючи вплив елементів на температуру початку мартенситного перетворення, слід зазначити, що за збільшенням питомої ефективності впливу 1% елемента їх можна розташувати в наступній послідовності: W, Cr, Mn, Si, C, що становить 29, 98, 117, 131, 198 °C/% відповідно.

Ефективність дії факторів, при їх комплексному впливі, що визначена за значеннями критерію Стюдента рівняння (2), становить для вуглецю 11%, кремнію – 17%, марганцю – 18%, хрому – 15%, вольфраму 7%, температури нагрівання під загартування – 32 %.

Результати виконаних досліджень показують, що кількість залишкового аустеніту в інструментальних сталях визначається, в основному, температурами початку мартенситного перетворення та закінчення термічної обробки, а вплив хімічного складу сталі та температури нагрівання під гартування на цей параметр пов'язаний зі зміною температури початку мартенситного перетворення.

ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ ГАРТУВАННЯ І КІЛЬКОСТІ ЗАЛИШКОВОГО АУСТЕНІТУ НА ТВЕРДІСТЬ ЗАГАРТОВАНИХ ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ СТАЛЕЙ

Властивості загартованих інструментальних сталей залежать, в основному, від дисперсності мартенситної структури, характеру розподілу карбідів та кількості залишкового аустеніту. Найкращі властивості забезпечуються структурою дрібно голчастого мартенситу з рівномірно розподіленими дисперсними карбідами та оптимальною кількістю залишкового аустеніту. Проте закономірності впливу залишкового аустеніту на міцність і твердість загартованої інструментальної сталі досі досліджені недостатньо.

Серед численних факторів, що впливають на твердість загартованої інструментальної сталі, основними є температура та час витримки під загартування, хімічний склад сталі та кількість залишкового аустеніту, що утворюється в результаті загартування.

Дослідження впливу температури (t_q) та часу витримки (τ_q) під загартування проводили на інструментальних сталях P5, P9 та P18, які містили хімічні елементи у наступних межах (мас. %): C = 0,75 – 0,9; Si = 0,25 - 0,65; Mn = 0,2; Cr = 4,1 - 8,4; W = 4,3 – 18,3; V = 1,2 - 2,3. Вміст залишкового аустеніту (A_{rem} , %) у досліджених сталях змінювався від 2 до 65%. Температура нагріву (t_q) та витримка (τ_q) під гартування змінювалися, відповідно, у таких межах: t_q від 1050 до 1300 °C, τ_q від 2 до 10 хвилин.

Математичний аналіз результатів виконаних експериментів показав, що статистично значущий вплив на твердість (HRC) досліджених загартованих сталей надають температура гартування (t_q , °C), вміст вольфраму (W) і вміст залишкового аустеніту (A_{rem} , %). Аналітична залежність такого впливу має наступний вигляд:

$$HRC = -156,84 - 0,0051 \cdot W^2 + 0,351 \cdot t_q - 0,0001 \cdot t_q^2 - 0,0034 \cdot A_{rem}^2, \quad (1)$$

$$R = 0,966; \delta = 1,01 \text{ \%}.$$

Аналіз рівняння (1) показує, що при мінімальному вмісті вольфраму (W=4,3%) і залишкового аустеніту ($A_{rem}=2\%$) збільшення температури гартування з 1050 до 1300 °C приводить до підвищення твердості загартованої інструментальної сталі на 13 %.

(рис. 1). Ріст кількості залишкового аустеніту з 2 до 65 % приводить до зниження твердості сталі з 62 до 48 HRC, тобто на 23%.

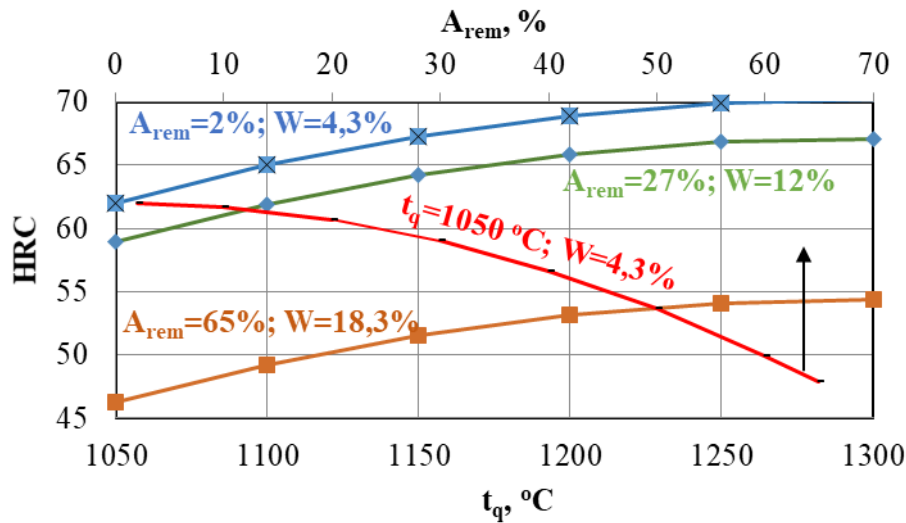


Рис. 1 Вплив температури гартування (t_q), кількості залишкового аустеніту (A_{rem}) і вольфраму (W) на твердість (HRC) загартованої інструментальної сталі

Збільшення кількості вольфраму в сталі до 12 % і залишкового аустеніту до 27 % практично не змінюють ефективність впливу температури гартування, збільшення якої з 1050 до 1300 $^\circ\text{C}$ приводить до підвищення твердості загартованої інструментальної сталі на 14 %.

Однак при подальшому збільшенні кількості вольфраму в сталі до 18,3 % і залишкового аустеніту до 65 % спостерігається підвищення ефективності впливу температури гартування, збільшення якої з 1050 до 1300 $^\circ\text{C}$ приводить до підвищення твердості загартованої інструментальної сталі з 46 до 54 HRC, тобто на 18 %.

Оцінюючи ефективність впливу факторів за критерієм Стюдента (t_{st}) встановили, що вплив вмісту вольфраму на твердість загартованих інструментальних сталей складає 12 % ($t_{st} = 2,33$), температури гартування – 34 % ($t_{st} = 6,59$), а вмісту залишкового аустеніту – 54 % ($t_{st} = 10,57$).

Аналіз результатів виконаних досліджень показує, що за ефективністю впливу факторів на твердість загартованих інструментальних сталей їх можна розташувати в наступній послідовності: вміст вольфраму, температура гартування, вміст залишкового аустеніту. Відносна ефективність впливу факторів складає, відповідно, 1,0:2,8:4,5.

А. С. Барсук

Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», Харків

ВИЗНАЧЕННЯ ТВЕРДОСТІ ДООВТЕКТИЧНОГО ЗНОСОСТІЙКОГО ТІ- ЛЕГОВАНОВОГО ЧАВУНУ ДЛІ ДЕТАЛЕЙ, ЩО ЕКСПЛУАТУЮТЬСІ В УМОВАХ АБ- РАЗІВНОГО ТЕРТІ

Об'єктом дослідження є зносостійкий чавун, призначений для литих деталей, що працюють за умов інтенсивного абразивного тертя в процесі експлуатації. Прикладами таких деталей можуть бути лопатки змішувачів різного функціонального призначення, до експлуатаційних властивостей яких відносять стійкість, яка залежить від твердості, що визначається за шкалою HRC. Для надання таким литим деталям зносостійких властивостей чавуни, з яких вони виготовляються, легують елементами, що сприяють формуванню карбідів різного складу: W, V, Mo, Ti тощо. Основною проблемою, яка перешкоджає цілеспрямованому вибору матеріалів, є неповне знання щодо впливу хімічного складу на властивості, зокрема зносостійкість, що перешкоджає обґрунтованому критерію вибору.

Методами регресійного аналізу отримана математична модель, що включає рівняння регресії виду $HRC=f(C; C_{eq}; Ti)$, яка пов'язує вміст в чавуні вуглецю, титану та вуглецевий еквівалент та твердість. Отримана модель дозволяє здійснювати цілеспрямований вибір хімічного складу, що забезпечує задану величину HRC, від якої залежить зносостійкість. Оптимізація хімічного складу, виконана за цією моделлю, дозволила визначити, що хімічний склад, що забезпечує максимум твердості $HRC=49$, знаходиться за межами області планування: $C=3.54\%$, $C_{eq}=3.95\%$, $Ti=3.56\%$.

Встановлено, що таке ж значення твердості може бути отримано і всередині розглянутої області планування, яка має довільний вигляд, забезпечений доступними умовами пасивного експерименту, наведеними в таблиці 1.

Таблиця 1

Область планування експериментів

Параметри нормування	C, %	C _{eq} , %	Ti, %
Нижня межа, %	2.21	2.539	0.28
Верхня межа, %	3.34	3.827	2.94
Середнє значення, %	2.775	3.183	1.61

Відповідно до наявних експериментальних даних, значення вхідних змінних, що дорівнюють $C=3.34\%$, $C_{eq}=3.727\%$, $Ti=0.73\%$, забезпечують отримання твердості на рівні $HRC=49$. Такі альтернативні варіанти щодо складу і властивостей можуть свідчити про те, що поверхня відгуку $HRC=f(C; C_{eq}; Ti)$ має складний вигляд, який потребує додаткових досліджень. Валідація отриманої математичної моделі перевірялася шляхом перевірки ступеня відповідності кожного рівняння регресії експериментальним даним шляхом оцінювання попадання дійсних експериментальних значень довірчий інтервал із заданою довірчою ймовірністю. Вона показала, що отримана математична модель працездатна для прогнозування твердості у вибраному інтервалі змінного варіювання та може бути використана двома способами: конструкторським та експлуатаційним. Перший дозволяє конструкторам призначати оптимальний хімічний склад чавуну за критерієм максимальної твердості. Другий дозволяє вибирати ту партію литих деталей, що поставляються, яка задовольняє заданим експлуатаційним вимогам по зносостійкості, яка залежить від твердості.

Список літератури

1. Frolova, L., Barsuk, A., Nikolaiev, D. (2022). Revealing the significance of the influence of vanadium on the mechanical properties of cast iron for castings for machine-building purpose. *Technology Audit and Production Reserves*, 4 (1 (66)), 6–10. doi: <http://doi.org/10.15587/2706-5448.2022.263428>
2. Demin, D. A. Change in cast iron's chemical composition in inoculation with a Si-V-Mn master alloy [Text] / D. A. Demin // *Litejnoe Proizvodstvo*. – 1998. – Vol. 6. – P. 35.
3. Kontorov, B. M., Kunin, N. M. (1960). *Iznosostoykie belye chuguny, legirovany borom i titanom*. *Liteynoe proizvodstvo*, 4.
4. Emelyushin, A. N. (2000). Vliyanie titana i bora na iznosostoykost' chuguna prednaznachennogo dlya mehanicheskoy obrabotki nemetallicheskih materialov instrumenta iz hromistyh chugunov. *Izvestiya vysshih uchebnyh zavedeniy. Chernaya metallurgiya*, 2, 28–29.
5. Mohanad, M. K., Kostyk, V., Domin, D., & Kostyk, K. (2016). Modeling of the case depth and surface hardness of steel during ion nitriding. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 2(5(80)), 45–49. <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2016.65454>
6. Kostyk, K. O. Development of the high-speed boriding technology of alloy steel [Text] / K. O. Kostyk // *Eastern-European Journal of Enterprise Technology*. – 2015. – Vol. 6, Issue 11 (78). – P. 8–15. doi: 10.15587/1729-4061.2015.55015

Ю. Д. Бачинський, О. П. Нестерук, Н. П. Моїсєєва, С. М. Медвідь

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: ot.del.vch@gmail.com

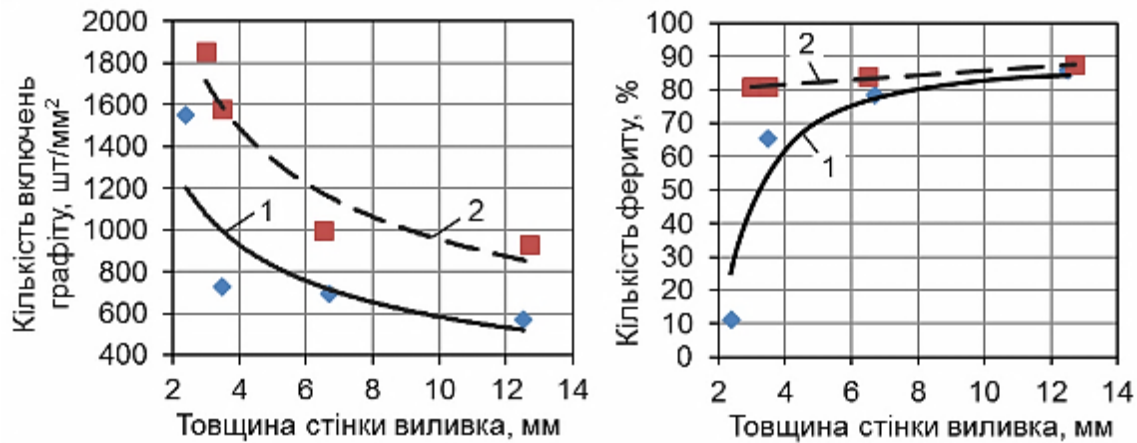
ВПЛИВ ПОДВІЙНОГО ОБРОБЛЕННЯ РОЗПЛАВУ МАГНІЄВМІСНИМИ ЛІГАТУРАМИ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ У ТОНКОСТІННИХ ВИЛИВКАХ

Було досліджено доцільність варіанту подвійного модифікування розплаву різними типами магнієвмісних лігатур на структуроутворення високоміцного чавуну з кулястим графітом.

Виплавку металу проводили в індукційній електропечі місткістю 10 кг готового розплаву на шихті із 8,3 кг базового чавуну та 0,1 кг ФС75. У обох порівнюваних варіантах розплав модифікували феросиліцій-магнієвою лігатурою ФСМг6 фракції 5,0-5,8 мм (1 % від маси розплаву) у відцентровій реакційній камері ливарної форми, у якій отримували ступеневі проби з товщиною перетину ступеней на моделі 2,5; 5,0; 10,0 та 15,0 мм (фактична товщина була дещо більшою). В одному з варіантів оброблення отриманий розплав перед його випуском і заливанням у форми модифікували у тиглі індукційної печі нікель-магнієвою лігатурою НіМг15 (у кількості 0,5 % від ємності печі) і витримували декілька хвилин. Температура розплаву при заливанні складала 1450-1460 °С.

Отримані результати дозволили виявити значний позитивний вплив додаткового передмодифікувального оброблення розплаву нікель-магнієвою лігатурою НіМг15 на зміну параметрів мікроструктури високоміцного чавуну. Структурно-вільний цементит не утворювався в жодній з проведених плавок. Проте значно змінювались параметри графітової фази та кількість фериту у мікроструктурі (рис. 1). Кількість включень графіту в структурах досліджених високоміцних чавунів закономірно зменшується при збільшенні товщини стінки вилівка. Порівняно з одностадійним модифікуванням ФСМг6 у ливарній формі, у випадку подвійного модифікування (НіМг15 у печі + ФСМг6 у формі) кількість включень графіту збільшується мінімум в 1,5 рази залежно від товщини стінки вилівка. Таким чином, такий варіант подвійного оброблення характеризується підвищеною інокулювальною здатністю. При цьому переважний діаметр включень графіту складає 9 мкм. Незважаючи на збільшення масової частки магнію і нікелю, який вважається перлітизувальним елементом, при двохстадійному модифіку-

ванні кількість фериту в структурі металевої основи становить понад 80 % та збільшується зі збільшенням товщини стінки виливка незначно. Найбільш помітно це проявляється при товщині стінок виливків до 5 мм, які прийнято вважати тонкостінними: у стінці товщиною 3,5 мм кількість фериту збільшується з 65 % до 82 %, для тонших перетинів – у 1,5-2 рази.



- 1 – ВЧ після одностадійного оброблення (0,042 % Mg, 0,18 % Ni);
 2 – ВЧ після двохстадійного оброблення (0,061 % Mg, 0,57 % Ni)

Рис. 1 – Зміна кількості вклучень кулястого графіту та фериту у мікроструктурі високоміцного чавуну залежно від його хімічного складу та товщини стінки виливка

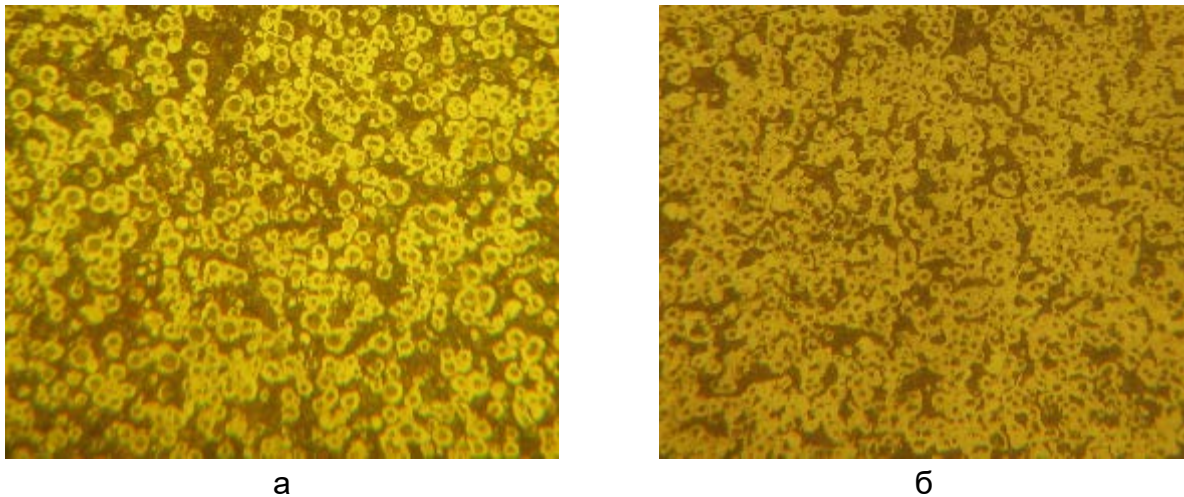


Рис. 2 – Мікроструктури ($\times 100$) високоміцних чавунів у стінці завтовшки 3,5 мм після одно- (а) та двохстадійного модифікувального оброблення (б)

Таким чином, встановлено, що застосування комбінації різних видів магнієвмісних лігатур є ефективним засобом підвищення рівня інокулювання, графітизування і феритизування металевої основи високоміцного чавуну, що сприяють підвищенню міцнісно-пластичних показників металу готових виробів та покращенню оброблюваності їх різанням.

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

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

e-mail: ot.del.vch@gmail.com

ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ГРАФІТИЗУВАЛЬНОГО МОДИФІКУВАННЯ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ФЕРОСИЛІЦІЄМ ФС75

Значна частина досліджень спрямовується на підвищення ефективності модифікувального впливу на процес кристалізування тонкостінних виливків з високоміцного чавуну для одержання їх без відбілу та з підвищеним комплексом технологічних, механічних і службових властивостей. Одержання без відбілу тонкостінних виливків дозволяє експериментально встановлена висока графітизувальна здатність внутрішньоформового модифікування, максимально наближеного за часом до початку процесу кристалізування [1, 2]. У якості основи графітизувальних модифікаторів використовують феросиліцій, який, завдяки високій графітизувальній здатності кремнію, ефективно підвищує активність вуглецю в розплаві та твердому розчині.

перспективним для модифікування чавуну є застосування кальцію, який є активним десульфуратором та розкислювачем і покращує модифікувальну здатність феросиліцію. Кальцієвмісні феросплави утворюють значну кількість шлаку, який гальмує тепломасообмінні процеси між розплавом та модифікатором, підвищують ступінь перлітизування структури одержаних чавунних виливків. Кількість шлаку, який утворюється, залежить від кількості кальцію у складі феросплаву, тому актуальними є дослідження впливу внутрішньоформового графітизувального модифікування малою кількістю кальцію у складі феросиліцію на структуроутворення високоміцного чавуну.

Досліджено вплив графітизувального модифікування феросиліцієм ФС75 з 0,5 % або 3 % кальцію на структуру високоміцного чавуну. Вплив графітизувального модифікування досліджували після сфероїдизувального модифікування у ковші феросиліцій-магній-кальцієвою лігатурою. Хімічний склад чавуну дослідних плавів (у %мас.): 3,8 С; 3,1 Si; 0,035 Mg; до 0,28 Mn; до 0,1 Cr; до 0,016 S; до 0,05 P. Для одержання ступеневої проби розплав заливали у форму, де в реакційній камері під стояком знаходився один з графітизувальних модифікаторів.

В результаті внутрішньоформового графітизувального модифікування у всіх перетинах ступеневої проби (2,5; 3,5; 6; 12 мм) структурно-вільний цементит відсутній і сформувалася феритно-перлітна металева основа.

Одержані експериментальні дані (наведено у таблиці) показують, що відносно невелике збільшення масової частки кальцію (з 0,5 % до 3,0 %) в феросиліції ФС75 посилює його інокулювальну здатність і зменшує кількість перліту, який утворюється у мікроструктурі сформованої феритно-перлітної металевої основи.

Таблиця – Вплив модифікаторів та товщини зразків на мікроструктуру високоміцного чавуну

Модифікатор	Товщина зразка, мм	Мікроструктура	
		Кількість включень графіту, шт/мм ²	Кількість перліту, %
ФС75 з 0,5 % кальцію	2,5	1000	20
	3,5	493	25
	6	480	14
	12	480	14
ФС75 з 3 % кальцію	2,5	1470	16
	3,5	703	16
	6	504	12
	12	500	12

Отримані результати свідчать про те, що феросиліцій ФС75 з 3 % кальцію, на відміну від феросиліцію ФС75 з 0,5 % кальцію, сприяє збільшенню ступеню сфероїдизування графіту в зразках товщиною 2,5 та 3,5 мм та підвищенню інокулювальної здатності в 1,4 рази. В зразках товщиною 6 та 12 мм підвищення інокулювального впливу менш значне. Збільшення масової частки кальцію до 3 % незначно зменшує кількості перліту в усьому діапазоні товщин зразків.

Список літератури

1. Берчук Д. М., Бубликов В. Б., Овсянников В. О. Ковшове та внутрішньоформове графітизуюче модифікування. «Матеріали XV Міжнародної науково-практичної конференції». Запоріжжя, АА Тандем. 2019. С. 29.
2. Бубликов В. Б., Берчук Д. Н., Зеленая Л. А., Овсянников В. А. Влияние графитизирующего модифицирования в предкристаллизационном периоде на структуру тонкостенных отливок из высокопрочного чугуна. Процессы литья. 2016. №5. С. 32-36.

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

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: belikv@ukr.net

ВПЛИВ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ ТА МАСОВОЇ ЧАСТКИ ЗАЛІЗА В СПЛАВІ АК16М2МгЖ НА РОЗМІР КРИСТАЛІВ ПЕРВИННОГО КРЕМНІЮ

При кристалізації сплаву АК16М2МгЖ утворюються первинні кристали кремнію трьох видів: поліедрічні, циклічні двійники та одиничні гранні дендрити. Залежність їх розміру від концентрації заліза та швидкості охолодження відображено на рисунку.

У дослідженому діапазоні масової частки заліза (від 0,7% до 1,2%) поліедрічні та двійникові кристали первинного кремнію порівняно з дендритними є більш стабільними, параметр їх форми майже не залежить від швидкості охолодження. При збільшенні швидкості охолодження сплаву з масовою часткою заліза 1,2 % від 12 °С/с до 50 °С/с суттєво зменшується розмір дендритів кремнію, і при швидкостях понад 60 °С/с кристали з такою морфологією не виявлено.

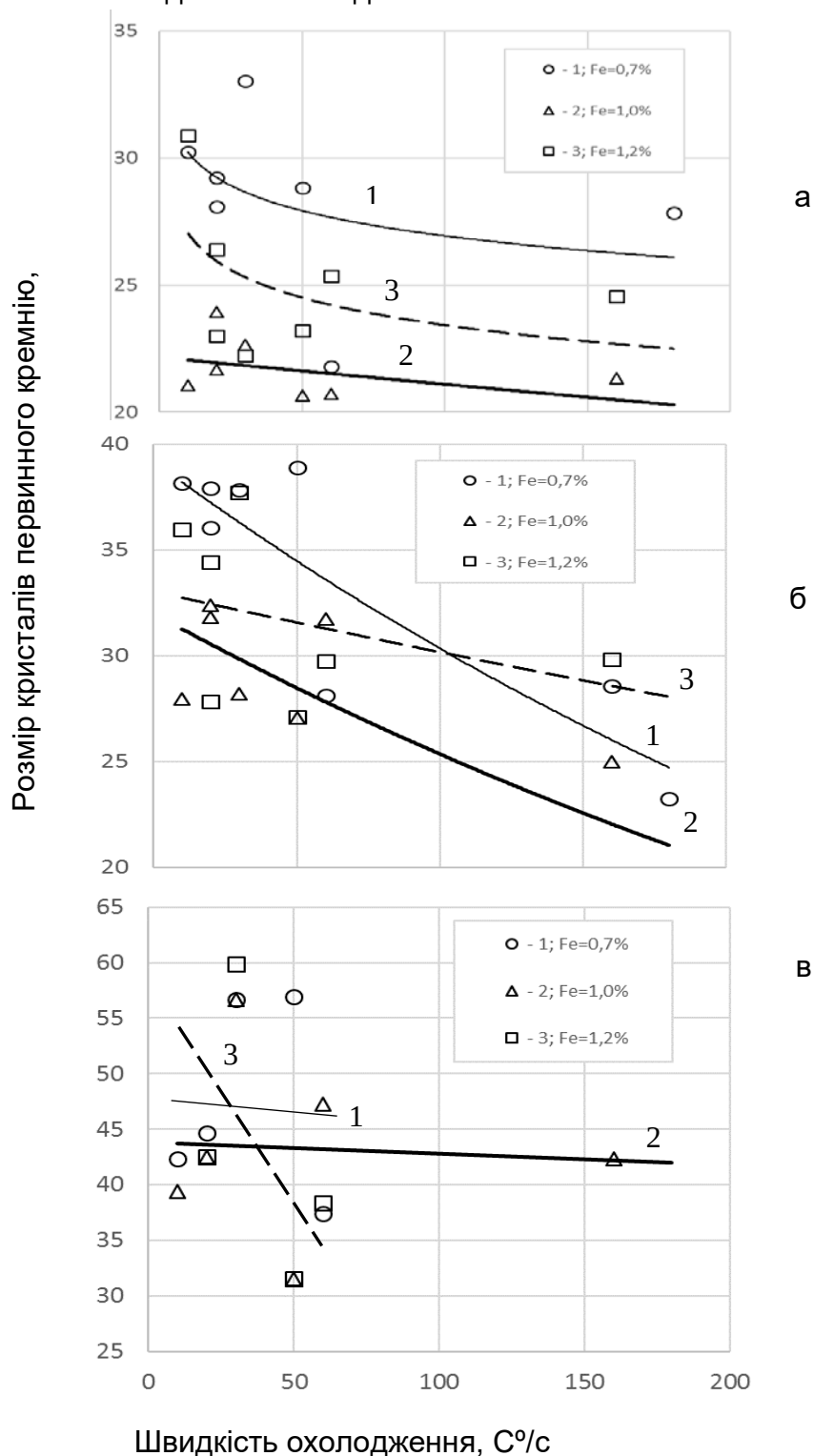
З підвищенням концентрації заліза в сплаві АК16М2МгЖ зменшується розмір поліедрічних і двійникових кристалів. В інтервалі швидкостей охолодження від 20 °С/с до 50 °С/с, які реалізуються в реальних умовах тверднення виливків поршнів у холодному кокілі, переважаючим чинником зменшення розміру первинних кристалів кремнію є не швидкість охолодження, а підвищення вмісту заліза з 0,7 % до 1,2 %. Мінімальні розміри спостерігалися при його масовій частці 1,0 %.

У структурі сплаву АК16М2МгЖ присутня велика кількість дендритів псевдопервинного твердого розчину алюмінію. Його дендритний параметр зменшується зі збільшенням швидкості охолодження. Додавання заліза в кількості 1,0 % і 1,2 % деякою мірою позитивно впливає на його зменшення за умови охолодження зі швидкістю меншою за 30 °С/с. При більш інтенсивному охолодженні найменший дендритний параметр алюмінію в сплаві з масовою часткою заліза 0,7 %. В сплавах з масовою часткою заліза 1,0 % і 1,2 % величина дендритного параметра практично однакова і несуттєво залежить від швидкості охолодження.

Сумарна кількість поліедрічних і двійникових кристалів становить понад 94% від їх загальної кількості. Крім вмісту заліза та швидкості охолодження, суттєвий вплив на розмір цих двох видів кристалів має марганець. У сплаві АК16М2МгЖ із вмістом

заліза 1,2% їх мінімальний розмір досягнуто при кількості марганцю 0,65%.

Рис. – Вплив швидкості охолодження та масової частки заліза в сплаві



AK16M2MgЖ на розмір кристалів первинного кремнію: а – полідрічні; б – двійникові; в – дендритні; масова частка заліза: 1 – 0,7 %; 2 – 1,0%; 3 – 1,2 %

Д.І.¹ Білоник, Г.М.¹ Лаптева, І.М.¹ Білоник, О.В.¹ Завгородній, Є.Я.² Губар

¹ Національний університет “Запорізька політехніка”, Запоріжжя

² Черкаський державний технологічний університет, Черкаси

ДОСЛІДЖЕННЯ МОЖЛИВОСТІ ОТРИМАННЯ ЕЛЕКТРОШЛАКОВИМ ЛИТВОМ ТИТАНОВИХ ВІДЛИВОК СКЛАДУ Ti-95%, Mo-5%

Електрошлакове литво в мідний водоохолоджуваний кристалізатор-високоєфективний технологічний процес отримання литих виробів відповідального призначення, таких як колінчасті вали судових дизелів, запорна арматура для атомних електростанцій, бандажі цементних печей, штампової оснастки та багато інших.

Металургійні та технологічні особливості електрошлакового процесу забезпечують виплавку продукції преміум якості з жаростійких, жароміцних, інструментальних сталей, кольорових металів і титану взагалі.

Приоритет у дослідженні та впровадженні електрошлакового процесу отримання титанових зливків та відливок належить ІЕЗ ім. Є.О.Патона [1, 2]. Розроблені електрошлакові технології забезпечують властивості литого титану, які не поступаються властивостям литого титану подвійного вакуумно-дугового переплаву[3].

Подальший розвиток електрошлакової технології виплавки та лиття титанової продукції пов'язано зі створенням печей камерного типу, розробкою нових флюсів та методів магнітного впливу на процеси плавлення витратного електроду, краплепереносу електродного металу та кристалізацію відливка [4, 5].

В роботах [6, 7] доведена можливість отримання зливків титану електрошлаковою плавкою у відкритому кристалізаторі, з використанням витратних електродів, виготовлених з кондиційних відходів листової обрізи титану ВТ1-0. Для цього застосовували рубку на гільйотині листових відходів на смуги потрібного розміру та їх зварювання у витратний електрод. Механічні властивості електрошлакових зливків діаметрами 55 мм і 85 мм та перерізом 95мм x 95мм $\sigma_{0,2} = 590$ МПа, $\sigma_{0,2} = 560$ МПа, $\delta = 7,5 \%$, $\psi = 13,5 \%$ були на рівні властивостей титану ВТ1-Л, ВТЛ-3. Отриманий титан добре оброблявся різанням, тиском та зварювався.

Як відомо, титан-молібденові сплави мають унікальні корозійні властивості в разі застосування їх до конкретних умов експлуатації. Наприклад, легування титану

3 % або 5 % молібдену підвищує його корозійну стійкість відповідно в 23,5 та 117 разів при експлуатації в 5 % розчині сірчаної кислоти при температурі 100 °С. При більш високому вмісті молібдену (28-32 %) сплав майже не руйнується корозією у 85-95 % розчинах сірчаної кислоти при температурі кипіння [8, 9].

Тому, ціль даної роботи - дослідити принципову можливість отримання зливка титан-молібденового сплаву складу Ti-95%, Mo-5% електрошлаковою плавкою у відкритому кристалізаторі з використанням витратних електродів із стрічок титану та молібдену, зварених між собою. Титанову складову виготовляли з відходів листової обрізі титану BT1-0, а для молібденової складової застосовували полоси кондиційного листа марки МЧ.

Для проведення досліджень виготовили витратні електроди складу 94 % титан (BT1-0), 6 % молібден (МЧ) перерізом 20x20 мм, які за технологією [1] переплавили в зливков діаметром 55 мм. Зовнішній вигляд зливка Ti-95%, Mo-5% та його макроструктура наведені на рис.1.



а)



б)

Рис.1 - Зовнішній вигляд зливка (а) та його макроструктура (б)

Зливок мав гладку поверхню, гофри та пережими відсутні, що свідчить про стабільність режиму плавки. Хімічний склад зливка, мас. %: С – 0,028; Fe – 0,09; Si – 0,05; Мо – 4,81; Ti – 95,03. Макроструктура зливка (поперечні темплети) (рис.1 б) однорідна та щільна. Вкраплень молібдену, які не розплавилися не виявлено.

Якісну оцінку однорідності розподілу молібдену в зливку визначали за значеннями твердості на невідпалених поперечних темплетах в трьох точках: край зливка (36,1-35,5 HRC), половина радіусу (35,0-34,3 HRC), центр (34,5-34,0 HRC).

Як відомо, при електрошлаковому переплаві витратних електродів, складених із декілька різноманітних за температурою плавлення металів або сплавів, фізико-хімічна однорідність отримуваних зливок суттєво залежить від характеру плавлення торця електроду (рис.2). В наших дослідженнях було зроблено продольний шліф частини витратного електроду (торця), яка була занурена в шлак з температурою 1750 – 1800°C. Встановлено, що на торці електроду відбувається реакція взаємодії титан-молібден з формуванням зони предплавлення, розмір якої складав: висота 15 – 17 мм, ширина 20 мм. Твердість цієї ділянки електроду була однаковою по всій площині.



Рис.2 - Оплавлені торці електродів.

Тому, при подальшому крапельному плавленні електродного торця, краплі сплаву Ti-5%Mo мають однаковий хімічний склад. Потрапляючи в металеву ванну, завдяки направленому характеру кристалізації, поступовому наплавленню, електрошлаковий зливочок має високу фізико-хімічну однорідність.

Подальші дослідження будуть спрямовані на вивчення структури, механічних та корозійних властивостей електрошлакового титан-молібденового зливка.

Таким чином, доведена принципова можливість застосування ресурсозберігаючої електрошлакової технології для отримання титан-молібденових сплавів одним переплавом.

Список літератури

1. Гуревич С.М., Дидковский В.П., Новиков Ю.К. Электрошлаковая выплавка титановых сплавов // Автоматическая сварка. - 1963. - №10. - С.37-42.
2. Гисер Е.Ш., Чекотило Л.В. Электрошлаковая отливка заготовок из высокопрочного титанового сплава BT22 // Проблемы специальной электрометаллургии. - 1977. - №6. - С.21-23.
3. Armantron C.E., Ausmus S.I., Beall R.A. Properties of electroslog and vacuum arc melted titanium // Titanium: Science and Technology. -1999. - №9. - P.109-117.
4. Рябцев А.Д., Троянский А.А. Производство слитков титана, хрома и сплавов на их основе в камерных электрошлаковых печах под «активными» металлосодержащими флюсами // Проблемы специальной электрометаллургии. - 2001. - №4. - С.6-9.
5. Протокилов И.В., Назарчук А.Т., Петров Д.А. Технологические и металлургические особенности выплавки слитков титановых сплавов в электрошлаковых печах камерного типа// Современная электрометаллургия. - 2018. - №2. - С.45-50.
6. Білонік Д.І. Структура і властивості зливків, отриманих з відходів листової обрізі титану BT1-0 електрошлаковим переплавом у відкритому кристалізаторі / Д.І.Білонік, О.Є. Капустян, І.А. Овчинникова, І.М. Білонік, Г.М. Лаптева // Сучасна електрометалургія. – 2023. – №1. – С.25-32.
7. Білонік Д.І. Електрошлакова виплавка у відкритому кристалізаторі зливків з відходів листових обрізків титану BT1-0 / Д.І. Білонік, О.В. Овчинников, І.М. Білонік, О.Є. Капустян, Є.О. Шумікін, Д.В. Распорня, Ю.М. Савонов // Сучасна електрометалургія. – 2022. – №1. – С.34-40.
8. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. - М.: ВИЛС-МАТИ, 2009. - 520 с.
9. Воробьева Г.Я. Коррозионная стойкость материалов в агрессивных средах химических производств. Изд.2-е пер. и доп. М.:Химия, 1975. - 836 с.

¹Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, Дніпро

²Український державний університет науки і технологій, Дніпро

ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ФАКТОРІВ ВИРОБНИЦТВА НА СТРУКТУРУ ТА ТВЕРДІСТЬ ПОРШНЕВИХ КІЛЕЦЬ ІЗ СІРОГО ЧАВУНУ

Досліджено вплив температури перегріву (1530–1560 °С), часу витримки (1–11 хв.) та температури розливання (1395–1500 °С) розплаву на структуру та твердість литих заготовок поршневих кілець (кілець-заготовок) із сірого чавуну (3,61–3,91% С; 2,54–2,71% Si). Плавку чавуну здійснювали у 250 кілограмових індукційних печах. Кожну плавку послідовно розливали п'ятьма 50 кілограмовими ківшами в піщано-глинисті форми (стопи). Дослідження показали наступне.

Коливання температури перегріву, розливання та часу витримки розплаву не надають закономірного впливу на структуру та твердість виливків кілець-заготовок із сірого чавуну.

Структура графіту та металевої основи виливків кілець-заготовок діам. 120 мм та 130 мм із сірого чавуну, незважаючи на дотримання технологічного процесу їх виробництва та необхідної твердості (94–112 HRB), не відповідає вимогам стандарту ГОСТ 621 «Кільця поршневих двигунів внутрішнього згоряння».

Максимальний розмір графітних включень становив 120–250 мкм і перевищував потрібні 80 мкм за ГОСТ 621. Розмір графітних включень у виливках кілець-заготовок діам. 120 мм менше, ніж у виливках кілець-заготовок діам. 130 мм. Перевищення максимально допустимого розміру графітних включень є причиною зменшення твердості виливків із сірого чавуну. Термічна обробка для зняття ливарних напружень призводить до додакового збільшення розміру графітних включень.

Структура графіту за перерізом та довжиною виливків кілець-заготовок не рівномірна (рис. 1, а, б). В осьових ділянках формується переважно гніздоподібна форма графіту у вигляді розеток з радіально-розгалуженим пластинчастим графітом. У поверхневих ділянках разом із гніздоподібним графітом утворюється тонкодиференційований міждендритний точковий графіт. В осьових ділянках та області, що прилягає до литникової системи, графіт більший, ніж на периферії виливків кілець-заготовок.

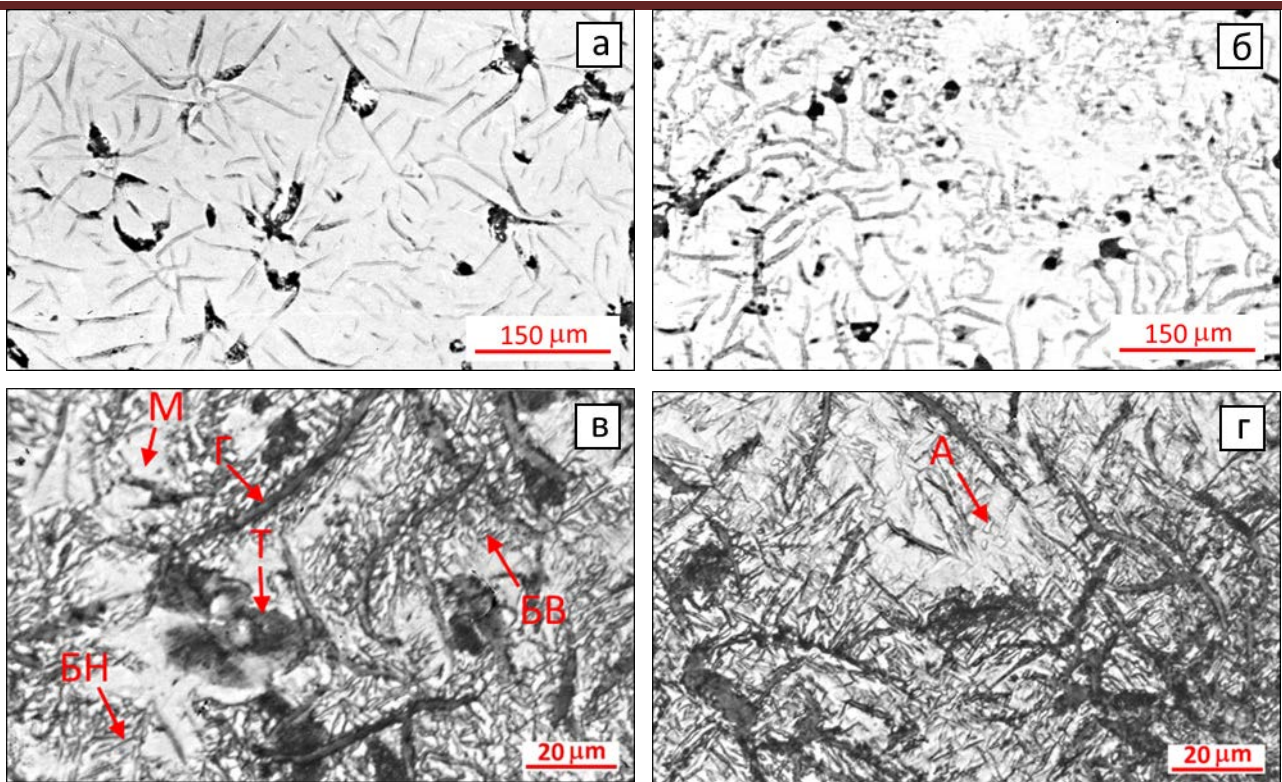


Рис. 1 – Типові структури графіту (а, б) та металевої основи (в, г) виливків кілець-заготовок: Г – графіт; Т – троостит; БВ – бейніт верхній; БН – бейніт нижній; М – мартенсит; А – залишковий аустеніт

У металевій основі виливків кілець-заготовок формуються не допустимі ГОСТ 621 бейніто-мартенситні структури (рис. 1, в, г), відпуск яких при термічній обробці призводить до зниження твердості. Зниження твердості після термічної обробки виливків кілець-заготовок діам. 120 мм більше, ніж виливків кілець-заготовок діам. 130 мм, у структурі яких формується менша кількість гартувальних структур внаслідок меншої швидкості охолодження.

При існуючій методиці відбору зразків кілець-заготовок до їх повного остигання для експрес-контролю твердості та структури внаслідок зростання швидкості охолодження чавуну можуть утворюватися структури, що підвищують значення твердості зразків й тим самим помилково відносять їх до таких, що задовольняють вимогам ГОСТ 621.

Для виконання вимог ГОСТ 621 щодо структури графіту та металевої основи, а також запобігання зниження твердості після термічної обробки виливків кілець-заготовок необхідно зменшення максимального розміру графітних включень до 80 мкм та формування дисперсного перліту з не більше 5% доєвтектоїдного фериту. Для цього при усталеному технологічному процесі лиття кілець-заготовок необхідне коригування

хімічного складу розплав чавуну з урахуванням вмісту в ньому газів (O, N, H), що спадково залежить від походження шихтових матеріалів, основні з яких – доменний чавун та оборот власного виробництва.

UDK 669.2/.8.017:537.3.39

A. G. Borisov, V. I. Belik

Physical and Technological Institute of Metals and Alloys of the NASU, Kyiv

E-mail: wwwrogneda@ukr.net

MORPHOLOGICAL FEATURES OF STRUCTURES OBTAINED BY TWO-STAGE CRYSTALLIZATION OF AL – 7.5 WT. % SI ALLOY

Alloy with composition Al - 7,5wt. % Si; 0,29 wt. %Mg; 0,12 wt. %Fe; 0,028 wt. % Mn; 0,005 wt. %Cu; 0,0015 wt. % Ti. was used. To control the formation of the structure of the initial alpha phase, thermal, temporal, and force effects on the melt in a thermostat were used. The formation of the structure of the final alpha phase was achieved using various thermal modes of solidification of the casting from a liquid metal suspension in a metal mold. The thermal effect in the thermostat was carried out by cooling the melt at a given rate, temporary - by holding the melt at a given temperature, power - by stirring the melt with a mechanical stirrer in various modes, the mass of the processed melt was 2850 - 3050 g.

The cooling rate of 0.14–0.37 °C/min ("low rate") was achieved as follows: the initial alloy was melted directly in the thermostat, the melt was overheated to temperatures of 720–740 °C, after which the heating power was reduced and cooling occurred at the specified rate. When the set temperature was reached, the temperature control mode was switched on for subsequent holding of the melt.

A melt cooling rate of the order of 2–10 °C/min ("high rate") was ensured by pouring the overheated melt into the thermostat and its heat exchange with the thermostat crucible. The initial temperature of the crucible was calculated considering the mass of the poured melt, its temperature, and the liquidus temperature of the alloy, preliminarily determined by the DTA method ($T_L \approx 612$ °C). After pouring the alloy into the thermostat, the temperature of the crucible increased, and the melt decreased, and when the specified design temperature of the "balance" was reached, thermostating was carried out.

When the melt was cooled at a low rate, the experiments were carried out in three stirring modes: continuous cooling without stirring, continuous cooling with continuous stirring (300 rpm); and continuous cooling with short-term stirring (3 min, 300 rpm) when a certain temperature was reached. When the melt was cooled at a high rate, the experiments were carried out in two modes: in the first case, the stirrer rotation was switched on even before the melt was poured into the thermostat; in the second case, stirring (300 rpm) was switched on after the melt reached the thermostating temperature (610 °C). After, because of the above treatment in a thermostat, the initial α - phase was formed (which accounted for 20-40% of the total amount of the α - phase for this alloy), to study its morphology, samples were taken from the volume of a partially crystallized melt by suction into a quartz tube, after which it was poured into steel molds.

In order to control the morphology of the final α -phase (formed in the mold), the data from [1] were used, where a study was made of the effect of pouring conditions on the structure of castings from the A356 alloy and the areas of parameters in which the rosette and dendritic morphology is formed were determined. In accordance with these data, in the present study, pouring was carried out in a cylindrical steel mold with a wall thickness of 2 mm at room temperature (to obtain a rosette structure). To obtain a dendritic structure, pouring was carried out in a similar mold with a wall thickness of 10 mm and a temperature of 220 °C.

As a result of the experiments, almost the entire spectrum of morphologies characteristic of semi-solid rheocasting processes of A356 [2-4] was obtained. Such morphologies of the initial α -phase can be divided into several groups, see **Table 1.** (*It should be recalled here that samples were taken from the volume of a partially crystallized melt by suction into a quartz tube.*)

In this table, "low" cooling rate $V_{cool} = 0.14-0.37$ °C/min is designated as "L"; and "high" (2-10 °C/min) - as "H". The temperature from which the cooling of the melt began is designated as T_b , and the temperature at which the cooling ended and holding was carried out is designated as T_h .

As can be seen from the table, the cooling rate itself did not have a significant effect on the morphology, although for a low rate it is rather shifted toward large dendrites, and at a high rate, towards a "globular" structure. Rather, the mixing conditions had a greater influence on the morphology.

Large rough dendrites were observed in samples obtained without mixing or after short-term mixing (3–15 min). An example of such structure is shown in **Fig. 1a**. In experiments with long-term stirring (more than 30 min or continuous), despite some scatter of

data, the following trend can be seen: with continuous stirring in the process of cooling the melt from the initial temperature to the temperature set by the thermostat, rosettes with relatively long and thin "branches" were observed, see **Fig. 1b**.

Table 1. Dependence of the morphology of the initial α -phase

Morphology	№ exp.	Experiment conditions			
		V_{cool}	$T_b,$ $^{\circ}C$	$T_h,$ $^{\circ}C$	stirring characteristic
large dendrite	14	L	740	603	without stirring
	16	L	740	600	without stirring
	35	L	740	601	*from... T_h duration 3 min
	23	H	740	610	*from... T_h duration 15 min
rosette with thin "branches"	21	H	740	612	continuous from T_b to T_h
	10	L	680	610	continuous from T_b to T_h
rosette with rough "branches"	22	L	740	602	continuous from T_b to T_h
	32	H	740	610	*from... T_h duration 30 min
	44	L	740	610	*from... T_h duration 45 min
"globular"	3	H	740	610	*from... T_h duration 30 min
	5	H	740	610	*from... T_h duration 60 min
	15	H	740	610	*from... T_h duration 90 min

In the case when stirring started after reaching the set temperature and continued during isothermal holding for 30-45 minutes, rosettes with relatively short and thick "branches" were observed, see **Fig. 1c**. If the stirring lasted 60-90 minutes, a globular structure was realized, **Fig. 1d**. Regarding the latter, the following should be noted - in principle, such a structure could be a consequence of a certain section of the rosette, i.e. below the plane of the section, all structural components are interconnected. However, if in the rosette morphology the shape of the neighboring structural components looks consistent (the convexity of one corresponds to the concavity of the neighboring one, see **Fig. 1c**, then for the "globular" one it seems that the structural elements developed independently, see **Fig. 1d**. In addition, if you pay attention to the morphology in the intervals between the initial α -

phase, it becomes noticeable that for dendrites (**Fig. 1a**) and rosettes (**Fig. 1b**) these intervals are filled with eutectic, while for "globular" structure (**Fig. 1d**) in the gaps, you can see the final α - phase.

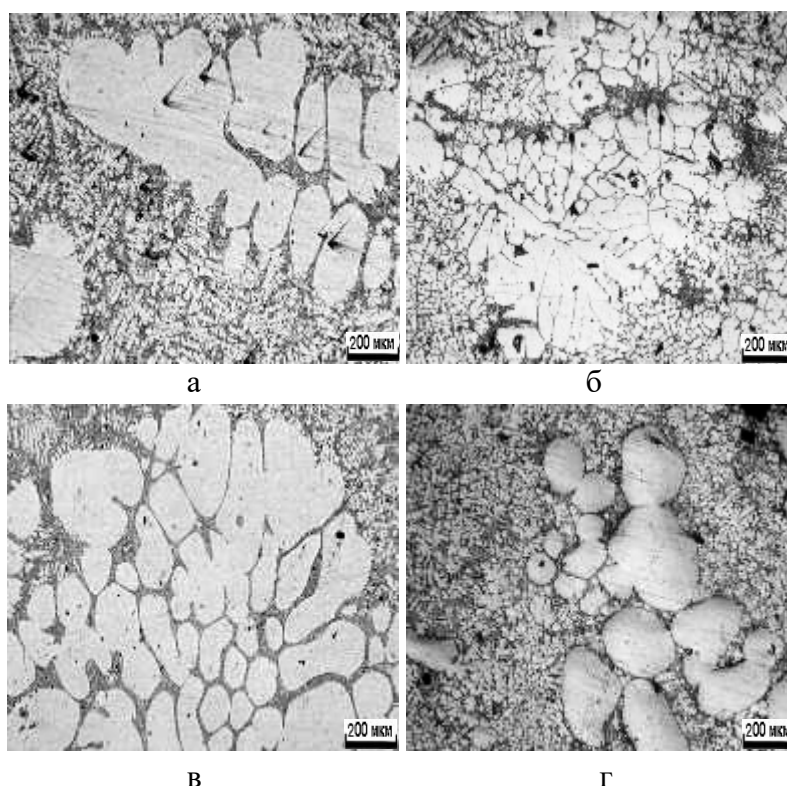


Figure 1. Morphology of the initial α -phase: a - large coarsened dendrites (exp. № 14); б – rosettes with long and thin branches (exp. № 10); в – rosettes with short and thick branches (exp. № 32); (д) "globular" structure (exp. № 5).

This behavior can be explained as follows: during the growth of a dendrite or a rosette, the gaps between the branches are limited on three sides, and a silicon-enriched melt accumulates in them, which, upon final solidification, gives a eutectic. If the structural components visible on the thin section grow independently, then the melt between them is "cleaner" and has a concentration different from the eutectic one, which at the second stage implies the formation of some portion of the α -phase before eutectic.

The morphology of the final α - phase, formed after pouring the melt in a liquid-solid state into a mold, practically corresponded to the expected one based on the patterns obtained in [6], namely, the thinner the walls of the steel mold, the lower the temperature of the pouring and the mold itself, the non-dendritic rosette structure is realized more successfully. In this study, the pouring temperature range was limited to 4–15 °C below the liquidus

temperature, the melt was poured from a liquid-solid state, and the proportion of the solid α -phase should not be too large to ensure the possibility of stirring and pouring the melt.

The conditions of these experiments and the nature of the structures obtained as a result are indicated in **Tab. 2**. Since the morphology of the initial α -phase is not significant in this case, the conditions for its formation are omitted.

Table 2. Conditions for obtaining different morphologies of the final α -phase.

Thickness walls mold, mm	T mold, °C	T pouring, °C	№ sample	Morphology final α - phase
2	20-25	612	K2	Fine rosette
		605	K3	
		610	K5	
		608	K7	
10	220	608	K9	Fine dendrite

Fig. 2 a, b shows, respectively, the rosette and dendritic morphologies of the final α -phase, which were formed under various pouring conditions.

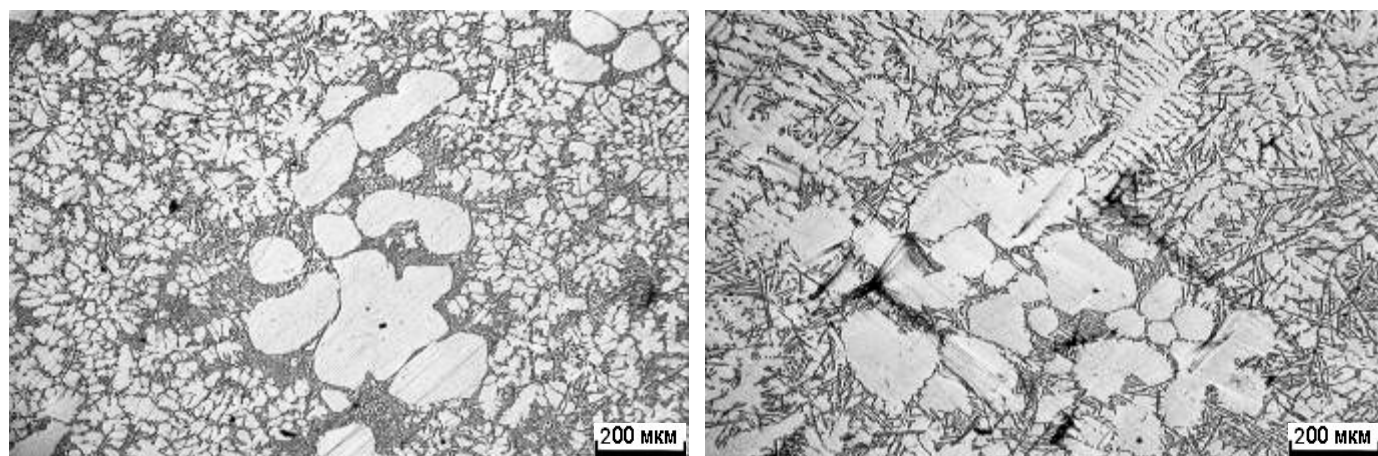


Figure 2. Morphology of the final α - phase (large elements in the center - initial α - phase): a - rosette final α - phase (sample K2); b – dendritic final α - phase (sample K9).

Two more points characterizing the obtained structures should also be noted. Firstly, this is the ratio of the final α - phase and eutectic, see **Fig. 3**, which can also affect the mechanical properties of the material. The point is that the more α - aluminum goes into the

composition of the initial α - phase, the less it will remain for the final, and thus at the second stage the ratio of the final α - phase to the eutectic will decrease (its amount in the eutectic "matrix").

Secondly, regarding the final α - phase, the moment of its genesis is essential - whether it is a "sprout" from the initial one, **Fig. 3c** and, accordingly, mechanically connected with it, or it represents separate crystals that originated independently of the initial one, **Fig. 3d**. It seems obvious that this should significantly affect the properties of the resulting castings.

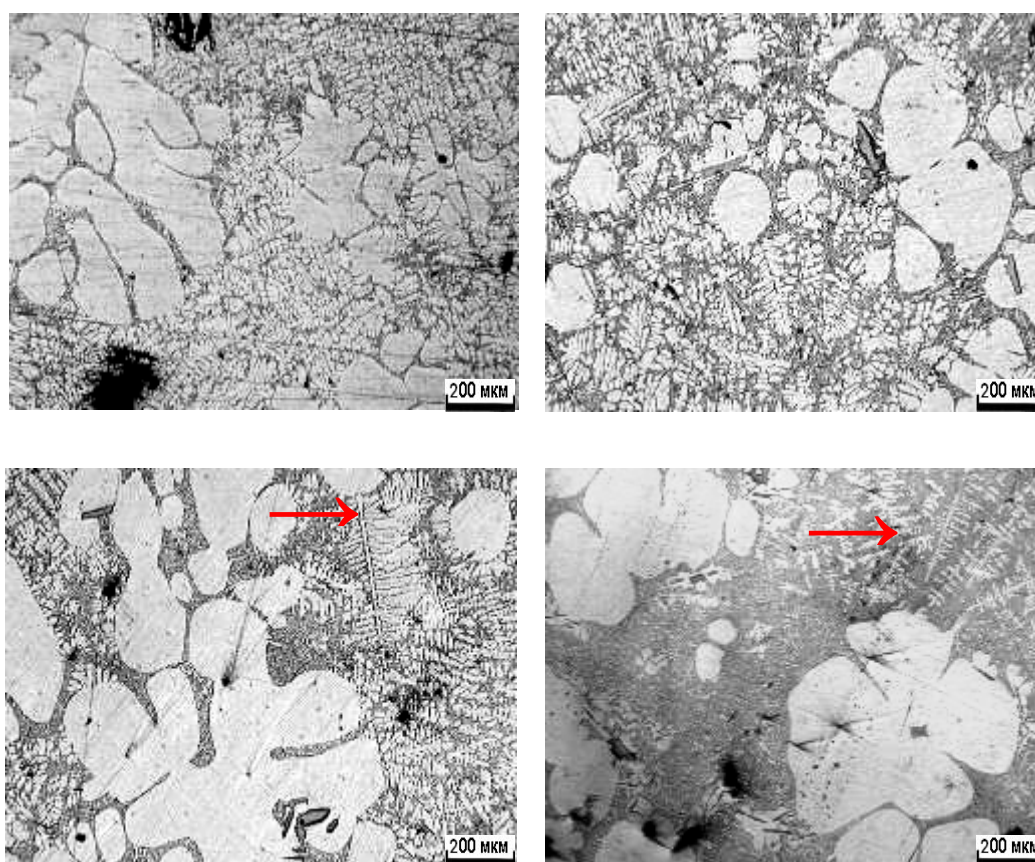


Figure 3. The ratio of the final α - phase (light fine) and eutectic (dark): from a to d, the amount of eutectic increases. The arrow in fig. c shows a dendritic final phase growing from the initial phase. The arrow in fig. d shows the final dendritic phase, which originated independently of the initial phase. a) - exp. No. 44, b) - exp. No. 3, c) - exp. No. 35, d) - exp. No. 5, see **Tab. 1**.

Thus, within the framework of this work, the possibility of controlling the structure of pseudocomposites for A356 alloy by combining the morphologies of the initial and final α -

phases has been experimentally demonstrated. We also note that, in the opinion of the authors, the formation of such pseudocomposites is also fundamentally possible for other alloys, which are characterized by the formation of both dendritic and rosette morphologies, for example, alloys based on Al, Cu, Fe, Co, Ni [5].

Conclusions

1. Application of various methods of melt treatment at the first stage of crystallization makes it possible to obtain three different types of morphology of the initial alpha phase - dendritic, rosette and globular
2. Changing the pouring conditions allows to get the final alpha phase in rosette or dendritic form.
3. Technological regimes for obtaining pseudo-composites with a wide range of possible combinations of morphologies of initial and final alpha phases have been established.

References

1. Borisov A.G. "Rosette-like and Dendrite Morphology of Primary Phase of Al Alloy Casted in Steel Mould" Metal Science and Metal Processing – 2010. – No 4. – P. 13-18 (in Ukr.)
2. Mao, W., Chen, Zhaoyong, Liu, H., Li, Yageng. "Preparation and Rheo-Die Casting of Semi-Solid A356 Aluminum Alloy Slurry through a Serpentine Pouring Channel" Solid State Phenomena. (2012). P.192-193. 404-409. 10.4028/www.scientific.net/SSP.192-193.404.
3. Liu, Z., Liu, X. M., & Mao, W. M. (2010). "Semi-Solid A356 Alloy Slurry Prepared by Slightly Electromagnetic Stirring with Ti-Based Refiner." Advanced Materials Research (Vols. 152–153, pp. 1745–1750). <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amr.152-153.1745>
4. C. Limmaneevichitr, S. Pongananpanya, J. Kajornchaiyakul "Metallurgical structure of A356 aluminum alloy solidified under mechanical vibration: An investigation of alternative semi-solid casting routes" Materials & Design, Volume 30, Issue 9, October 2009, Pages 3925-3930 <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.01.036>
5. Cheng J.-J., Apelian D., Doherty R.D. "Processing-structure characterization of rheocast IN-100 superalloy" Metallurgical Transactions A.- 1986.- Vol .1.- P. 204-206.

М. П. Бродніковський, Т. Л. Кузнєцова

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

pisar@ipms.kiev.ua

ОСОБЛИВОСТІ РОЗРОБКИ ЖАРОМІЦНИХ ЖАРОСТІЙКИХ НІОБІЄВИХ СПЛАВІВ ПІДВИЩЕНОЇ ТЕХНОЛОГІЧНОСТІ

Володіючи комплексом унікальних фізико-механічних та технологічних властивостей ніобієві сплави є одними з найбільш перспективних сплавів ракетно-космічної сфери, особливо сплави з низькою питомою вагою ($\leq 7 \text{ г/см}^3$), що мають межу плинності при 1000°C не нижче 500 МПа . Використання системи Nb-Ti-Al як основи сплавів дозволяє створювати жароміцні сплави з питомою вагою менше 7 г/см^3 . Зміна співвідношення компонентів ОЦК-твердого розчину та його кількості планується за рахунок створення силіцидів і інтерметалідів та встановлення закономірностей впливу складу фаз на пластичність багатокомпонентних сплавів. Високоентропійні сплави, які створюються при змішуванні п'яти та більше компонентів, відрізняються високими експлуатаційними властивостями і розглядалися нами як підхід для отримання перспективних ніобієвих сплавів для зазначених технічних вимог.

Однак високоентропійні сплави даної системи, як правило, не технологічні, відрізняються широким інтервалом кристалізації, що призводить до утворення дендритної структури, розвитку дендритної ліквіації, схильністю до утворення кристалізаційних тріщин, а це негативно позначається на їх характеристиках і є причиною підвищеної дефектності литих передільних заготовок. Відомо, що якщо в процесі кристалізації сплаву створюються приховані ливарні дефекти, такі як кристалізаційні тріщини, усадкові раковини, пористість, незлітини та ін., то це може значно (до 20%) знизити механічні характеристики, нівелюючи таким чином прогнозований позитивний вплив легуючих компонентів. Більш того, ці дефекти, особливо для сплавів з низьким рівнем пластичності, не зникають у процесі подальшої термомеханічної обробки. Тому значною проблемою для сплавів системи Nb-Ti-Al, легованих Cr, Zr, Mo і Si, є вивчення технологічності та її зв'язку з умовами формування литої структури. Це дозволяє намітити шляхи для активного втручання в процес кристалізації і в процес отримання гомогенних за хімічним складом і структурою бездефектних заготовок. Як результат,

виникає можливість підвищення механічних властивостей та жаро- корозійної стійкості сплавів не змінюючи їх хімічного складу.

Метою даної роботи було дослідження фізико-хімічних передумов створення багатокomпонентних ніобієвих сплавів системи Nb-Ti-Al з підвищеною жароміцністю, жаростійкістю та технологічністю, які базуються на взаємозв'язку між складом, подвійними діаграмами стану компонентів сплавів, особливостях кристалізації сплавів за рахунок легування компонентами, які сприяли б оптимізації технологічних і теплофізичних характеристик сплавів без погіршення заданих експлуатаційних властивостей.

Дослідження сплавів на основі ніобію з системи Nb-Ti-Al-Cr-Zr-Mo-Si-C показали можливість створення перспективних жароміцних, жаростійких конструкційних сплавів для авіаційної та космічної техніки. Отримано сплави з щільністю $6,4 \text{ г/см}^3$, які при 1200°C мають межу плину 360 МПа та стійкі до повзучості при навантаженні до 140 МПа . Жаростійкість таких сплавів при 1000°C на повітрі на 2 порядки вища ніж жаростійкість ніобію [1]. Показано, що сплави з щільністю більше 7 г/см^3 можна отримати з межею текучості до 720 МПа при 1200°C . Визначена можливість керування властивостями сплавів з системи Nb-Ti-Al-Cr-Zr-Mo-X завдяки створюванню евтектичних або однофазних багатокomпонентних сплавів. Встановлено закономірності забезпечення появи піку зміцнення в області $800 - 1100^\circ\text{C}$, що значно розширює набір властивостей конструкційного сплаву з цієї системи, які можна отримати.

На даний час в ІПМ НАНУ опробовано ряд напівпромислових ливарних технологій отримання жароміцних сплавів системи Nb-Ti-Al-Cr-Zr-Mo-X: плавка електронним променем, індукційна плавка у керамічному тиглі, дугова плавка в мідному водо охолоджуваному тиглі. Однак, характерні для ливарних сплавів такого класу недоліки, пов'язані з сегрегацією та високим ступенем неомогенності мікроструктури сплавів, а також необхідність застосування для їх отримання унікального високотемпературного металургійного обладнання, суттєво обмежують можливості їх широкого промислового застосування. В той же час, відмічені недоліки ливарних технологій значною мірою усуваються при використанні для отримання високоентропійних сплавів такого класу методом порошкової металургії. Враховуючи вищенаведене, передбачається розробка методів спікання та наступної гарячої термомеханічної обробки спечених заготовок при відносно низьких температурах в діапазоні твердо фазних реакцій, що забезпечують отримання матеріалів з високою дисперсністю структури та високим ступенем гомогенності, а також технології отримання вихідних порошків відповідних сплавів, оцінка можливостей їх використання із застосуванням технологій 3D друку.

В результаті досліджень створено і запатентовано сплав системи Nb-Ti-Al-Cr-Mo [2].

На даний момент проводиться удосконалення технології отримання сплаву в напрямку:

- підвищення гомогенності хімічного складу;
- максимальної очистки від домішок втілення;
- зниження температури плавлення для підвищення технологічності промислової виплавки;
- управління процесом кристалізації;
- опробування технології одержання сплаву методом порошкової металургії;
- відпрацювання технології одержання високоякісних порошків для «3D melting printing» лопаток ГТД.

Можливістю використання досліджених сплавів для виготовлення лопаток газотурбінних двигунів зацікавлене КБ «Прогрес». Крім того, спільно з КБ Південне сплави досліджувались з метою використання їх для конструкцій космічного човника, який розробляється в рамках європейської космічної програми.

Список літератури

1. Кузнєцова Т.Л., Бродніковський М.П., Рокицька О.А., Зубець Ю.Ю. Вибір складу багатокомпонентного ніобієвого сплаву системи Nb-Ti-Al-X підвищеної питомої жароміцності, жаростійкості та технологічності. Фізико-хімічна механіка матеріалів. 2020. №1. с.27-32.

2. Фирстов С.А., Кузнєцова Т.Л., Бродніковський М.П., Крапівка М.О Жароміцний сплав на основі ніобію. Патент на винахід №126255, МПК C22C27. Україна. 2022.

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

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: otdel.vch@gmail.com

НОВІ МАРКИ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ТА ПЕРСПЕКТИВИ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛИТТЯ ІЗ НИХ

Останніми роками за кордоном активно проводяться науково-дослідні роботи зі створення нових марок високоміцного чавуну і технологій отримання з них литих виробів підвищеної якості [1-3]. Ці дослідження спрямовані на збільшення міцності (σ_b , $\sigma_{0,2}$) при збереженні високої пластичності високоміцних чавунів з феритною (ВЧ400-15) або феритно-перлітною (ВЧ450-10) матрицею. Для перлітно-феритних та перлітних марок високоміцних чавунів (ВЧ500-7, ВЧ600-3, ВЧ700-2, ВЧ800-2) вирішуються завдання підвищення в 2-5 разів пластичності при одночасному поліпшенні оброблюваності їх різанням. У технічно-розвинених країнах різні галузі промисловості широко використовують вироби з високоміцних чавунів з тимчасовим опором під час розривання $\sigma_b = 500-600$ МПа і відносним видовженням δ до 15 %. Високоміцні чавуни з перлітною металевою основою широко застосовуються для виготовлення великої номенклатури високонавантажуваних деталей різних видів машин. Підвищені значення показників міцності згаданих чавунів забезпечує використання у шихті дорогих легувальних елементів (нікелю та/або міді), які не утворюють карбідів, і обов'язкове проведення енергоємного термічного оброблення. При цьому більш економічним процесом є легування міддю, яка в ~4 рази дешевша за нікель.

Проведено порівняльне дослідження впливу модифікування двома типами магнієвмісних лігатур, а саме феросиліцій-магній-кальцієвої ФСМг7К4 та нікель-магнієвої НіМг15, на структуроутворення та механічні властивості високоміцних чавунів у литому стані та після нормалізування. Отримані результати свідчать, що застосування розробленого процесу модифікувально-рафінувального оброблення вихідного розплаву феросиліцій-магній-кальцієвою лігатурою ФСМг7К4 взамін процесу модифікування нікель-магнієвою лігатурою НіМг15 і феросиліцієм ФС75 є перспективним і ефективним способом отримання високоміцних чавунів перлітного класу з підвищеними технологічними і механічними властивостями при економічних енерговитратах на термічне оброблення виливків. Розроблена технологія отримання перлітного високоміцного чавуну з масовою часткою міді 0,85-1,15 %, модифікованого феросиліцій-магній-

кальцієвою лігатурою, дозволяє одержати деталі з високими механічними властивостями: тимчасовим опором розриванню $\sigma_B = 920-952$ МПа, відносним видовженням $\delta = 6,0-8,0$ % і на 60 % більшою циклічною міцністю, ніж при використанні нікель-магнієвої лігатури. Це показує можливість значного підвищення механічних властивостей і циклічної довговічності деталей без введення до складу високоміцного чавуну дорогого нікелю. Використання процесу модифікування розплаву феросиліцій-магній-кальцієвою лігатурою взамін модифікування нікель-магнієвою лігатурою і феросиліцієм не приводить до збільшення рівня браку виливків і не створює специфічних його видів.

Щодо феритних марок високоміцного чавуну доцільним є використання легування чавунного розплаву кремнієм в кількості 3,50-3,92 % та його внутрішньоформове модифікування, які забезпечують отримання виливків з більш високими механічними властивостями ($\sigma_B > 580$ МПа; $\sigma_{0,2} > 470$ МПа при $\delta > 12$ %), ніж передбачено стандартом ДСТУ3925-99. Додаткове легування такого високоміцного чавуну ~1,0 %мас. Ni, забезпечує механічні властивості на рівні $\sigma_B \geq 670$ МПа, $\sigma_{0,2} \geq 570$ МПа, $\delta \geq 14$ % при повністю феритній металевій основі. Такі високоміцні чавуни мають більш рівномірний розподіл механічних властивостей та твердості у виливках, поліпшену оброблюваність різанням [4].

Отримані наукові результати створюють передумови розроблення технологій виготовлення із високоміцних чавунів литих виробів спеціального призначення з підвищеними механічними і функціональними властивостями.

Список літератури

1. Wolfram Stets, Herbert Löblich, Gert Gassner, Peter Schumacher. Solution strengthened ferritic ductile cast iron properties, production and application // International Journal of Metalcasting. – April 2014, Vol. 8, Is. 2, pp. 35-40.
2. Schoenborn S., Kaufmann H., Sonsino C. M., Heim R. Cumulative damage of high-strength cast iron alloys for automotive applications // Procedia Engineering. – 2015, Vol. 101, pp. 440-449.
3. Gonzaga R. A. Influence of ferrite and pearlite content on mechanical properties of ductile cast irons // Materials Science & Engineering A. – 2013, Vol. 567, pp. 1-8.
4. Бубликов В. Б., Нарівський А. В., Бачинський Ю. Д., Ясинський О. О. Високоміцний чавун зі зміцненим кремнієм та нікелем α -твердим розчином // Метал та лиття України. – 2020, №3, с. 63-68.

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

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: otdel.vch@gmail.com

ОТРИМАННЯ І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЗМІЦНЕНОГО ЛЕГУВАННЯМ КРЕМНІЄМ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

У високоміцному чавуні кремній є основним графітизувальним елементом і його масова частка зазвичай не перевищує 3,0 %. При більшій масовій частці в розплаві кремній виступає легувальним елементом для чавуну [1]. Атоми кремнію замінюють атоми заліза в кристалічній решітці і в чавуні утворюється твердий розчин заміщення. В даний час активно ведуться роботи по використанню легування кремнієм з метою зміцнення твердого розчину для одержання високоміцних чавунів з кулястим графітом з підвищеним рівнем механічних властивостей і поліпшеним механічним обробленням [2, 3]. Кремній в оптимальній його кількості ефективно використовується для легування розплаву в процесах отримання нових марок високоміцного чавуну.

У промислових умовах розплав для отримання високоміцного чавуну виплавляли в індукційній електропечі ІЧТ-10. У якості шихти використовували 50 % передільного високоякісного чавуну марки ПВКЗ та 50 % звороту від виробництва високоміцного чавуну. Використання такої шихти дозволяло отримати вихідний розплав з низькою масовою часткою шкідливих домішок – $S \leq 0,012 \%$ і $P \leq 0,05 \%$. Виплавлений розплав модифікували феросиліцій-магнієвою лігатурою ФСМг7 у ковші ємністю 2,5 т рідкого чавуну, який далі транспортували на заливальну ділянку ливарного конвеєра. Там метал переливали у встановлений на гвинтовому підйомнику ковш ємністю 80 кг чавуну для заливання ливарних форм, в яких отримували корпусні виливки масою ~4,1 кг з товщиною стінок 4-15 мм. Дослідження проводили на зразках високоміцного чавуну, вирізаних із стінки виливків товщиною 10 мм. Високоміцний чавун у виливках мав наступну масову частку хімічних елементів (%): 3,41-3,56 C; 2,60-4,10 Si; 0,31-0,44 Mn; 0,041-0,055 Mg; 0,011-0,012 S; 0,05-0,06 P; решта Fe.

Результати дослідження впливу кремнію на механічні властивості високоміцного чавуну представлені у таблиці. Враховуючи рівень показників механічних властивостей, отримані експериментальні дані були розділені на 3 групи по вмісту кремнію: 1 – 2,60-2,85 %; 2 – 3,10-3,80 %; 3 – 3,90-4,10 %. У структурі виливків цементиту не

виявлено, а включення кулястого графіту форми ШГф5, ШГф4 мали щільність розподілу 110-130 шт./мм². З підвищенням масової частки кремнію кількість фериту у структурі металевої основи збільшується з 55-65 % до 80-94 % (решту складає перліт). При зміні масової частки кремнію у високоміцному чавуні від 2,6 %

Таблиця – Вплив кремнію на механічні властивості високоміцного чавуну

№ з/п	Масова частка Si, %	Механічні властивості						Витримка модифікованого розплаву у ковші, хв.
		σ_B , МПа	$\sigma_{Bсер.}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{0,2сер.}$, МПа	δ , %	$\delta_{сер.}$, %	
1	2,60	544	547,0	403	408,0	10,4	11,0	5
	2,85	550		414		11,7		10
2	3,10	565	573,4	414	428,0	15,9	15,8	20
	3,50	585		446		16,1		11
	3,50	585		420		15,5		16
	3,80	575		460		15,8		6
3	3,90	583	586,0	476	470,7	8,9	9,6	5
	3,95	590		460		11,0		10
	4,10	585		476		8,9		16

до 4,1 % тимчасовий опір під час розтягування σ_B збільшується на 7,3 % (з 547 МПа до 586 МПа), а його умовна границя плинності $\sigma_{0,2}$ – на 15,4 % (з 408,0 МПа до 470,7 МПа). Максимальне відносне видовження $\delta = 15,5-16,1$ % досягається у другому діапазоні вмісту кремнію і перевищує показники першого та третього діапазонів на 46 % і 39 %, відповідно.

Таким чином встановлено, що використання легування чавуну кремнієм у кількості 3,1-3,8 % в умовах розробленої технології на основі застосування ковшового модифікування феросиліцій-магнієвою лігатурою забезпечує отримання у виливках з товщиною стінки 10 мм високоміцного чавуну з вищими механічними властивостями ($\sigma_B = 570$ МПа; $\sigma_{0,2} = 425$ МПа при $\delta = 15,8$ %), ніж передбачено стандартом ДСТУ3925-99 для марки ВЧ500-7. Експериментально показано (див. табл.), що тривалість розливання модифікованого розплаву в ливарні форми може досягати 20 хвилин при збереженні у структурі виливків ступеня сфероїдизування графіту понад 85 % без суттєвої зміни рівня механічних властивостей розробленого високоміцного чавуну. Зі збільшенням масової частки кремнію в високоміцному чавуні збільшується кількість графітної фази, знижується схильність до утворення відбілу і усадкових дефектів, підвищується

ступінь феритизування металевої основи, що, загалом, дозволяє значно поліпшити показники якості литих виробів і підвищити їх конкурентоздатність на ринку.

Список літератури

1. Бунин К.П., Малиночка Я.Н., Таран Ю.Н. Основы металлографии чугуна. – М.: Металлургия. – 1969. – 416 с.
2. Stets W., Löblich H., Gassner G., Schumacher P. Solution strengthened ferritic ductile cast iron properties, production and application // International Journal of Metalcasting. – April 2014, Vol. 8, Issue 2, pp. 35-40. <https://doi.org/10.1007/BF03355580>.
3. Stan S., Riposan I., Chisamera M., Stan I. Solidification characteristics of silicon-alloyed ductile cast irons // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2019, Vol. 28, Issue 1, pp. 278-286. <https://doi.org/10.1007/s11665-018-3828-2>.

УДК 669.131.7:621.74:66.046.516:669.15-196.5

**В. Б. Бубликов, Ю. Д. Бачинський, Н. П. Моїсєєва, В. О. Овсянников, С. М. Мед-
відь**

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: otdel.vch@gmail.com

ЗАСТОСУВАННЯ СТАЛЕВИХ ВІДХОДІВ ПРИ ОТРИМАННІ ПЕРЛІТНОГО ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ З ПІДВИЩЕНОЮ ПЛАСТИЧНІСТЮ

Діючі в Україні стандарти ДСТУ 3925-99 та ДСТУ EN 1563:2018 передбачають отримання двох марок перлітного високоміцного чавуну ВЧ700-2 і ВЧ800- 2 з регламентованим мінімальним тимчасовим опором під час розтягування σ_B , відповідно, 700 МПа і 800 МПа та відносним видовженням $\delta \geq 2 \%$, 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 [1]. 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, знижує об'ємну усадку, підвищує пластичність та ударну в'язкість матеріалу виливків [2]. Метою роботи було дослідження і оптимізування технологічних параметрів отримання перлітного високоміцного чавуну з підвищеною пластичністю.

Дослідження проводили на базовому синтетичному чавуні, який одержували переплавом пакетованих відходів листової штампованої сталі з масовою часткою 0,08 % C, 0,2-0,3 % Si, 0,08-0,11 % Mn, 0,03 % S, 0,02 % P з добавкою графітової стружки для науглецювання і феросиліцію. Хімічний склад виплавленого синтетичного чавуну (в мас. %: 0,58 Si; 0,1 Mn; 0,02 P; 0,026 S) відрізнявся від виплавленого з переробного чавуну марки ПЛ2, головним чином, меншими у 4 рази масовими частками фосфору і марганцю. Вміст інших хімічних елементів, включаючи сірку, відрізнявся мало. Модифікувально-рафінувальне оброблення розплаву чавуну проводили у ковші феросиліцій-магній-кальцієвою лігатурою ФСМг7К4 з флюсувальною добавкою флюориту кальцію марки ФК-92, яка 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. Дані по хімічному складу, структурі і механічним властивостям високоміцних чавунів, виплавлених зі сталевих відходів за двома варіантами процесів модифікування, наведені у таблиці. Для одержання перлітної металевої основи (більше 92 % перліту) і підвищення міцності застосовували легування міддю в кількості 1,2 % (при модифікуванні лігатурою ФСМг7К4) і 0,45 % (при модифікуванні лігатурою НіМг15). У високоміцному чавуні мідь в рази перевершує нікель по перлітизувальній здатності і майже в 4 рази дешевша.

Після термічного оброблення – нормалізування (нагрів в печі до 850+20 °С, витримка 2 години, охолодження на повітрі) – при однаковій структурі металевої основи (92 % перліту і 8 % фериту) механічні властивості одержаних високоміцних чавунів були наступні: для варіанту модифікування ФСМг7К4 – $\sigma_B = 883$ МПа; $\delta = 7,2$ %;

КС = 65,5 Дж/см²; 255 НВ; у варіанті модифікування лігатурою NiMg15 з ФС75 – σ_B = 790 МПа; δ = 3,8 %; КС = 21,3 Дж/см²; 269 НВ.

Таблиця – Хімічний склад, структура металевої основи і механічні властивості по-різному модифікованих високоміцних чавунів, виплавлених із сталевих відходів

Спосіб модифікування	Масова частка елементу, %				Структура, %		Показники механічних властивостей			
	Si	Mn	Ni	Cu	Ферит	Перліт	σ_B , МПа	δ , %	КС, Дж/см ²	НВ
1,5% NiMg15 + 1% ФС75	2,19	0,08	1,10	0,42	$\frac{45}{8}$	$\frac{55}{92}$	$\frac{650}{790}$	$\frac{5,8}{3,8}$	$\frac{32,8}{21,3}$	$\frac{217}{269}$
2,0% ФСМг7К4	2,34	0,11	0,05	1,12	$\frac{55}{8}$	$\frac{45}{92}$	$\frac{695}{883}$	$\frac{9,0}{7,2}$	$\frac{55,4}{65,5}$	$\frac{207}{255}$

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

Таким чином, в умовах застосування синтетичного чавуну (із відходів сталі) з низьким вмістом фосфору 0,02% і марганцю 0,1% встановлено, що модифікування феросиліцій-магній-кальцієвою лігатурою, в порівнянні з традиційним процесом модифікування нікель-магнієвою лігатурою і феросиліцієм, дозволяє підвищити показники механічних властивостей перлітного високоміцного чавуну: опір під час розтягування σ_B на 12 %, відносне видовження δ на 90 %, ударну в'язкість КС у 2,1 рази. В результаті застосування для легування замість нікелю більш дешевої міді досягається значний економічний ефект. Вирішення проблеми одержання литих виробів без структурно-вільного цементиту (відбілу) дозволяє значно знизити витрати на термічне оброблення – виключити з технологічного процесу енергоємну операцію високотемпературного графітизувального відпалу для його розкладання.

Список літератури

1. Zanardi F., Bonollo F., Angella G., et al. A contribution to new material standards for ductile irons and austempered ductile irons. *International Journal of Metalcasting*. 2017, Vol. 11, is. 1, pp. 136-147. <https://doi.org/10.1007/s40962-016-0095-6>.
2. Бубликов В. Б. Кальций в высокопрочном чугуна. *Процессы литья*. 2007. № 5. С. 4–10.

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

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, м. Київ

E-mail: alexysinskyi@gmail.com

ВПЛИВ ЯКОСТІ ШИХТОВИХ МАТЕРІАЛІВ НА ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ У ВИЛИВКАХ

Стабільні структура та властивості високоміцного чавуну (ВЧ) для виготовлення виробів, що працюють в умовах ударно-циклічних і динамічних навантажень (особливо за низьких температур), досягаються при виплавці розплаву в електропечах з використанням чистих від шкідливих домішок шихтових матеріалів. При цьому разом з чушковими чавунами, що мають низькі масові частки сірки, фосфору та марганцю, широко застосовуються рафіновані від домішок та газів чавуни. Наприклад, Норвегія тривалий час виробляє спеціальний рафінований чавун, який містить (%мас) 3,85 C; 0,06 Si; 0,06 Mn; 0,009 P при сумарній масовій частці Cr, Mo, Cu, Ti, V, Al, As не більше 0,02 %. Отриманий з такої шихти феритний високоміцний чавун у литому стані має тимчасовий опір під час розривання $\sigma_B = 400-550$ МПа, відносне видовження $\delta \geq 20$ %, твердість до 185 HB [1]. Аналогічний рівень властивостей досягається при застосуванні чушкового чавуну марки Sorelmetal з масовою часткою C = 3,90-4,7 %, Si $\leq 0,4$ %, Mn $\leq 0,035$ %, P $\leq 0,03$ %, S $\leq 0,015$ % (випускається у Канаді та Південно-Африканській Республіці) [2, 3].

З метою одержання порівняльних результатів за рівнем механічних характеристик високоміцного чавуну (ВЧ), виплавленого з використанням у шихті якісних матеріалів, виконано аналіз результатів дослідних плавок, проведених в індукційній печі ІСТ-016. В якості шихтових матеріалів використовували армко-залізо, ливарний рафінований чавун ЛР6, чавун переробний ПВК3, відходи електротехнічної сталі 1212. Проведеним аналізом встановлено, що вимогам по масовій частці шкідливих домішок (Ti, As, Bi, Pb, Sb, Zn, S та інші) повністю відповідають армко-залізо та чавун ЛР6, а чавун ПВК3 та відходи сталі 1212 мають відхилення за масовою часткою хрому (0,13-0,14 %) при допустимій 0,1 %.

Модифікування проводили у відкритих ковшах магнієвмісними модифікаторами, що широко використовуються у виробництві ВЧ. Температура випуску рідкого металу з печі 1480-1490 °С, витрати модифікаторів ФСМг7К4 (з масовою часткою Mg = 7-8 % та Ca = 4-5 %) або ФСМг7 – 1,5 % від маси металу, що обробляється. Масові частки

вуглецю та кремнію в чавуні після модифікування становили, відповідно, 3,4-3,6 % та 2,6-2,9 %. Механічні властивості ВЧ визначали на зразках, вирізаних із клиноподібних проб із товщиною основи 15 мм.

У високоміцному чавуні всіх аналізованих плавок ступінь сфероїдизування графіту ССГ становив 90-95 %. При високих показниках ССГ вплив форми графіту на механічні властивості ВЧ незначний і становить середньостатистичну похибку.

Аналізом результатів (табл.) встановлено, що використання високоякісних шихтових матеріалів без застосування термічного оброблення (тобто вже у литому стані) дозволяє досягти сприятливішого поєднання міцності та відносного видовження, порівняно з вимогами ДСТУ 3925-99. У всіх випадках метал дослідних плавок мав показник відносного видовження в 2-3 рази більший, ніж передбачений стандартом для відповідних за міцністю марок ВЧ.

Для отримання аналогічного рівня механічних властивостей при використанні шихтових матеріалів звичайної якості (ливарних і переробних чушкових чавунів, відходів сталі 3 та інших) необхідно застосовувати легування ВЧ нікелем або міддю в поєднанні з термічним обробленням.

Ливарні рафіновані чавуни (ДСТУ 3132-95) – спеціальний шихтовий матеріал для отримання ВЧ, який відрізняється від інших регламентованою масовою часткою шкідливих домішок (демодифікувальних та карбідоутворювальних) та наявністю у складі 0,005-0,019 %мас. залишкового магнію.

Таблиця – Вплив шихтових матеріалів на механічні властивості ВЧ

Шихта	Мас. частка у шихті, %	Марка модифікатора			
		ФСМг7		ФСМг7К4	
		Механічні властивості			
		σв, МПа	δ, %	σв, МПа	δ, %
Армко -залізо + графітова стружка	95,5 4,5	480	24,0	505	22,7
Чушковий чавун ЛР6	100	510	19,2	535	16,6
Чушковий чавун ПВК3	100	580	16,8	610	14,9
Електротехнічна сталь 1212 + графітова стружка	95,5 4,5	650	16,6	690	14,3

Багаторічний досвід застосування рафінованих магнієм чавунів марок ЛР свідчить, що, у порівнянні з марками чавунів звичайної якості, вони посилюють ефект

модифікувального впливу на структуроутворення та властивості ВЧ, сприяють підвищенню ССГ, зниженню схильності тонкостінних виливків до відбілу у структурі, поліпшенню оброблюваності різанням. Переробні чавуни (ПВКЗ, ПЛ1, ПЛ2, тощо) випускаються з низькою масовою часткою фосфору та гарантованою масовою часткою сірки на рівні близькому до чавуну ЛР. ВЧ, одержаний з використанням у шихті переробного чавуну, має на 10-14 % вищі показники міцності та на 10-15 % менші показники пластичності, ніж ВЧ на шихті з чавуну ЛР. Сприятливе поєднання високих показників міцності і відносного видовження має високоміцний чавун, одержаний з використанням у шихті відходів електротехнічної сталі.

Наведені результати свідчать про важливу роль якості шихтових матеріалів у забезпеченні стабільності технології та високого рівня фізико-механічних властивостей виливків із ВЧ.

Список літератури

1. Harrison G. R. The production on Bremenger oxygen blown (OB) pig iron and use in SG Iron. Brit. Foundryman. 1981. №7. p. 17-22.
2. Cabanne P.-M., Gagne M. Inoculation of ductile iron: why and when? *Sorelmetal Technical Services*. 2010.
3. Sorelmetal® Products Brochure. Онлайн-доступ – www.riotinto.com/en/products/

УДК 621.74:669.131.7:621.785.3

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

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: alexyasinskyi@gmail.com

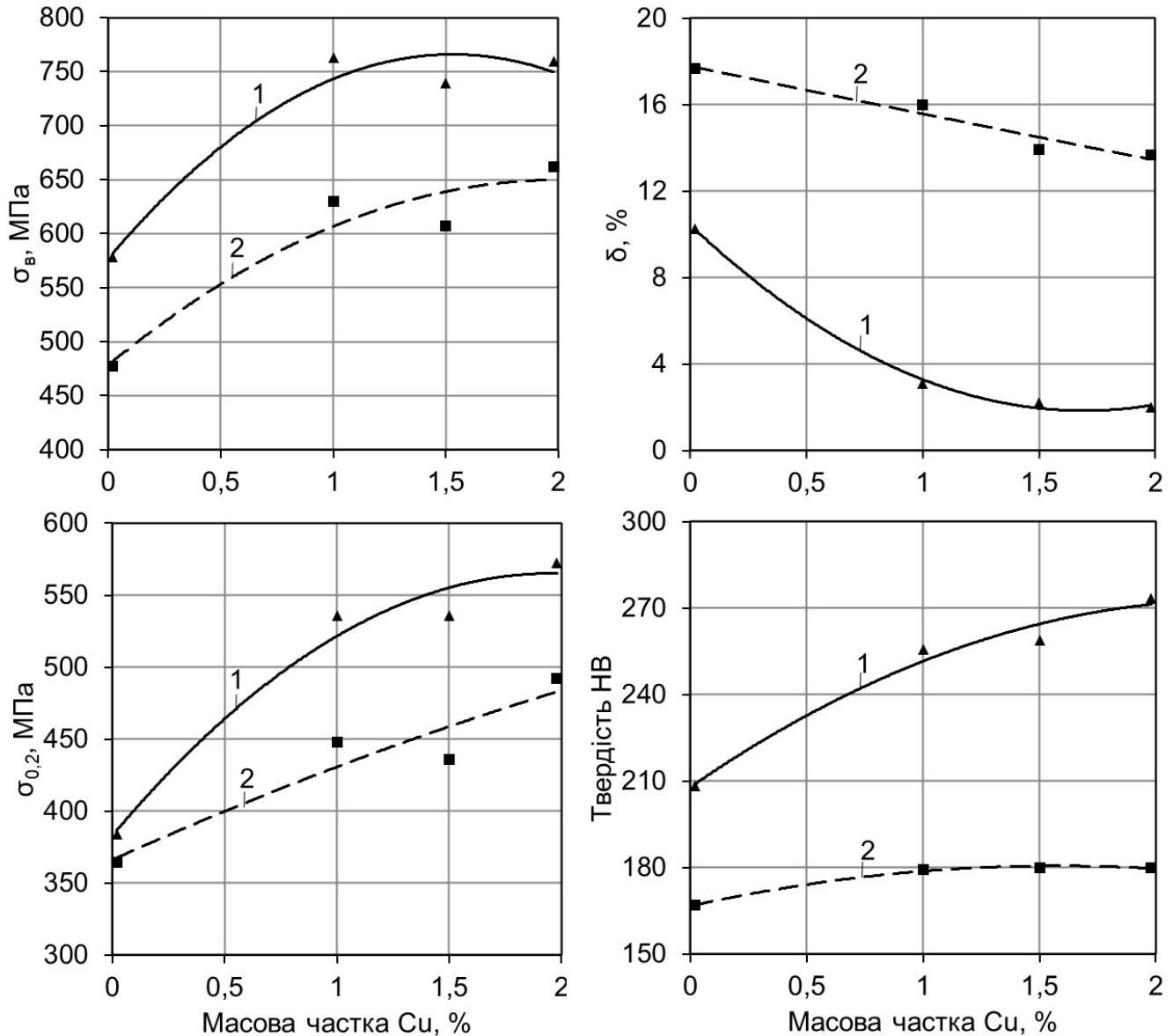
ВПЛИВ ВІДПАЛУ НА СТРУКТУРУ І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЛЕГОВАНОГО МІДДЮ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

Високоміцний чавун (ВЧ) легують для підвищення механічних показників чи надання йому спеціальних властивостей (зносостійкість, ударостійкість, корозійна стійкість та інших.). Внаслідок підвищеної схильності високоміцного чавуну до утворення при кристалізуванні карбідної фази вибір легувальних елементів для зміцнення його металевої основи, порівняно зі сталлю і чавуном з пластинчастим графітом, вкрай обмежений. Ефективне підвищення властивостей міцності високоміцного чавуну досягається легуванням хімічними елементами, що зміцнюють твердий розчин, але не утворюють карбідів у чавуні. До таких елементів відносяться мідь та нікель. Найбільш поширеним і відносно недорогим легувальним елементом високоміцного чавуну є мідь.

Плавки проводили в електропечі ІСТ-016 на шихті з переробного чушкового чавуну марки ПЛ2 наступного хімічного складу: 4,1 С; 0,75 Si; 0,35 Mn; 0,06 Cr; 0,02 Al; 0,026 Ti; 0,035 S; 0,08 P. Розплав чавуну модифікували у ковші лігатурою ФСМг7К4. Дослідження впливу легування міддю у кількості 1,0-2,0 %, яку вводили у піч наприкінці плавки, на механічні властивості феритного високоміцного чавуну проводили на металі клиноподібних проб товщиною 45 мм. Вирізані з нижньої частини клиноподібних проб темплети були термооброблені двоступеневим відпалом: нагрівання у печі до 860 °С, витримка 3 години, охолодження з піччю до 720 °С, витримка 2 години, охолодження на повітрі. Після термічного оброблення всі досліджені високоміцні чавуни мали феритну металеву основу. В результаті феритизування металевої основи зменшуються показники міцності на ~15 % і твердість на 20-35 %, а відносне видовження збільшується у 1,7-7 разів (рис. 1).

Отримані закономірності дозволяють оцінити вплив легування міддю на ступінь зміцнення твердого розчину (фериту). Порівняно з нелегованим феритним високоміцним чавуном, в результаті легування міддю міцнісні показники підвищуються на 20-25 %: тимчасовий опір розриванню σ_B – з 480 до 600-650 МПа (в залежності від масо-

вої частки міді), умовна границя плинності $\sigma_{0,2}$ – з 370 до 450-500 МПа. Незначно підвищується твердість (з 165 НВ до 180 НВ). Відносне видовження δ знижується з 18 до 16-14 %. Таким чином, легування міддю дозволяє ефективно підвищувати міцнісні показники високоміцного чавуну феритного класу.



1 – у литому стані; 2 – після відпалу

Рис. 1 – Вплив міді на механічні властивості високоміцного чавуну

Аналіз даних, отриманих на зразках клиноподібних проб товщиною 45 мм, дозволяє прогнозувати більш високий рівень механічних властивостей у тонкостінних виливках, підданих відпалу для отримання феритної металевої основи. У зв'язку з цим для підвищення міцнісних характеристик феритного високоміцного чавуну рекомендується легування міддю в кількості $\sim 1,0$ %.

Yang Wenjie, O. Akimov

National Technical University "Kharkiv Polytechnic Institute", Kharkiv

COMPUTER INFORMATION TECHNOLOGY IN FOUNDRY PRODUCTION

1.Foreword. Casting production is a complex manufacturing process that requires precise control and management to ensure product quality and production efficiency. With the continuous development and application of computer information technology, every link in casting production can be monitored, optimized and managed through computer technology. Computer information technology can help optimize the casting process and improve product quality through simulation and simulation technology; realize real-time monitoring and intelligent management through data acquisition and analysis technology; and realize efficient coordination between production planning and logistics management through information system integration. Therefore, this paper aims to explore how to effectively apply computer information technology to optimize casting production and improve the quality and production efficiency of casting products.

2. Overview of computer information technology

2.1 Development status of the foundry industry. Casting industry is an important part of manufacturing industry. With the continuous development of computer information technology, casting industry is also entering the information production. In casting production, computer information technology has been widely used in CAD / CAM, simulation, process optimization and production process control. With the improvement of the information technology level, the production efficiency, product quality and enterprise management level of the casting industry have been significantly improved. At the same time, the casting industry is also faced with the deep integration of information technology and traditional technology, as well as the update and improvement of talent training and management mechanism. Therefore, the development status of the foundry industry needs to be further studied and discussed.

2.2 Foundation of computer information technology. Computer information technology foundation is an indispensable part of casting production. In the field of casting production, the foundation of computer information technology mainly involves the application of CAD / CAM technology. Both the design and digitization of the 3 D model can be accomplished with the CAD software. CAM technology can optimize the processing path of molds and parts, and improve production efficiency and product quality.

In addition, the computer information technology foundation in casting production also includes the construction and application of intelligent manufacturing system. Using computer information technology, the automatic control system can monitor and manage the whole production process. Through the real-time analysis and processing of the production data, the production parameters can be adjusted in time to ensure that the product meets the design requirements.

At the same time, the basis of computer information technology also includes the application of the Internet of things technology in casting production. Through the Internet of Things technology, the intelligent interconnection between devices can be realized, and the automation and intelligence of the production process can be realized. This provides more possibilities for casting production, improving production efficiency and product quality.

In general, the basis of computer information technology plays an irreplaceable role in casting production and provides a strong support for the development of casting industry.

3. Application of computer technology in casting . 3.1 Automatic control system.

Automatic control system is an important technical application in casting production, which can realize the real-time monitoring and control of various parameters in the casting process. Through the sensor data collection, the automatic control system can monitor the temperature, pressure, flow and other parameters, and realize automatic adjustment through the control actuator, improving the stability and consistency of the casting process.

The automatic control system adopts advanced control algorithms and technologies, such as PID control, fuzzy control and neural network control, which can more accurately control the parameters in the casting process. At the same time, the automatic control system can also realize remote monitoring and remote operation, improve the convenience and efficiency of production management, and reduce the error and risk of human operation.

In modern casting production, automatic control system has become an indispensable technical means, which not only improves production efficiency and product quality, but also reduces production cost and energy consumption. With the continuous development of science and technology, the automatic control system will be further improved and intelligent, to bring greater technological breakthrough and development space for the casting production..

3.2 Data management and analysis In casting production, data management and analysis is one of the important applications of computer information technology. By using the database management system, all kinds of data in the casting process can be managed efficiently. This includes raw material procurement information, production process parameters, quality testing data and other information. Through the establishment of data

model and data warehouse, these data can be centrally stored and retrieved quickly, to provide support for production decisions. In terms of data analysis, computer technology can deeply dig and analyze a large amount of data in casting production through data mining and statistical analysis methods. By building data models and algorithm models, potential production problems and optimization space can be found to guide the optimization and improvement of the production process.

In addition, the computer information technology can also use the real-time monitoring system to monitor and analyze the data in the casting production process in real-time. Through real-time acquisition of equipment sensor data and production process parameter data, find abnormal conditions in the production process in time, and respond response and processing to ensure the stability and controllability of the production process.

4. Case analysis and experiment

4.1 Case study of typical casting enterprises. In this case study, we selected a typical foundry enterprise as the research object, which has advanced production equipment and perfect information management system. Through the investigation of its production process and information technology application, we found that the production process of the enterprise has been effectively optimized and improved. In the process of casting production, the enterprise uses computer information technology to manage and optimize the procurement of raw materials, production planning, production process monitoring and quality control, which greatly improves the production efficiency and product quality.

In the production practice of the enterprise, the application of computer information technology covers many links, such as the use of computer-aided design (CAD) software for product design, the use of computer simulation system for fluid mechanics analysis to optimize the structure of castings, and the use of information system for production schedule and inventory management. Especially in the aspect of quality control, the enterprise introduced the online quality detection system, through sensors and computer technology to monitor the key parameters in the production process, timely find and correct the abnormal in production, improve the qualified rate and consistency of products.

In addition, the enterprise also applied the Internet of Things technology to realize the remote monitoring and fault warning of production equipment, and improve the utilization rate and reliability of production equipment. At the same time, through data collection and analysis, the enterprise can also realize the intelligent monitoring and management of the production process, to provide data support and decision-making basis for production decisions. The application of these information technologies plays an important role in improving the production efficiency and reducing the production cost of casting enterprises.

In general, the typical foundry enterprise has achieved remarkable results in the application of information technology, and its successful experience has provided useful reference and inspiration for other foundry enterprises in the information construction.

4.2 Experimental verification and effect evaluation. Experimental verification and effect evaluation are important aspects of this study. Experimental verification can test the effectiveness and practical effect of the computer information technology used in casting production. First, we designed a complete set of experimental schemes, including the determination of experimental subjects, experimental conditions, experimental methods, and experimental procedures. In the subject selection, we selected several representative casting production sites as experimental samples to ensure the comprehensiveness and reliability of the experiment.

Secondly, we use the advanced computer information technology, using the data collection, analysis and modeling technology, to accurately monitor and record all kinds of data generated in the experimental process, to ensure the accuracy and authenticity of the experimental data. Second, we fully evaluated and analyzed the experimental results. By comparing the data and the situation before and after the experiment, we found that after using the computer information technology, the quality control in the casting production process has been significantly improved, the production efficiency has been significantly improved, and the production cost has been effectively controlled. All these fully prove the important role and practical effect of computer information technology in casting production. At the same time, we also made an in-depth analysis of the problems and deficiencies in the experimental process, which provides useful enlightenment and suggestions for further improving the application effect of computer information technology in casting production.

Finally, we fully demonstrate and summarize the experimental results. On the basis of experimental verification and effect evaluation, we conclude that computer information technology has a significant driving role in casting production, and can effectively improve the quality, efficiency and cost control level of casting production. This provides strong support and guidance for the information construction of casting enterprises, which has important theoretical and practical significance.

5. Conclusion

In casting production, the application of computer information technology plays a vital role in improving production efficiency, optimizing technological process and improving product quality. Through data analysis and simulation, the melting temperature and mobility of materials can be predicted more accurately, so as to optimize the casting process; the intelligent manufacturing management system can realize real-time monitoring and

adjustment of production process, reduce resource waste and improve capacity utilization. In addition, computer-aided design and simulation technology make the design and optimization of casting parts more accurate and efficient, reducing the number of trial-manufactured samples and reducing the cost of product development. To sum up, the computer information technology in casting production is of great significance for improving the production efficiency, optimizing the process flow and improving the product quality, and should be actively promoted and applied.

Reference documentation

- [1] Li Pengfei. Research and application of process control system for semi-continuous casting of aluminum alloy [J]. ,2019
- [2] V Doroshenko,O Tokova,V Kravchenko.Computer Systems for Monitoring of Thermal Processes of Foundry Production[D].Control Systems & Computers,2021
- [3] BF Weng.Information Technology Security and Protection Strategy of Computer Network[D].Electronic Component & Information Technology,2019
- [4] VS Doroshenko,OV Tokova.THE EXAMPLES OF DIGITALIZATION OF FOUNDRY: VIRTUAL ENGINEERING, DIGITAL TWIN AND ADDITIVE TECHNOLOGIES[D].Control Systems & Computers,2020
- [5] Cover its gentleman. On the technological innovation of computer-aided design in the production of diversified casting mold [J]. Technology wind, 2019
- [6] Deng Weilin. Research on the production batch management and quality traceability method of molten mold casting enterprise [J]. ,2017
- [7] Yang Yuru. Media Group brand construction – Take "Marvel" as an example [J]. ,2021
- [8] Li Zufu. The disappearing die casting process and simulation of cast iron production by water slag iron [J]. ,2016
- [9] Zhang Aiqin. The application of intelligent teaching mode in the sixth grade Chinese [J]. Digital Design (top), 2019.

УДК 621.74/338.4

В. А. Гнатуш

м. Київ, e-mail: vgnatush@gmail.com

РИНОК МЕТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ 2020-2022

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

Виробничі результати світового ринку металевих виливків за 2022р. станом на початок квітня 2024р. не були представлені в журналі «Modern Casting» (США) [1]. Виходячи з важливості ливарної промисловості для розвитку світової економіки проведено оціночний аналіз виробництва виливків в 2022р.

Аналіз статистичних даних журналу «Modern Casting» свідчить про те, що впродовж 2010-2018рр. виробництво металевих виливків в світі збільшилось з 91,7 до 112,7 млн т тобто з середньорічним темпом (CAGR) 2,3% (рис. 1). При цьому ВВП світової економіки мав середній темп зростання 3,2%. Проте пандемія COVID-19 зумовила комплексний негативний вплив як на глобальну економіку, так і ливарну промисловість зокрема. У 2020р. світовий ВВП продемонстрував падіння до -3,2%, а виробництво виливків зменшилось до 104,6 млн т (-4,8% проти 2019р.). Проте у 2021р. людська цивілізація почала відновлювати свої спроможності і ВВП глобальної економіки збільшився до 6,2%, а виробництво виливків – до 179,7 млн т (+71,8% проти 2020р.). Здавалось, що глобальні виклики позаду, але в лютому 2022р. РФ почала неспровоковану війну проти України на європейську континенті. В результаті в глобальній економіці виникли проблеми в таких сегментах як енергетика, логістика, фінанси тощо. У підсумку за 2022р. світовий ВВП збільшився тільки на 3,1%, а виробництво виливків оціночно склало 111,8 млн т (-37,8% проти 2021р.) (рис. 1).

Згідно аналітики Світового банку прогнозується у 2024р. зменшення темпу зростання глобальної економіки до 2,4% проти 3,1% у 2023р. [2]. Це вочевидь призведе до певного гальмування виробництва металевих виливків в глобальному вимірі.

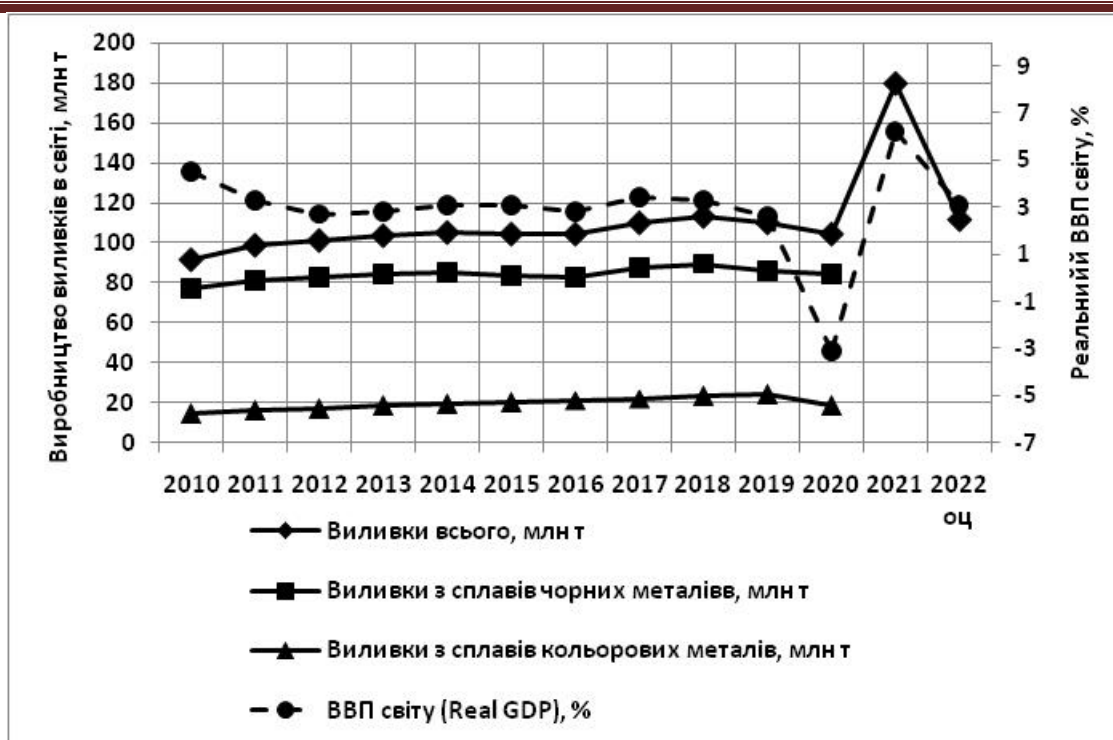


Рис. 1 - Динаміка виробництва виливків з чорних і кольорових металів в світі [1]
та ВВП світової економіка [2]

Однак слід відзначити, що в світі є ризики погіршення цього прогнозу. І в першу чергу це обумовлено тим, що в 2023р., як свідчить аналітика від Міжнародного інституту стратегічних досліджень (International Institute for Strategic Studies, Велика Британія), тривали 183 регіональних і місцевих конфліктів, що є найбільшим показником за останні 30 років [3].

Інтенсифікація цих конфліктів, а особливо війни РФ з Україною та Ірану з Ізраїлем, може обумовити зростання цін на енергоносії і в перспективі ініціювати фінансовий стрес. В свою чергу ці ризики можуть призвести до деформації глобальної торгівлі та посилення наслідків, обумовлених зміною клімату на планеті та подальшим збільшенням кількості біженців з зони конфліктів на планеті [2].

Аналітики компанії Vision Research Reports (Канада/Індія) оцінюють глобальний ринок металевих виливків в 2022р. в обсязі 136,8 млрд дол. США [4]. Прогнозується, що за період з 2023 по 2032 р. ринок буде зростати з середньорічним темпом (CAGR) 5,6% і досягне показника в 234,7 млрд дол. США. В аналітичному звіті відзначається, що в 2022р. найбільшим споживачем металевих виливків була автомобільна промисловість з часткою 60%, на наступних місцях машинобудування (23%) та будівництво (8%) [4].

В той же час слід враховувати, що на виробництво автомобілів в світі, як свідчать дані Міжнародної організації виробників автомобілів (International Organization of Motor Vehicle Manufacturers, OICA) доволі суттєво вплинула стагнація глобальної економіки внаслідок пандемії COVID-19 [5].

Має сенс відзначити, що якщо за підсумком 2017р. виробництво автомобілів в світі становило 97,3 млн од., то в 2020р. воно зменшилось в результаті кризи світової економіки до 77,4 млн од. (- 20,5%). В наступні три роки ситуація почала покращуватись і в 2023р. світове виробництво автомобілів становило 93,5 млн од. (+10,3% проти 2022р.) [5]. Вочевидь такі показники виробництва автомобілів за 2023р. дозволяють позитивно оцінити глобальний ринок виливків.

Тренди ливарного ринку країн CAEF. В звіті Європейської ливарної асоціації (The European Foundry Association, CAEF) [6], яку сформували 23 національних асоціацій ливарників з 22 європейських країн, відзначається складність в країнах Європи економічної, фінансової та політичної ситуації в 2022р. Це обумовлено війною РФ проти України, яка призвела до подорожчання енергоносіїв і інфляції в Європі. Загалом в 2022р. економіка країн зони євро змогла забезпечити ріст ВВП в 3,4% проти 5,9% в 2021р. При цьому ливарна промисловість країн CAEF виготовила 10,7 млн т виливків з сплавів чорних металів (-1,2 % проти 2021р.) і 3,8 млн т виливків з сплавів кольорових металів (- 1,4% проти 2021р.). Як свідчать попередні дані Світового банку в 2023р. ріст економіки країн зони євро пригальмується до 0,4% [7]. Оціночно це призведе до зменшення виробництва виливків в країнах CAEF на 8,6...8,9% в 2023р. проти показників 2022р.

Ситуація в європейських сегментах економіки, які споживають металеві виливки складається доволі неоднозначна. Як свідчать дані OICA [5] виробництво автомобілів в 27 країнах ЄС в 2020-2022рр. коливалось в діапазоні 12,9...13,6 млн од., проти 17,7 млн од. в 2019р., тобто скоротилось на 23,2...27,1%. Це стало одним з факторів зменшення обсягу виробництва в країнах CAEF виливків з сплавів чорних металів з 11,5 млн т в 2019р. до 10,7 млн т в 2022р. (-7,0%). Наразі в звіті CAEF [6] відзначається позитивний тренд в країнах ЄС в сегменті машинобудування, яке на фініші 2022р. показало зростання на 5,2%, що вочевидь компенсувало зменшення попиту на виливки чорних металів від автомобільної промисловості Європи. Складним видався 2022р. для будівельної галузі Європи, яка за підсумком продемонструвала падіння на 1,1%.

Загалом у 2022р. ливарні підприємства країн CAEF виготовили 10,7 млн т **виливків з сплавів чорних металів** (чавун сірий, чавун з кулястим графітом, чавун ко-

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2024

вкий та сталь), що порівняно з 2020р. характеризується середньорічним темпом зростання (CAGR) 5,6% (табл. 1). Водночас цей показник був на 6,5% меншим ніж у 2019р. і на 12,1% - ніж у 2018р. Таким чином вплив пандемії COVID-18 призвів до зменшення попиту на металеві виливки. Найбільшими виробниками виливків з сплавів чорних металів серед країн CAEF є Німеччина, Туреччина та Франція, загальна частка яких за результатом 2022р. становить 62,7%. Серед них Туреччина продемонстрували найбільший середньорічний темп зростання в 12,5% впродовж 2020-2022рр. До країн, які у 2022р. зменшили виробництва виливків з чорних металів, відносяться Польща (-15% проти 2021р.), Словенія (-9,9%) та Португалія (-5,3%). В той же час Велика Британія збільшила виробництво виливків на 11,9% проти 2021р. Обсяг експорту виливків з сплавів чорних металів країнами CAEF в 2022р. у порівнянні з 2020р. збільшився з CAGR 5,2%. Найбільш динамічним постачальним виливків серед трьох лідерів є Туреччина з CAGR 17,0% (табл.1) [6].

Таблиця 1 - Параметри ринку виливків з сірого чавуну, чавуну з кулястим графітом, ковкого чавуну та сталі країн CAEF в 2020 і 2022рр.

Показник	Країни	2020		2022		CAGR 2020-2022,%
		Дані	Частка країни, %	Дані	Частка країни, %	
Виробництво виливків, млн т	Всього в країнах CAEF	9,106	100,0	10,729	100,0	5,6
	Німеччина	2,715	29,8	3,116	29,0	4,7
	Туреччина	1,664	18,3	2,370	22,1	12,5
	Франція	1,067	11,7	1,244	11,6	5,2
	Разом	5,446	59,8	6,730	62,7	7,3
Кількість ливарень, од.	Всього в країнах CAEF	1652	100,0	1680	100,0	0,6
	Німеччина	225	13,6	220	13,1	-0,7
	Туреччина	556	33,7	570	33,9	0,8
	Франція	д. в.	д. в.	д. в.	д. в.	д. в.
Кількість працівників	Всього в країнах CAEF	130745	100,0	123434	100,0	-1,9
	Німеччина	35385	27,1	34985	28,3	-0,4
	Туреччина	20500	15,7	21525	17,4	1,6
	Франція	д.в.	д.в.	д.в.	д.в.	д.в.
Експорт виливків, млн т	Всього країнами CAEF	3,850	100,0	4,486	100,0	5,2
	Німеччина	1,046	27,2	1,288	28,7	7,2
	Туреччина	0,981	25,5	1,573	35,1	17,0
	Франція	0,384	10,0	0,460	10,3	6,2
	Разом	2,411	62,7	3,321	74,1	11,3

Примітка. Вихідні дані від CAEF [6]. Розрахунки автора; д. в. – дані відсутні.

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2024

У звіті CAEF відзначається [6], що у 2022р. чавуно- та сталеливарні заводи **Німеччини** виходячи з обсягу замовлень зменшили виробництво виливків з сплавів чорних металів для автомобілебудування на 1,2%, для машинобудування – на 1,7% і для будівництва – на 0,3% проти показника 2021р. Завантаженість потужностей у виробництві чавунних виливків у 2022р. склала 90,7% (+5,4% проти 2021р.), а у виробництві сталевих виливків – 85,9% (+6,6%).

В **Туреччині** в 2022р. виробництво виливків з сірого чавуну зменшилось на 2% проти 2021р., а виливків з чавуну з кулястим графітом (ЧКГ) збільшилось на 6,5%. В той же час експорт мав дещо інший вектор: частка експорту виливків з сірого чавуну збільшилась на 2,3%, а виливків з ЧКГ зменшилась на 1,0%. Відзначається, що в результаті реалізації нових інвестицій завантаженість потужностей з виробництва чавунних виливків в країні зменшилась на 1,9% до 73,9%. Відмічається збільшення попиту на сталеве литво з боку загального машинобудування як на внутрішньому ринку Туреччини, так і за кордоном. В результаті експорт сталевих виливків збільшився майже на 36%, а частка експорту у виробництві до 78% [6].

В звіті CAEF [6] констатується, що в країнах асоціації в 2022р. виробництво **вливок з сплавів кольорових металів** зменшилось на -1,1% проти 2021р. і сягнуло 3763,5 тис. т, хоча у порівнянні з 2020р. середньорічний темп зростання склав 4,3% (табл. 2).

Таблиця 2 - Параметри ринку виливків з сплавів кольорових металів країн
CAEF
в 2020 і 2022рр.

Показник	Країни	2020		2022		CAGR 2020- 2022,%
		Дані	Частка країни, %	Дані	Частка країни, %	
Виробництво виливків, тис. т	Всього в країнах CAEF	3312,8	100,0	3763,5	100,0	4,3
	Італія	659,2	19,9	820,6	21,8	7,6
	Німеччина	769,4	23,2	791,8	21,0	1,0
	Туреччина	506,8	15,3	738,8	19,6	13,4
	Разом	1935,4	58,4	2351,2	62,4	6,7
Кількість ли- варень, од.	Всього в країнах CAEF	2320	100,0	2295	100,0	-0,4
	Італія	866	37,3	820	35,7	-1,8
	Німеччина	327	14,1	323	14,1	-0,4
	Туреччина	396	17,1	409	17,8	1,1
	Разом	1589	68,5	1552	67,6	-0,8
Кількість працівників	Всього в країнах CAEF	113026	100,0	113233	100,0	0,1
	Італія	18813	16,6	14524	12,8	-8,3

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2024

	Німеччина	32473	28,7	33662	29,7	1,2
	Туреччина	13850	12,3	14250	12,6	1,0
	Разом	65136	57,6	62436	55,1	-1,4

Примітка. Вихідні дані від CAEF [6]. Розрахунки автора

Лідерами європейського ринку виливків з кольорових металів є Італія, Німеччина та Туреччина, загальна частка яких у виробництві 2022р. склала 62,4%. При цьому найбільше зростання виробництва вказаних виливків продовж 2020-2022рр. продемонструвала Туреччина на 13,4%. Однак слід відзначити, що в 2022р. у порівнянні з 2021р. на 15,0% зменшили виробництво виливків з кольорових металів Велика Британія та Польща, в той час як Туреччина збільшила виробництво на 12,7% [6].

Відзначається [6], що в **Італії** внаслідок впливу негативних факторів (інфляція, нестача електроніка для автомобілів, ріст цін на сировину тощо), обумовлених війною РФ з Україною, за підсумком 2022р. зафіксовано зменшення виробництва виливків з кольорових металів на 6,8% проти 2021р. Використання виробничих потужностей в країні становило 75% або на 8% менше проти 2021р.

В **Німеччині** виробництво виливків з кольорових металів у 2022р. збільшилось на 0,5% проти 2021р. При цьому більше 76% було вироблено для автомобільної промисловості з збільшенням на 0,8%. Завантаженість потужностей з виробництва виливків з сплавів кольорових металів в 2022р. становила 84,7% (+5,9% проти 2021р.) [6].

У **Туреччині** в 2022р. обсяг виробництва алюмінієвих виливків збільшився на 13% проти 2021р. При цьому зросли інвестиції в машини лиття під тиском, що призвело до збільшення потужностей виробництва алюмінієвих виливків на 14%. Загалом це обумовлено розвитком виробництва електричних і гібридних транспортних засобів. В результаті завантаженість потужностей з виробництва алюмінієвого литва в країні становила близько 68%. При цьому в 2022р. обсяг виробництва виливків з інших сплавів кольорових металів зменшились на 4,6% [6].

Ливарна промисловість України. Україна подала заявку на вступ до ЄС 28 лютого 2022р., а 23 червня 2022р. Україна отримала статус кандидата ЄС. В результаті українська промисловість і зокрема ливарне виробництво металевих виливків повинні будуть перейти на європейські рейки. І вочевидь Асоціація ливарників України подасть заявку на приєднання до Європейської ливарної асоціації (The European Foundry Association, CAEF). Проте під час війни між РФ і Україною головним завданням українських ливарників є вироблення та постачання продукції для військово-промислового комплексу та будівництва країни.

Повідомляється [8], що в 2022р. (перший рік війни) виробництво металевих виливків в Україні оцінюється в 300 тис. т проти 650 тис. т в 2021р. (-53,8%). Очікується, що за підсумком 2023р. виробництво сягне 350 тис. т (рис. 2). Основним фактором, який негативно вплинув як на економіку України, так і на виробництво металевих виливків, є військові дії РФ проти України, які розпочались у лютому 2022р.



Рис. 2 - Динаміка виробництва металевих виливків в Україні [8] та показник ВВП України [9]

В результаті захоплення території України та руйнування промислових підприємств, які виробляли металеві виливки, їх активна категорія за період 2021-2023рр. зменшилась з середньорічним темпом (CAGR) -16,2%. Найбільше постраждали виробники виливків з легких кольорових металів (-22,8%), з лиття інших кольорових металів (-20,6%) і чавунних виливків (-15,3%) (розрахунок згідно даних Держстату України [9]).

Відзначається [8], що частина ливарних підприємств ще 2022р. реолокали в більш безпечні регіони України. Такі підприємства доволі швидко перезапустили виробництво і переорієнтувались на випуск іншої продукції та альтернативні ринки збуту. При цьому завантаженість потужностей підприємств ливарної галузі України коливається від 30 до 70%.

Констатується, що під час поточної війни споживачами металевих виливків є військово-промисловий комплекс, будівництво (відновлення інфраструктури), агропромисловий комплекс, залізниця, енергетика тощо [8].

В той же час актуальним є підготовка та забезпечення ливарної галузі України інженерними та технічними кадрами, а також впровадження прогресивних ливарних

технологій та обладнання, сучасних сплавів і ливарних матеріалів. Все це є сенс сформувати в форматі програми розвитку ливарної промисловості України на період до 2030р.

Висновки.

Узагальнені результати роботи ливарної промисловості світу в 2022р. не оприлюднені за станом на початок квітня 2024р. У підсумку за 2022р. світовий ВВП збільшився тільки на 3,1%, а виробництво виливків оціночно склало 111,8 млн т (-37,8% проти 2021р.). В аналітичному звіті компанії Vision Research Reports (Канада/Індія) відзначається, що в 2022р. найбільшим споживачем металевих виливків була автомобільна промисловість з часткою 60%, на наступних місцях машинобудування (23%) та будівництво (8%). В 2022р. ливарна промисловість країн Європейської ливарної асоціації (CAEF) виготовила 10,7 млн т виливків з сплавів чорних металів (-1,2 % проти 2021р.) і 3,8 млн т виливків з сплавів кольорових металів (- 1,4% проти 2021р.). Як свідчать дані Світового банку в 2023р. ріст економіки країн зони євро пригальмується до 0,4%. Оціночно це призведе до зменшення виробництва виливків в країнах CAEF на 8,6...8,9% в 2023р. проти показників 2022р. В Україні в 2022р. виробництво металевих виливків оцінюється в 300 тис. т проти 650 тис. т в 2021р. (-53,8%). Очікується, що за підсумком 2023р. виробництво сягне 350 тис. т. Основним фактором, який негативно вплинув як на економіку країн Європейського Союзу та України, а відповідно на виробництво металевих виливків, є військові дії РФ проти України, які розпочались у лютому 2022р.

Список літератури

1. Modern Casting. URL: <https://www.moderncasting.com/>.
2. Global Economic Prospects, January 2024. World Bank. Washington. P.230. doi:10.1596/978-1-4648-2017-5. URL: <https://www.worldbank.org/en/home/>.
3. It's Not Just Ukraine and Gaza: War Is on the Rise Everywhere. By Max Hastings. 10.12.2023. URL: <https://www.bloomberg.com/opinion/articles/2023-12-10/it-s-not-just-ukraine-and-gaza-war-is-on-the-rise-everywhere/>.
4. Metal Casting Market Global Industry Analysis, Size, Share, Growth, Trends, Revenue, Regional Outlook and Forecast 2023-2032. Vision Research Reports. November 2023. 150p. URL: <https://www.visionresearchreports.com/metal-casting-market/40937/>.
5. International Organization of Motor Vehicle Manufacturers. URL: <https://www.oica.net/category/production-statistics/>

6. The European Foundry Industry 2022. The European Foundry Association. Düsseldorf, November 2023. 123p.
7. The World Bank. URL: <https://www.worldbank.org/>.
8. Клименко Степан. За підсумками 2023 року ливарна галузь покаже зростання виробництва. 10 січня 2024р. GMK Center. URL: <https://gmcenter.ua/opinion/zapidsumkami-2023-roku-lyvarna-haluz-pokazhe-zrostannia-vyrobnystva/>
9. Держстат України. URL: <https://ukrstat.gov.ua/>

УДК 669.71:532.694:539.216

С.В. Гнилокурено¹, О.В. Бякова², А.О. Власов², Д.С. Кітранов²

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

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

e-mail: slava.vgn@gmail.com

МІКРОСТРУКТУРА СПІНЕНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

Спінені алюмінієві сплави з комірковою будовою мають великий потенціал у різних інженерних застосуваннях зокрема завдяки їх властивостям щодо поглинання енергії та винятковій комбінації легкої ваги і комплексу фізико-механічних властивостей [1]. Під час стиснення такі матеріали деформуються з утворенням довгої ділянки плато на графіку «напруження-деформація» та виявляють високі значення деформації майже при сталому навантаженні, в чому і виявляється їх здатність поглинати значну енергію. Питома жорсткість високопористих металів набагато перевищує властивості суцільних матеріалів за цим показником. З огляду на це такі матеріали викликають підвищений інтерес для проектування елементів для поглинання енергії удару при автомобільних аваріях та деяких багатофункціональних компонентів в автомобільній промисловості, наземних і морських транспортних засобах та авіаційній промисловості.

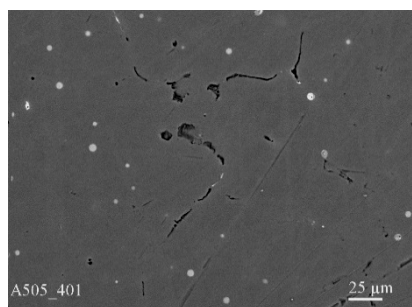
До теперішнього часу розроблено численні процеси спінювання металів та сплавів. Порівняно з іншими підходами обробка розплаву за допомогою піноутворювача, наприклад способом Alporas [2], вважається економічно ефективним для використання у виробництві. Відповідно до цього в методі було запропоновано використовувати дешевий карбонат кальцію CaCO_3 як спіновач замість дорогого гідриду титану TiH_2 [18]. При введенні добавок у рідкі сплави їх хімічний склад і мікроструктура після

затвердіння змінюються, що відображається і на механічних властивостях. Вивчення мікроструктури спінених алюмінієвих сплавів було метою даної роботи на цьому етапі досліджень.

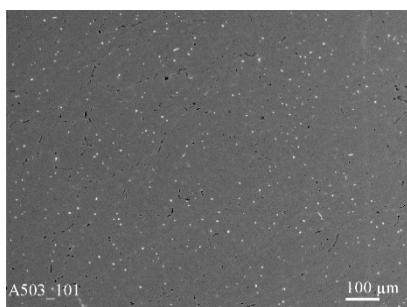
Для спінювання використовували сплав Al1Mg06Si (AD33, аналог сплаву 6061) і високоміцний сплав Al6Zn2.3Mg (B95, аналог сплаву 7075). Щільність вихідних сплавів становила 2,7 г/см³ і 2,8 г/см³ відповідно.

Вихідні сплави (0,6 кг) плавили в індукційній печі і потім заливали в нагрітий до графітовий тигель в печі опору. Розплав перемішували і додавали порошок CaCO₃. Після витримки відбувався процес розкладання карбонату кальцію, виділення газу в розплав і його спінювання. Для збереження високопористої будови виливки охолоджували вентиляторами. Спінені блоки були розділені за допомогою електророзрядної обробки для виготовлення зразків і вивчення їх макро- та мікроструктури. Цей аналіз виконувався із залученням скануючої електронної мікроскопії (SEM, Superprobe 733, Японія та JEOL 4100, Японія) та енергетичної дисперсійної рентгенівської спектроскопії (EDS) з електронно-зондовим мікроаналізатором (EPMA).

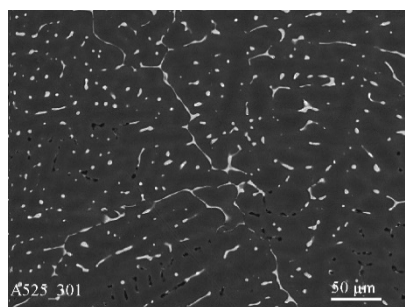
У результаті експериментів було встановлено, що застосування карбонату кальцію призводить до утворення сферичних комірок із середнім розміром $1,5 \pm 0,5$ мм для сплаву Al1Mg0,6Si та $1,2 \pm 0,6$ мм для Al6Zn2,3Mg. При цьому було виявлено, що мікроструктура матеріалу стінки пор для обох типів сплавів схожа на мікроструктуру вихідних сплавів після лиття, як видно на рисунку 1.



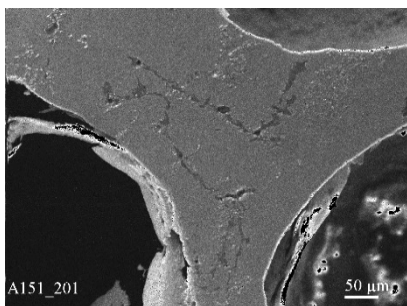
(a) AD33



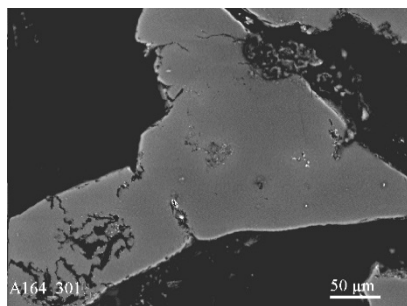
(b) AD33



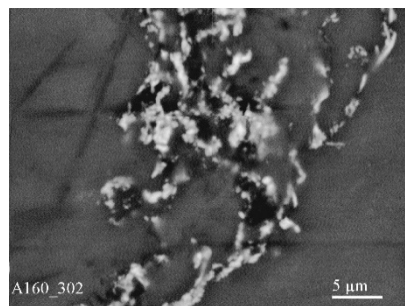
(c) B95



(d) AD33



(e) B95



(f) B95

Рисунок 1. SEM-зображення (а, б) мікроструктури вихідного сплаву Al1Mg0.6Si та (с) Al6Zn2.3Mg , стінка пор (d) піни Al1Mg0.6Si та (е, ф) піни Al6Zn2.3Mg

Як видно з рисунку мікроструктура як вихідного сплаву Al1Mg0.6Si , так і в спіненому стані складається з тонких евтектичних доменів, які за складом відповідають фазі $E\{\alpha\text{-Al} + S(\text{Al}_2\text{CuMg})\}$ (світло-сірий колір) і $E(\alpha\text{-Al} + \text{CuAl}_2)$ (білий) або $E(\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si})$ (чорний).

У мікроструктурі сплаву Al6Zn2.3Mg виявлено евтектичні домени, що за складом відповідають крихким надлишковим фазам, включаючи фазу $T(\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3)$ (чорна) та ізоморфну фазу $T(\text{Al}_6\text{CuMg}_4)$ (світло-сіра), а також $M(\text{AlCuMgZn})$ та $S(\text{CuMgAl}_2)$ (білі), як у вихідному сплаві (с), так і в матеріалі стінки пори (рис. 1 с, е, ф).

Для обох сплавів встановлено наявність часток CaCO_3/CaO , разом з мережею оксидних плівок Al_2O_3 , які утворились під час перемішування розплавів перед спінюванням.

Таким чином виявлені певні відмінності макро- та мікроструктури спінених алюмінієвих сплавів, що може впливати на поведінку цих сплавів при навантаженні.

[1] L. J. Gibson, M. F. Ashby, Cellular Solids: Structure and Properties, Cambridge: Cambridge University Press, 1997.

[2] S. Akiyama, H. Ueno, K. Imagawa, A. Kitahara, S. Nagata, K. Morimoto, T. Nishikawa, M. Itoh, Foamed metal and method of producing same, European Patent 0 210 803, 1989 (1986).

[3] S.V. Gnyloskurenko, T. Nakamura, A.V. Byakova, Y.M. Podrezov, R. Ishikawa, M. Maeda. Development of lightweight Al alloy and technique, Canadian Metallurgical Quarterly, Vol.44 1 (2005) 7-12. doi.org/10.1179/cmqr.2005.44.1.7

С.В. Гнилокурченко¹, О.В. Бякова², В.Ю. Цивіліцин², Д.С. Кітранов², А.О. Власов²

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

²Інститут проблем матеріалознавства НАН України, м. Київ

e-mail: slava.vgn@gmail.com

ЕЛЕКТРОПРОВІДНІСТЬ СПІНЕНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

Спінені алюмінієві сплави належать до нового класу надлегких матеріалів з комірчастою структурою, які проявляють комплекс нових фізико-механічних властивостей і, зокрема, зменшену електропровідністю у порівнянні з суцільними матеріалами, з яких вони були виготовлені [1]. Це стосується спінених алюмінієвих сплавів із замкненими комірками, заповнених газом, що значно погіршує проведення електричного струму.

На жаль визначення електричних властивостей спінених алюмінієвих сплавів ще й досі залишаються поза увагою дослідників, хоча, як відомо, менша за вихідні метали електропровідність відіграє важливу роль для забезпечення електричного заземлення та екранування електромагнітного випромінювання. В літературі існує обмежена кількість даних для спінених сплавів за способами Alulight та Alporas, які відрізняються від використаного в роботі способу [2] як за складом вихідного сплаву так і спінювачем, що виділяє газ. Так у наведених в [1] способах в якості спінювача використовують дорогий гідрид титану TiH_2 , в той час як за способом, запровадженим в роботі, в якості спінювача був використаний дешевий карбонат кальцію $CaCO_3$. Проте з точки зору придатності отриманого спіненого матеріалу за його основним призначенням та роботи в конкретних умовах експлуатації актуальною задачею є його всебічна атестація за складом вихідного сплаву та пористістю.

Зважаючи на відсутність в літературі даних з електричних властивостей спінених з карбонатом кальцію сплавів алюмінію, в роботі був розроблений метод визначення їх електропровідності, в основу якого були покладені фізико-геометричні принципи вимірювань, наведені в [1]. Відпрацювання розробленого методу та відтворюваності за цим методом результатів визначення електропровідності виконували із застосуванням виготовлених зразків спіненого $AlSiMg$ сплаву. Проведені попередні дослідження засвідчили, що електропровідність спіненого алюмінію виявляється меншою

за електропровідність сплаву, з якого він був виготовлений. На додаток електропровідність спіненого алюмінію виявляє залежність від пористості, відхиляючись при цьому від лінійної залежності.

Таким чином аналіз сучасного стану вивчення властивостей виготовлених в роботі спінених з карбонатом кальцію алюмінієвих сплавів дозволив виокремити задачі щодо проведення систематичних досліджень їх електропровідності.

Список літератури

1. *Ashby, M. F. Metal Foams: A Design Guide* / M.F. Ashby, A.G. Evans, N.A. Fleck. – Butterworth: Heinemann, 2000. – 251 p.
2. Бякова О. В., Власов А. О., Гнилокурченко С. В., Семенов М.В., Спосіб одержання спінених зливків з алюмінію та алюмінієвих сплавів, Патент UA № 127491 (2023).

UDC: 669: 532. 6 : 541, 669.11/15:621.74.045.072.2

O. V. Derev'yanko¹, I. A. Nebozhak²

¹Institute for Problems of Materials Sciences National Academy of Sciences of Ukraine

²Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine

E-mail: ¹alederevyanko@gmail.com, ²nebozhak@ukr.net

SHERWOOD'S CRITERION IS AN INDICATOR FOR THE EFFICIENCY OF INTERACTION PROCESSES BETWEEN COMPOSITE MIXTURE COMPONENTS UNDER ELECTRO-THERMAL ACTION

It is known that the Sherwood number is a dimensionless number (named after Thomas Kilgore Sherwood). It is a determination of the degree of excess of convective mass transfer to mass transfer based on ordinary atomic diffusion.

Usually, the Sherwood number shows the efficiency of heat and mass convection on the surface for a concentration boundary layer and is defined, for example, as [1, 2] in fig. 1:

$$Sh = \frac{\text{convective mass transfer}}{\text{mass diffusion rate}} = \frac{k_m}{D/L}$$

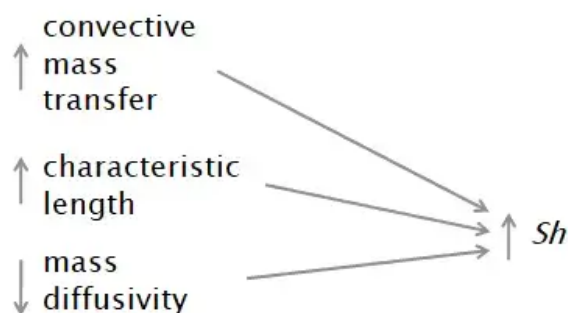


Figure 1 – Classical definition of the Sherwood criterion.

k_m is convective mass transfer coefficient [m/s], L is a characteristic length [m], D is the mass diffusivity [m²/s].

Diffusivity is encountered in Fick's law, which states: *If the concentration of a solute in one region of the solution is greater than in another, the solute diffuses from the region of higher concentration to the region of lower concentration at a rate proportional to the concentration gradient.*

By definition, the Sherwood number takes into account the mass diffusion coefficient, the characteristic length, and the level of convective mass transfer [3].

But the Sherwood number, as a criterion for the effectiveness of internal interactions in a heterogeneous system, can also take into account additional levers of a non-thermal nature on the degree (speed) of the formation of the internal structure (structure) of the obtained technical products. For example, during the production of products using Spark Plasma Sintering technology, an additional lever for accelerating internal interactions will be the force of electromagnetic nature arising from the passage of an electric current [4,5,6].

In order to define (describe) Sherwood's criterion taking into account the electromagnetic action and to determine under what conditions the efficiency of the process of internal interactions will be the most effective, we will rely on the beginnings of the authors, which are presented in fundamental works [7, 8].

After several mathematical transformations, we will obtain in a modified form a mathematical expression that will take into account the initiation according to [5, 6, 9, 10] and allows us to determine the complete diffusion flow taking into account the action of an electric current, i.e., by the mechanism of electroconvection, which has a direction from the surface of a solid particles into the depth of the layer surrounding it:

$$Sh = 0,677 \cdot \left(\frac{r_i^4 J_0^2 \mu_0 \mu_e}{\eta D} \cdot |A^3 f(A, k)| \right)^{\frac{1}{3}}, \quad 0,677 = \frac{0.919 \cdot 5^{1/3}}{2^{2/3} \Gamma(1/3)} \quad (1)$$

де: $\mathbf{r}$ – радіус-вектор (радіальна координата), ϑ – величина кута, i – тверда частинка, $\mathbf{e}$ – струмопровідний прошарок, $\mathbf{J}_0$ – величина густини електричного струму на деякому віддаленні, $f(A, k)$ – функція, яка залежність від електропровідності складників i , одночасно, від відстані між твердими частинками.

where: $\mathbf{r}$ is a radius vector (radial coordinate), ϑ is the angle, i is a solid particle, $\mathbf{e}$ is a conductive layer, $\mathbf{J}_0$ is the electric current density at a certain distance, $f(A, k)$ is a function that depends on electrical conductivity components and, at the same time, from the distance between solid particles.

Based on the formulation (1) and taking into consideration the system, which has wide industrial application, copper - tin (Cu-Sn), calculations of the value of the Sherwood criterion were carried out. The pair of metals under consideration is part of the metal bond in the manufacture of a diamond-bearing tool for processing non-metallic materials [11].

The results of calculations give a value from 1 to 2.0 in the temperature range from 510 °C to 700 °C according to the boundary conditions for solving the problem [9, 10]. Figure 2 shows that as the temperature decreases, the line of graphic dependence of the Sherwood

number is located at a higher level. The corresponding transition from a lower level of efficiency of electroconvective diffusion (when permissible values $Sh < 1$) to a more efficient level (when $Sh > 1$) takes place at lower values of electric current density J_0 .

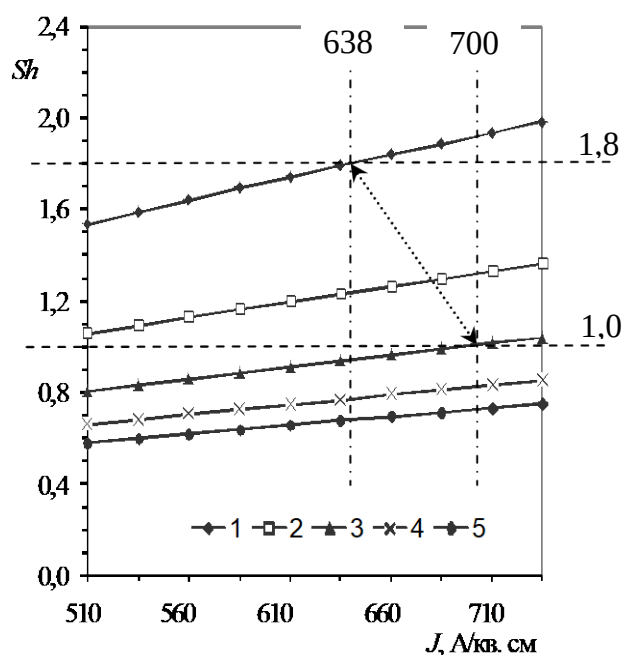


Figure 2 – Sherwood number Sh as a function of current density J_0 , where 1- 300 °C; 2- 405 °C; 3- 510 °C; 4- 615 °C; 5-700 °C.

The analysis of the calculations determined that the exaggeration of the current has little effect on the change in the value of the Sherwood number. It turns out that there is some optimal zone for physical actions (the area involving a set of actions on a physical system), located at the intersection of a complex action: electric current density in a conductive medium $\leftrightarrow$ temperature value. The temperature level is achieved due to the Joule effect from the passage of an electric current.

Deviation from the zone of "optimal operating parameters" will only lead to an increase in energy losses, without taking into account other effects that may occur during, for example, a different temperature regime.

References

1. Internet resource: <http://nuclear-power.com/wp-content/uploads/2017/11/sherwood-number-definition-formula.png>
2. Azizi, Z. (2014). Effective diffusivity in a structured packed column: Experimental and Sherwood number correlating study. Chemical Engineering Research and Design , 43 – 53.

3. Burganos, V. N. (1997). Sherwood number for a swarm of adsorbing spheroidal particles at any peclet number. *AIChE Journal* , 844 - 846.
4. Raichenko O.I., Popov V.P., Burenkov G.L., Istomina T.I., Derev'yanko O.V. "Effects of mass transfer in dispersed metal systems under the influence of electric current". Collection of theses of the third international scientific and technical conference "Unconventional electromechanical and electrical systems". Alushta, Crimea, Ukraine, September 19–21, 1997.
5. Raychenko O.I., Derev'yanko O.V., Popov V. P. Computer calculations of diffusion from a solid inclusion in the surrounding liquid current-carrying metal under electric current action // Second International Conference on CFD in the Minerals and Process Industries, Melbourne, Australia, 1999, december 6-8.
6. Raychenko O.I., Derev'yanko O.V. and Popov V.P. Analysis of diffusion from an inclusion in a current-carrying liquid metal // *Progress in Computational Fluid Dynamics*. - 2004. - V. 4, No 2. - C. 92-98. Access mode: <https://doi.org/10.1504/PCFD.2004.003790>.
7. Levich V. G. *Physico-chemical hydrodynamics*. – State Publishing House of Physics and Mathematics. literature, M., 1959. – 699 p.
8. Sherwood T., Pigford R., Wilkie C. *Mass transfer*. M.: Chemistry, 1982. – 696 p.
9. Raychenko O.I., Derev'yanko O.V. and Popov V.P. Analysis of diffusion from an inclusion in a current-carrying liquid metal // *Progress in Computational Fluid Dynamics*. - 2004. - V. 4, No 2. - C. 92-98. Access mode: <https://doi.org/10.1504/PCFD.2004.003790>.
10. Raychenko O.I., Derev'yanko O.V., Popov V.P. Alloy concentration fields resulting on dissolving of solid particle in the surrounding current-carrying liquid metal // *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*. - Ukraine. – 1999 - V. 21, № 10. - C. 80-83. Access mode: https://scholar.google.com/citations?view_op=view_citation&hl=ru&user=c5t29sgAAAAJ&citation_for_view=c5t29sgAAAAJ:eQOLeE2rZwMC.
11. Derev'yanko O. V., Zgalat-Lozynskyi O. B. "Consolidation of powder materials based on diamond and ceramic-metal systems under electric current action". Abstracts of 6th International conference "HighMathTech 2019". – October 28-30, 2019. – Kyiv, Ukraine. P. 85.

УДК 621.74.045

В. С. Дорошенко, О. В. Михнян, С. І. Клименко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: doro55v@gmail.com

ПЕРСПЕКТИВНИЙ НАПРЯМ ЦИФРОВОГО МОДЕЛЮВАННЯ ТА ПРОГРАМУВАННЯ 3D-ДРУКУ ПОЛІМЕРНИХ МОДЕЛЕЙ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ

В останні десятиліття 3D-друк або інакше — адитивне виробництво — одна з областей прикладної науки та інженерії, що найбільш стрімко розвиваються. Європейське патентне відомство (ЕРО) опублікувало звіт "Інноваційні тенденції в адитивному виробництві", в якому відзначається, що у період з 2013 по 2020 рр. кількість патентів на технології 3D-друку росла у середньому на 26,3 % в рік - майже у вісім разів швидше, ніж у всіх технологічних областях разом взятих за цей період (3,3 %) [1]. На початку XXI ст. ринок усіх напрямів 3D-друку демонстрував випереджальне зростання порівняно з динамікою розвитку традиційних виробництв, що свідчить про можливу перебудову глобального виробничого базису на адитивній основі, а зростання попиту на продукцію адитивного виробництва дозволяє прогнозувати загострення конкурентного протистояння за контроль над технологічним базисом адитивної економіки. Адитивні технології виробництва дозволяють змінювати конфігурацію виробленої продукції та деталей до неї виключно за рахунок внесення зміни до цифрової моделі продукції без подальшого переформатування виробничого базису. Водночас адаптація виробничих систем до адитивних технологій дозволяє за допомогою штучної нейромережі забезпечувати пряму взаємодію з покупцем товару, який проектується за його індивідуальним цифровим проектом, зокрема через NFC-систему (бездротової передачі даних та платежів). Нині іде безперервний пошук ідеальних позицій, щоб продовжувати долати розрив від створення прототипів і інструментів до масового виробництва, а також для поширення виготовлення одиничних чи дрібних партій продукції за індивідуальними замовленнями покупців. Останнє відповідає концепції «виробництво як послуга» (Manufacturing as a Service, MaaS).

В ливарному виробництві технологія лиття за моделями, що газифікуються (ЛМГ), з урахуванням найширшого охопту нею номенклатури литих конструкцій (як за

масою, так і за габаритами), найбільш сприятлива до цифрової трансформації методом застосування 3D-друку, порівняно з технологіями друкування металом, оскільки друкована модель є витратним матеріалом, а виливок утворюється в піщаній формі практично за тих же умов, що і при литті за типовими моделями з пінополістиролу (ППС), «вписуючись» в діючі стандарти, а його метал – в унормовані марки. Тоді як друкований метал з рідкого чи порошкоподібного стану не можна сертифікувати за стандартами, що нині діють для металевих литих конструкцій. Також інший адитивний напрям - друкування піщаних ливарних форм і стрижнів в рази чи на порядок збільшує собівартість литва, порівняно з напрямом, пов'язаним з друкуванням моделей легкоплавкими полімерами, зокрема на найбільш недорогих поширених принтерах.

Реалізуючи ту тезу, що адитивні технології виробництва дозволяють змінювати конфігурацію продукції виключно за рахунок внесення змін в цифрову модель продукції, у відділі проф. О. Й. Шинського запропоновано наступну методику друкування моделей для ЛМГ. Новизною її є те, що ливарну модель друкують з урахуванням її положення у ливарній формі і оптимального заміщення її розплавом металу. При проектуванні цифрової моделі на комп'ютері конструкція і друк цільної (по частинах чи комбінованої) ливарної моделі проектується (положення моделі при друкуванні може не співпадати з положенням її у формі) з урахуванням її оптимальної газифікації і спрямовано виводу з неї газів, як правило, знизу вгору з завершенням виводу газів з верхніх точок моделі крізь газопроникні (трубчасті) випори чи надливи. При цьому такі полімерні моделі випорів чи надливів служать вентканалами, що виводять надлишок газів (які залишились після всмоктування газів стінками форми навколо її робочої порожнини) або в середовище вакуумованого піску форми (1), або за межі форми крізь верхню її піщану поверхню (2). В першому випадку крізь вентканали вакуумом піщаної форми примусово (дозовано) висмоктується надлишок газів від моделі, в другому випадку – ці гази нейтралізуються їх підпалюванням і згорянням у вигляді факелу на верхні ливарної форми [2, 3].

Конструкція такої друкованої полімерної ливарної моделі представляє собою каркасно-комірчасту структуру з зовнішньою гладкою оболонкою, що утворює поверхню виливка. Така модель має мінімальні масу, а мінімальна міцність стінок розраховується комп'ютерними програмами достатньою для проходження типових для ЛМГ операцій (фарбування, формування в піску тощо) без можливості деформування поверхні моделі. Також каркасно-комірчаста структура серцевини стінок моделі проектується комп'ютером зі спрямованою газопроникністю у напрямі до вказаних вентканалів (у

вигляді випорів чи надливів). Прикладом такої структури може бути піноподібна структура (що побудована за математичною теорією мінімальної поверхні - поверхні з нульовою середньою кривизною) з відкритою чи спрямованою пористістю. Приклади легковагих полімерних моделей з такою структурою, спроектованих за програмою, описаною в статті [4], показано на рис. 1.

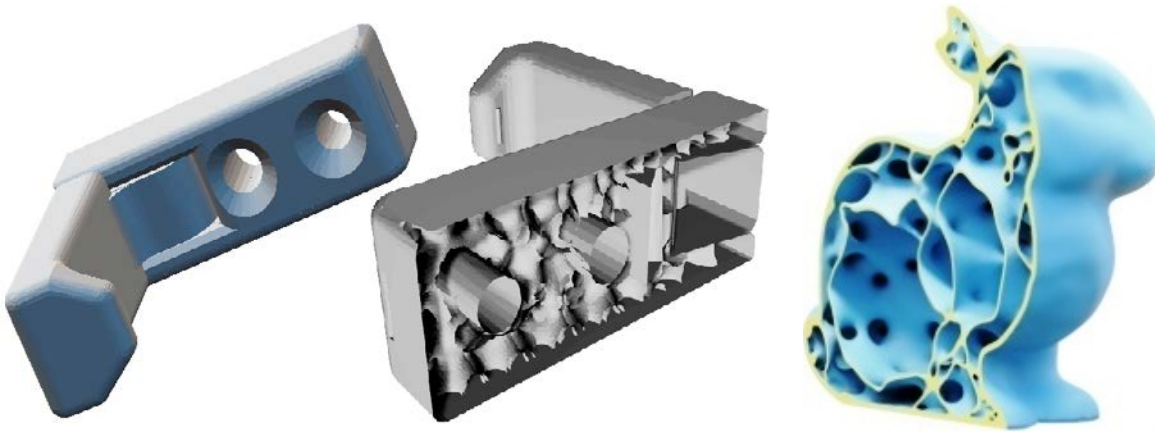


Рис. 1 – Модель настінного гачка (у двох положеннях) і декоративна модель кролика (моделі показано без однієї з зовнішніх стінок для демонстрації їх серцевин)

Таким чином, конструкція ливарної моделі і її друк спеціально проектується з огляду забезпечення газифікації при ЛМГ, що першим кроком моделюється в цифровому форматі на комп'ютері. Якщо модель не придатна для проектування і друкування з описаним методом вентиляції ЛГМ, то вона виготовляється традиційно з ППС, або друкуються лицьова оболонкова її частина чи вставки, а решта армується чи доповнюється з матеріалу – ППС, можливо, також з застосуванням методу вентилявання.

В цифровій моделі передбачається запровадження програмних функцій попередньої оцінки рівня газовиділення від газифікації моделі в поєднанні з регульованим впливом вакууму форми з метою оптимізації газового тиску (розрідження) в зазорі "метал-модель" та покращення формозаповнюваності металом, а також оцінки тепловиділення від стінок виливка для оптимізації тепловідведення піском форми та вирівнювання режиму охолодження, зокрема, різностінного виливка для уникнення утворення теплових вузлів, що спричиняють усадковим дефектам. Також подібні функції можуть враховувати 3D-компоновку модельних кластерів у формі, оскільки при ЛМГ все частіше застосовують багатомісні форми, що вміщують до 16-20 модельних кластерів, кожний з яких заливають металом крізь окремий стояк.

В описаній концепції ливарна форма з вентилярованою моделлю розглядається як пористе середовище сухого піску, що знаходиться під активним відведенням газів за рахунок вакуумування при заповненні її рідким металом, в тому числі з можливістю застосування методу лиття вакуумним всмоктуванням, а пориста вентилявана модель може розглядатись як пористий полімерний вакуумпровід, крізь який відводяться гази при його газифікації цим металом. Тому виробничий процес починається з комп'ютерного моделювання конструкції моделі для 3-друку, першим кроком якого являється вибір (за настановою ливарника) положення її в піщаній формі з метою оптимізації її газифікації і відведення газів по вентканалах, конструкцію яких вносять на екрані комп'ютера. Далі іде проектування ливникової системи, вакуумно-вентиляційної системи форми з моделлю і створення програми для друку останньої з урахуванням досягнення мінімальної маси моделі, що завершується її 3-друком. Після цифрового проектувального і друкувального етапів виготовлення моделі виконується типовий для ЛМГ цикл формувальних та ливарних технологічних операцій практично без будь-якої зміни виробничого обладнання, супутніх матеріалів, формувального оснащення чи технологічних режимів.

Комп'ютерні програми можуть зімітувати оптимальну газифікацію моделі, в тому числі друкованої, за цифровим кресленням виливка та оптимізувати конструкцію друкованої чи комбінованої моделі, спланувати метод та послідовність її друку, оптимальні монтаж кластерів моделей, розташування їх у формі та вентилявання системи «модель - вакуумована форма». Взагалі, з огляду оптимізації моделювання виливка програми цифрової симуляції можуть «порадити» як слід змінити його конструкцію для оптимального друку вентиляваної моделі для ЛМГ.

Таким чином, ЛМГ, як єдиний ливарний процес, в якому ллють метал не в порожню форму, а в заповнену матеріалом моделі, і цей метал «перетворює» цю модель в металевий виливок, рекомендовано поліпшити застосуванням друкованих вентиляваних моделей, спрямований відвід газів з яких дозволить їх друкування навіть дещо більшої маси (і, відповідно, газотвірності), ніж традиційних моделей з ППС. Як описано нами в попередніх публікаціях, подібно діючим друкувальним фабрикам на модельній дільниці можуть бути установлені 3D-принтери, які в автоматичному режимі цілодобово видаватимуть на конвеєр чи в короб друковані моделі. Прийшовши вранці на роботу, модельники монтуватимуть їх в кластери і відправлятимуть далі на фарбування-формовку.

Список літератури

1. European Patent Office. Innovation trends in additive manufacturing. 2023. URL: <https://www.epo.org/en/service-support/publications?pubid=885235>.
2. Патент 150121 Україна. МПК: B22C 7/02, B22C 9/04. Спосіб лиття металу за адитивно виготовленими моделями, що газифікуються у вакуумованих формах з сипкого піску, з окисненням продуктів газифікації / О.Й. Шинський, В.С. Дорошенко. Опубл. 05.01.2022, Бюл. № 1.
3. Дорошенко В.С. Нейтралізація газів при литті металу за моделями, що газифікуються, та передумови застосування для цього 3D-друкованих моделей. Процеси лиття. 2021. № 3, С. 32-43. <https://doi.org/10.15407/plit2021.03.032>.
4. Hendrixson S. Spherene Creates Metamaterial with Geometry Derived from Spheres. 22.02.2024. URL: <https://www.additivemanufacturing.media/search?q=Spherene%20Creates%20Metamaterial%20>.

УДК 669.13: 631.3.02

В. С. Дорошенко¹, О. Б. Янченко²

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

²Вінницький національний технічний університет, Вінниця

E-mail: doro55v@gmail.com

ІЗОТЕРМІЧНЕ ГАРТУВАННЯ ВИСОКОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ, ЯК ДІЄВИЙ СПОСІБ ПІДВИЩЕННЯ ЇХ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ

Для підвищення механічних та експлуатаційних властивостей литих конструкцій із високовуглецевих сплавів все ширше стала використовуватися термічна обробка у твердому стані з одержанням металевої матриці зі структурою «нижнього» або «верхнього» бейніту – ізотермічне (бейнітне) гартування (аустемперинг), яка, по суті, також включає графітизуючий відпал високовуглецевих сплавів з відбіленою структурою. Така технологія гартування забезпечує цьому класу матеріалів, зокрема ізотермічно загартованому високоміцному чавуну - ADI (Austempered Ductile Iron), підвищену міцність, включаючи графітизуючий відпал для відбіленого чавуну, що проводиться при температурі 950 – 1000 °С, яка співпадає з температурою аустенізації цих сплавів перед аустемперингом [1, 2].

Проведенні дослідження показали, що підвищенні механічні властивості високовуглецевих сплавів можна отримувати різними способами: легуванням та модифікуванням, чи використанням графітизуючого відпалу за допомогою регулювання теплових процесів під час охолодження виливків та закінчувати цей процес термообробкою в режимі аустемпірингу.

Варто враховувати, що бейнітне гартування високовуглецевих сплавів забезпечує не лише істотний приріст міцності, але і підвищує в'язкість сплавів внаслідок присутності у складі бейнітної структури (як основи) до 45 % залишкового аустеніту. Висока здатність аустеніту наклепуватися забезпечує також високу зносостійкість таких сплавів за умов ударних навантажень та деформацій [3]; таку властивість називають тріп-ефектом, що відбувається за рахунок структурного перетворення залишкового метастабільного аустеніту у мартенсит деформації. Цей корисний ефект доцільно застосовувати до швидкозношуваних навісних робочих органів ґрунтообробних, землерийних та гірничодобувних машин та обладнання [4].

Ізотермічне гартування високовуглецевих сплавів у усьому світі охоплює значний тоннаж виливків, серед яких вагова частка ізотермічно загартованого високоміцному чавуну нині наближається до мільйона тонн [5], а у нашій країні таке гартування майже не впроваджено у виробництво. Основною причиною такого відставання практики від теорії є недостатня технологічність та екологічність ізотермічного гартування, тому проведення досліджень виконується по таким напрямкам: – заміна гартівного середовища; – розробка нових економічних технологічних режимів гартування.

В результаті раніше проведеного етапу досліджень довели можливість переносу операції ізотермічної витримки з гартівних ванн у звичайні термічні печі з повітряною атмосферою (наприклад, у прохідні печі), зберігши застосування ванн лише для короткочасної витримки аустенізованого металу.

Гартівні середовища необхідно замінити на рідкометалеві або воду, як найбільш екологічно безпечного і недорогого за вартістю середовища, порівняно з розплавами солей, лугів. Рекомендовано використовувати рідкометалеве середовище, розплави цинку або його сплавів з алюмінієм.

Для збільшення механічних властивостей у багатьох випадках також доцільно піддавати ізотермічному гартуванню сірий чавун із пластинчастим графітом, зокрема, для підвищення його марки.

Науково-технологічне дослідження по цій темі виконується згідно договору 226 (166/24) від 22.02.2024 про наукове співробітництво між Фізико-технологічним інститутом металів та сплавів НАН України та Вінницьким національним технічним університетом.

Список літератури

1. Найдек В. Л., Гаврилюк В. П., Неижко И. Г. Бейнитный высокопрочный чугун. Киев: Национальная академия наук Украины, ФТИМС, 2008. 140 с.
2. Савуляк В. І., Янченко О. Б. Економічні технології високоміцних графітізованих сплавів заліза: монографія. Вінниця: ВНТУ, 2014. 160 с.
3. Янченко А. Б., Савуляк В. И. Повышение триботехнических свойств чугунов с мелкозернистым компактным графитом бейнитной закалкой // Проблемы трибологии. – 2012, №1. - С. 135-138.
4. Дорошенко В. С., Калюжний П. Б. Сучасні технології зміцнення робочих органів ґрунтообробних машин. Металознавство та обробка металів. 2023. №1. С. 34-45. doi.org/10.15407/mom2023.01.034.
5. Keough J. AFS Hoyt memorial lecture: innovate or die. Modern Casting. September, 2023. P. 33-37. URL: <https://www.moderncasting.com/node/2488>.

УДК 621.746.6

Ю.В. Доценко, В. Ю. Селівьорстов

¹Інститут промислових та бізнес технологій

Українського державного університету науки та технологій (УДУНТ), Дніпро

ВПЛИВ ВІБРАЦІЇ ТА МОДИФІКУВАННЯ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ СИСТЕМИ AL-SI, ЩО ЗАЛИВАЄТЬСЯ В КОКІЛЬ

Відомо, що використання активних методів зовнішніх фізичних впливів та управління структуроутворенням забезпечує не тільки значне зниження браку виливків, але й підвищення механічних властивостей литого металу, зокрема при литті в кокіль. До таких активних методів, в тому числі, можна віднести низькочастотний вібраційний вплив на твердіючий в ливарній формі розплав та традиційне модифікування [1, 2].

В умовах ливарного цеху проводили плавку сплаву марки АК7 в печі САТ-04. Заливку здійснювали ківш – ложкою в сталевий витряхний кокіль середнім діаметром 60 мм з товщиною стінки 5 мм та висотою робочої порожнини 150 мм. Внутрішню поверхню кокіль, підігріту до температури 380 – 400 °С, покривали ливарною фарбою на основі дистен - силіманіту. Температура випуску - $720 \pm 5^{\circ}\text{C}$. Підігрітий кокіль встановлювали та закріплювали на вібраційній установці.

Заливку металу в кокіль здійснювали при увімкненій вібраційній установці при частоті коливань 100 Гц, 150 Гц, 200 Гц та амплітуді 0,7 мм. При даних частотах заливали не модифікований розплав та розплав з додаванням 0,1 мас. % препарату «Turphoon-Z». Окремо здійснювали заливку не модифікованого розплаву та розплаву з модифікатором в кокіль без застосування вібраційної обробки.

Механічні властивості матеріалу виливків визначали відповідно до ГОСТ 1497 - 84 на універсальній дослідній машині «ІНСТРОН», на стандартних зразках, вирізаних із циліндричних виливків: №№ 1, 2, 3 – що отримані з застосуванням вібраційного впливу; №№ 4, 5, 6 – що отримані з застосуванням модифікування та комплексної обробки (табл. 1). Вимірювання твердості зразків у вихідному стані та після вібраційного впливу на розплав визначали за стандартною методикою Бринеля.

Механічні властивості металу, що піддавався віброобробці з частотою 200 Гц не вдалося повністю встановити з причини неможливості отримати якісні зразки із-за наявності грубих дефектів у вигляді раковин та шпаристості в тілі виливка.

Наведені в таблиці 1 дані свідчать про те, що найбільше значення середньої межі міцності спостерігається у металу першого, другого та шостого виливків (відповідно 175 МПа, 171МПа та 166 МПа). Найбільші значення відносного подовження наявні у першого та шостого виливків (4,55% та 2,12% відповідно). Проте, великий розбіг значень (майже в три рази) відносного подовження у зразків першого виливка може свідчити про наявність в цьому виливку ліквідаційних явищ.

Таблиця 1 - Механічні властивості металу виливків

№ виливка	Вид обробки	Частота, Гц	№ зразка	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ_5	ψ	Твердість, НВ
				МПа (Н/мм ²)		%		
1	вібрація	100	1.1	109	183	6,8	2,5	680
			1.2	115	165	2,3	1,7	670
			1.3	118	177	-	-	660
2	вібрація	150	2.1	-	166	0,97	5,02	640
			2.2	111	176	1,3	1,7	660
			2.3	113	171	1,47	3,31	700
3	вібрація	200	3.1	-	-	-	-	660
			3.2	-	-	-	-	630
			3.3	-	-	-	-	650
4	вібрація + модифікування	100	4.1	117	161	0,91	1,7	620
			4.2	119	142	2,17	0,35	620
			4.3	115	172	1,47	4,4	700
5	вібрація + модифікування	150	5.1	115	143	1,9	-	580
			5.2	109	143	2,17	2,36	400
			5.3	108	160	1,73	4,67	580
6	модифікування	-	6.1	113	158	2,2	5,99	520
			6.2	109	180	2	3,49	530
			6.3	117	162	2,17	2,66	500

Список літератури

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

УДК 621.74.04

С.Д. Євтушенко, О.В. Акімов, О.І. Пономаренко

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

ЛИВАРНІ ДЕФЕКТИ ПРИ ЛИТТІ ПРИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ПІД ТИСКОМ

Литтям з кристалізацією під тиском (ЛТК) отримують щільні виливки з високими фізико-механічними та експлуатаційними властивостями [1,2]. Вихід придатного при ЛТК становить 95%.

Якість отриманих заготовок з кристалізацією під тиском залежить від багатьох технологічних факторів, головними з яких є: тиск пресування, температура металу, що заливається, початкова температура прес-форми, час витримки розплаву в прес-формі до застосування тиску і під тиском, швидкості формоутворення і пресування виливка [3].

У виливках при ЛТК можливі такі дефекти: усадкові раковини та пористість, тріщини, недоливи.

Тріщини найчастіше виникають у виливках складної конфігурації, що мають різкі переходи від тонких стінок до товстих, що виготовляються в прессформах з кількома площинами роз'єму. Усунення тріщин у виливках можливе зусиллями конструкторів за рахунок доопрацювання її конструкції. Часто цей дефект може бути усунений за рахунок застосування оптимальних режимів лиття, наприклад, зміни часу пресування та витримки розплаву до застосування тиску, зміни тиску пресування. Зміна розташування виливка у формі (поворот на 180°) дозволяє також усунути тріщини.

Усадочні раковини та пористість є основними дефектами у виливках. Одним із методів їх ліквідації є правильний вибір величини тиску пресування.

Тиск сприяє остаточному формоутворенню виливка, усунення газоусадкових дефектів (раковин і пор), підвищення щільності та фізико-механічних властивостей та поліпшення якості поверхні. Тиск при формоутворенні виливки залежить від варіанта процесу, виду сплаву та температурних режимів лиття. Чим вище міцність сплаву при високих температурах, тим більшим має бути тиск.

Для того, щоб визначити тиск пресування, при якому не виникають усадкові раковини, було проведено комплекс експериментальних досліджень. Як матеріал був обраний сплав АК12М2МгН ДСТУ 2839-94.

Було досліджено вплив тиску 0; 50; 150, і 400 кгс/см² на виникнення усадкових раковин та мікроструктуру зразків. При дослідженні зразків всіх варіантів встановлено, що мікроструктура складається з дендритів α -твердого розчину включень евтектики у вигляді колоній і включень на основі кремнію. На зразках без докладання тиску (із зусиллям 0 кгс/см²) виявлено дещо грубішу структуру (евтектика має більш грубо голчасту будову, кремній розташовується скупченнями), порівняно з іншими варіантами, на яких відзначається тонкодисперсна структура з більш чітко вираженою переважною орієнтацією дендритів α -твердого розчину вздовж осей

На зразках (із зусиллям 400 кгс/см²) відзначається значна коагуляція включень евтектики, їх рівномірніший розподіл по полю шліфу, порівняно з рештою зразків. За рахунок цих процесів відбувається підвищення фізико-механічних властивостей у виливках. На зразках (із зусиллям 0 кгс/см² та 50 кгс/см²) є дефекти ливарного походження – окремі та сконцентровані рихлості, розміром до 3 мм, на зразках (із зусиллям 150 кгс/см²) є точкові дефекти. На зразках, отриманих із зусиллям 400 кгс/см², дефектів немає.

Аналіз даних показує, що литтям з кристалізацією під тиском зі сплаву АК12М2МгН ДСТУ 2839-94, можна отримати виливки без усадкових раковин і пористості.

Література

1. Євтушенко С.Д. Вибір способу виготовлення поршнів відповідального призначення / С.Д. Євтушенко, О.В. Акімов //Тези доповідей XXXI Міжнародної науково-практичної конференції MicroCAD-2023 «Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я». (17-20 травня 2023 р., м. Харків) – Харків: НТУ «ХПІ», 2023. – С. 290.

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

3. Євтушенко С. Д. Методика вибору технології виготовлення виливків / С. Д. Євтушенко, О. І. Пономаренко, Н. С. Євтушенко // IX міжнародна науково-технічна

конференція «Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві» / ред. В. А. Корсун. [Електронний ресурс]. (25-27 вересня 2023 р., м. Краматорськ)– Краматорськ : ДДМА, 2023. – С. 49-51.

4. [Євтушенко С.Д. Вплив тиску на процес при кристалізації під тиском.](#) / [С.Д. Євтушенко, О.В. Акімов.](#)// Литво. Металургія. 2023 : Матеріали ХІХ-ї Міжнар. наук.-практ. конф., 10-12 жовтня 2023 р. / Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. ін-т" [та ін.] ;. – Харків-Київ, 2023. – С. [88-90](#).

УДК 621.74.04

Є.Д. Євтушенко, Т.В. Берлізева, К.С. Дудко,

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

ВИКОРИСТАННЯ ДОБАВОК У ПІЩАНО-ГЛИНИСТІ СУМІШІ В АВТОМАТИЗОВАНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

Домінуючим технологічним процесом у ливарному виробництві є виготовлення виливків у разові піщані форми, що реалізується у великосерійному та масовому виробництві за допомогою комплексів автоматизованого та роботизованого обладнання.

За існуючими даними, 40-60% дефектів від загальної кількості дефектів обумовлено незадовільною якістю формувальних матеріалів та сумішей. Тому підвищення якості формувальних сумішей – одне з актуальних завдань ливарного виробництва [1].

На ливарних підприємствах України для виробництва сухих і сирих піщано-глинистих форм часто до складу суміші вводять вогнетривку глину каолініт-іллітового складу. Вона вводиться в суміш у вигляді суспензії, а не в порошкоподібному вигляді, як це прийнято на високотехнологічних сучасних ливарних виробництвах.

Крім того застосовують спеціальні технологічні добавки, що покращують проти-пригарні, сполучні, пластичні і технологічні властивості сумішей. Такими компонентами можуть бути мелене вугілля, крохмаліт, бентоніт, кальцинована сода, поверхнево-активні речовини та ін.

Для сирих піщано-глинистих форм можна вводити бентоніт, який є ефективним сполучним і термопротекторним матеріалом [2].

Для боротьби з ужимінами в суміш зазвичай вводяться добавки деревного борошна та крохмаліту. Крохмаліт покращує пластичні властивості суміші. Як протизатишна добавка він підвищує міцність форми в зоні конденсації вологи і поверхневу міцність (знижує обсіпаність). Крохмаліт та бентоніт вводять зазвичай у змішувачі. Крохмаліт як і бентоніт, виявляє свої пластичні властивості тільки після зволоження та набухання [3]. Для вологості на автоматичних формувальних лініях в суміші зазвичай вводять набухають крохмалі. Крохмаліт вводять у кількості до 0,5%.

До водно-глинистої суспензії додавали 15% водний розчин для підвищення міцності і плинності в кількості 3%.

Як об'єкт досліджень була обрана сира піщано-глиниста суміш на основі кварцового піску, відпрацьованої суміші, розчину глинистої суспензії, крохмаліту, бентоніту та речовини для підвищення міцності та плинності.

Введення цих добавок дозволяє підвищити газопроникність, міцність суміші у вологому стані та зменшити вологість суміші.

Література

1. Пономаренко О. І. Кореляційний відбір параметрів для підвищення якості виливків/ О. І. Пономаренко, О.О. Радченко, Н.С.Євтушенко, Т.В. Берлизєва. // Збірник тез XVI Міжнародної науково-технічної конференції «Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах (07–08 жовтня 2021р., м.Запоріжжя) – Запоріжжя: НУ «Запорізька політехніка», 2021. – С. 51-54.

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

3. Євтушенко С. Д. Методика вибору технології виготовлення виливків / С. Д. Євтушенко, О. І. Пономаренко, Н. С. Євтушенко // IX міжнародна науково-технічна конференція «Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві» / ред. В. А. Корсун. [Електронний ресурс]. (25-27 вересня 2023 р., м. Краматорськ)– Краматорськ : ДДМА, 2023. – С. 49-51.

N.S. Yevtushenko, I.O. Mezentseva, O.I. Ponomarenko, S.M. Mezentsev

National Technical University "Kharkiv Polytechnic Institute",
Ukraine, Kharkiv

ANALYSIS OF THE IMPACT OF HAZARDOUS SUBSTANCES THAT APPEAR DURING THE FOUNDRY PROCESS ON WORKING CONDITIONS AND THE ENVIRONMENT

The use of new technical developments, improvement of old technologies in foundry production, and the introduction of modern equipment do not solve all the problems of improving the air in the working area. All casting manufacturing processes are accompanied by the release of dust, aerosols, and gases. This affects the health of workers, their performance and the possibility of occupational diseases.

To reduce the content of harmful substances in the air of the working area and create favorable working conditions, it is necessary to identify sources at all stages of production processes. Determining the composition of harmful substances, researching and measuring concentrations, comparing actual data with standard values according to requirements, creating comfortable and safe workplaces is an important task of labor protection in the foundry industry.

Foundry production has a complex structure and uses a wide variety of technological processes [1], the main of which are: preparing the charge, loading it into melting furnaces, preparing the molding and core mixture, molding, melting the metal and pouring it into molds, knocking out, cleaning. In all departments, harmful factors arise, such as metal vapors, aerosols, dust, gases. When transporting charge materials, dust is released, which includes oxides of iron, manganese ore, ferroalloys, ferrochrome, etc.

When smelting metals and alloys in various melting units, the main component of dust is silica [2]. Carbon monoxide, carbon dioxide and sulfur dioxide, nitrogen, nitric oxide, hydrogen, as well as aerosols saturated with oxides of iron, manganese, vanadium, molybdenum, nickel, lead, etc. are released into the air zone .

Sources that emit the largest amounts of dust and gases include: preparing molding materials, making molds and cores, melting and pouring metal, and knocking out and cleaning castings. In the manufacture of molds and cores, various binders and non-stick coatings

are used [3]. The intensity of the release of harmful substances depends on the performance and design of the equipment, its operating mode, and the technological process. Due to the fact that in recent years the process of introducing new technologies and equipment into foundry production has intensified, it seems appropriate to study the state of labor protection of foundry workers in new conditions.

The casting is produced by filling a vacuum mold with a polystyrene foam model with liquid metal, which is gasified under the influence of the heat of the liquid metal [9]. Models for casting are produced by blowing polystyrene powder into lightweight aluminum molds, followed by foaming the granules by heating them. To mold painted models from polystyrene foam, quartz sand without a binder is used [4]. When pouring metal, thermal destruction of the polystyrene foam occurs. The harmful gases formed in this case enter the thermocatalytic afterburning unit through gas outlet channels.

When casting using gasified models, labor-intensive and environmentally hazardous processes are eliminated: preparing molding and core mixtures, making cores, knocking out and cleaning castings, and the volume of finishing operations is reduced by 70-80%. A detailed analysis of casting using gasified models showed that modern technologies also have sources of harmful emissions. In this case, these are areas for making models, pouring metal into molds, cooling and sand regeneration.

When pouring molds, water vapor, hydrogen and an increased content of carbon monoxide are released into the air of the workshop [6]. The composition of the released gases includes more than 50% H₂; 30-35% CO and about 10% CO₂, H₂S, SO₂, N₂, O₂. During the initial stage of casting solidification, 70% CO is released. Carbon monoxide is one of the most harmful gas components released from foundry molds. The actual CO content in such a gas varies from 8 to 35% by volume, i.e. exceeds the maximum permissible concentration (6-10)·10³ times. The content of phenol, formaldehyde and ammonia is also 10-10³ times higher than the maximum permissible concentration.

In conventional foundries, when drying molds and cores, carbon monoxide and sulfur dioxide are released, their amount depends on the type of fuel burned. The smallest emissions are observed when burning natural gas, only 0.75 g/kg CO. When knocking castings out of the flasks, a significant amount of dust, gases, and various vapors are released. The dust content of the air above the knockout grille with hanging umbrellas ranges from 2 to 7 kg/m³. Also, a large amount of dust is generated when cutting and cleaning castings. The dust concentration reaches from 6 to 8 g/m³, and in the immediate vicinity of the castings being processed - 20 mg/m³. Cleaning of castings is carried out in stripping drums, stripping machines, shot blasting and shot blasting chambers.

The casting process under study is characterized by the release of the following harmful substances - SO₂, MnO, SiO₂, CO₂, MgO, CO, phenol, formaldehyde, methyl alcohol, benzene, furfol, zinc oxide, the maximum permissible concentration of which is from 0.3 to 20 mg/m³. Their harmful effects manifest themselves in irritation of the mucous membrane of the respiratory tract, affect the circulatory system, blood vessels, skin, nervous system, and if a person remains in the explosive zone for a long time, it can cause occupational diseases. For timely detection of high concentrations of harmful substances, constant monitoring of their content in the air of the working area is necessary. Methods for controlling harmful substances are divided into three groups [5]. Analytical and laboratory methods are used in research work. These include sampling and analysis in laboratory conditions. Laboratory methods include photochemical, luminescent, chromatographic, spectrophotometric and other methods.

An analysis of the main stages of the technological process of manufacturing castings using gasified models showed that all of them are accompanied by significant pollution of the air of the production area with harmful substances, and this indicates the advisability of performing such research when introducing new technologies and equipment in foundry production.

Література

1. Пономаренко О. І., Євтушенко Н. С. Системна оптимізація процесів у ливарному виробництві. /Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві : матеріали VIII міжнародної науково-технічної конференції, 21–24 вересня 2021 р. – Краматорськ : ДДМА, 2021. – 96-97 с.

2. Євтушенко С. Д., О. І. Пономаренко, Н. С. Євтушенко. Методика вибору технології виготовлення виливків / С. Д. Євтушенко, О. І. Пономаренко, Н. С. Євтушенко // Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві : матеріали 9-ї міжнар. наук.-техн. конф., 25-27 вересня 2023 р. / ред. В. А. Корсун. – Краматорськ : ДДМА, 2023. – С. 49-51.

3. Н. С. Євтушенко, І. О. Мезенцева, О. І. Пономаренко, С. М. Мезенцев. Формування та профілактика професійних захворювань обрубувачів ливарних цехів. // Матеріали XIX Міжнародної науково-практичної конференції (10-12 жовтня 2023 р., м. Харків-м. Київ). – Харків, НТУ «ХПІ». – с.92-95.

4. Н.С. Євтушенко, О.І. Пономаренко, Н.Є. Твердохлебова, 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>

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 331.45

N.S.Yevtushenko, O.I. Ponomarenko, M.M. Vorobyov, I.V. Lukyanov

National Technical University "Kharkiv Polytechnic Institute", Ukraine, Kharkiv

PROPERTIES OF STARTING MATERIALS FOR THE MANUFACTURE OF RODS WITH RESIN BINDERS

Improving the quality of molding sands is one of the urgent tasks of foundry production. However, according to existing data, 40-60% of casting defects are due to unsatisfactory quality of molding sands. Therefore, one of the main ways to improve the quality of castings is to increase the requirements for the quality of source materials.

Molding sands are the main component of molding and core sands: in molding sands they make up up to 95% of the total mass of the mixture, and in core sands – 95–97% [1].

Currently, quartz molding sands are most widely used. The most stringent requirements are imposed on sands for the preparation of molding and core mixtures of cold and hot curing, especially when used as a resin binder.

The greatest influence on the properties of mixtures is exerted by the size of the clay component and grain composition. It is advisable to use enriched sands. The use of unenriched sands with a clay content of more than 0.7...0.8%, especially fine-grained ones, leads to a significant drop in strength at all stages of hardening. To compensate for the loss of strength, the resin consumption is forced to increase by 1.2...1.5 times, at the same time the

costs of an expensive binder increase and the sanitary and hygienic indicators of the process deteriorate [2] .

The amount of clay particles in sands intended for chemically cured core mixtures should not exceed 0.2–0.5% (mainly 0.2%).

Sands must be well sorted by grain composition. The most preferable for all processes of making cast iron castings are medium-grained sands with a grain size of 0.18–0.22 mm, since coarser-grained sand does not allow producing castings with a smooth surface.

For the production of steel castings, coarse-grained sands (fractions 0.3 - 0.35 mm) are recommended as they are more heat-resistant. In most cases, it is recommended to use sand, the sieve analysis of which shows 70% on three sieves.

For mixtures containing synthetic resins cured in the presence of catalysts, the maximum humidity should not be higher than 0.1%, the sand temperature should not be higher than 29–250C. At higher temperatures, the viability of the mixture decreases, and increased humidity slows down the curing of the mixture. It was found that the consumption of binding materials is also affected by the shape and condition of the sand surface [3] .

The use of oval grains improves wettability, increases the area of the contact layer and bridges between individual sand grains and leads to an increase in strength by up to 25%. It has been proven that in No Bake and Resol-CO₂ processes it is possible to reduce the amount of binder by 20...30%.

When using reclaimed sands, it is desirable to determine the residual content of potassium (ester-cured phenolic resins), sulfur and nitrogen (furan resins). Potassium is a harmful impurity in mixtures, since its compounds interact with the minerals contained on the surface of the sand, forming substances that melt at relatively low temperatures, which reduces the fire resistance and hot strength of the mixture [4] .

Typically, the maximum potassium content during operation is 0.35 - 0.40%. Sulfur has a detrimental effect, especially in the manufacture of nodular iron and steel castings. The acceptable level of sulfur content in the regenerate in most cases can be taken up to 0.2% (optimally 0.10 - 0.15%). The limiting nitrogen content in the mixture is 0.15% for the production of iron castings and 0.05% for steel [5].

Stirring the mixture during its preparation also has a significant impact, primarily on the strength of the rods. Thus, an increase in the duration of mixing sand-resin rods (up to approximately 180 - 200 C) first ensures an increase in strength due to more thorough enveloping of sand particles with a binder, and then a sharp drop due to an increase in the temperature of the mixture and the loss of the binder's quality.

Література

1. 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. DOI: [10.3390/polym14091883](https://doi.org/10.3390/polym14091883)
2. Євтушенко С. Д., О. І. Пономаренко, Н. С. Євтушенко. Методика вибору технології виготовлення виливків / С. Д. Євтушенко, О. І. Пономаренко, Н. С. Євтушенко // Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві : матеріали 9-ї міжнар. наук.-техн. конф., 25-27 вересня 2023 р. / ред. В. А. Корсун. – Краматорськ : ДДМА, 2023. – С. 49-51.
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. Пономаренко О. І., Євтушенко Н. С. Системна оптимізація процесів у ливарному виробництві. /Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві : матеріали VIII міжнародної науково-технічної конференції, 21–24 вересня 2021 р. – Краматорськ : ДДМА, 2021. – 96-97 с.
5. Євтушенко Н.С. ,Пономаренко О.І., Шейка А.А., Євтушенко С.Д. Влияние кварцевых песков на формирование технологических свойств песчаносмоляных формовочных смесей. Матеріали XVI Міжнародної науково-практичної конференції «Литво. Металургія. 2020». – Запоріжжя: ЗТПП, 2020. – С 118-120.

N.S. Yevtushenko, N.Ye.Tverdokhliebova

National Technical University "Kharkiv Polytechnic Institute",
Ukraine, Kharkiv

METHODS FOR ASSESSING INCIDENCE IN FOUNDRY EMPLOYEES: SUBJECTIVE AND OBJECTIVE APPROACHES

Professions of workers exposed to harmful chemical factors at the enterprise: metal and alloy smelter, non-ferrous metal foundry worker. Workers in this department have contact with the following chemicals: zinc oxide, sodium nitrite, manganese, etc. Working conditions classes for workers in these professions are 3.2. In the conditions of foundry production, the unfavorable cumulative effect of a complex factor manifests itself, in which the harmful effects of each individual ingredient (dust, gases, temperature, vibration, noise) increase sharply [1] .

The working conditions of workers were assessed by the degree of exposure to harmful factors as low, medium or high, based on their awareness and subjective feelings. Low exposure was noted when the worker did not feel the occupational hazard or only when the occupational hazard caused minor discomfort. The average degree was noted when a harmful occupational factor can cause discomfort or short-term illness. A high level of exposure was set by the respondent in the case when a harmful production factor could lead to serious injuries or frequent illnesses[2].

The intensity of the influence was not always assessed in accordance with scientific medical knowledge. Loud noise as a medium degree of impact was noted among 35.4% of respondents, while a high degree was noted by 50.0% of respondents. Vibration transmitted through working tools, machines, and equipment was identified as an average degree of impact by only 33.3% and only 14.5% of respondents noted a high degree of impact. Also, 18.7% of respondents noted the likelihood of injury due to falling objects as a medium degree of impact, and 12.5% as high. The working posture was noted by 33.3% of respondents as an average degree of impact. 35.4% of respondents rated the intensity of physical activity as a high degree of impact and 45.8% of workers noted a medium degree of impact. Insufficient or incorrect coverage of workplaces is typical for 39.65% of respondents.

Thus, from the results obtained the following conclusions can be drawn:

1. Workers in modern chemical production are affected by a complex of factors in the working environment and the labor process (chemicals, noise, severity and intensity of the labor process, unfavorable microclimate) [3].

2. The leading place in the complex of psychosocial factors of the labor process belongs to the intensive pace of work (66.83%), excessive workload and lack of time (69.6%), performing boring tasks (56.79%), lack of lifting from the side superiors (48.74%), which leads to a desire to do easier work (67.33%). At the same time, the level of dissatisfaction with their work was 26%. Analysis of the employee's subjective perception of the psychosocial factors of the labor process allows us to more fully characterize the conditions and nature of work in professional groups of the production sector in order to develop reasonable measures for collective and individual stress prevention at work.

3. High levels of stress can cause poor health, including mental and behavioral disorders (exhaustion, anxiety, depression), as well as other physical disorders such as cardiovascular or musculoskeletal diseases, injuries [4].

4. The main labor losses at a foundry occur due to respiratory diseases, diseases of the musculoskeletal system and injuries. To a lesser extent due to diseases of the digestive system, diseases of the circulatory system, and neoplasms. For a comprehensive assessment of health status, it is advisable to use both objective and subjective methods for subsequent comparative analysis and obtaining a real picture.

5. Organizing a rational regime of work and rest, improving the quality of medical and preventive services are the main reserves for improving the health of workers.

Література

1. Н.С. Євтушенко, Н.Є. Твердохлебова. Функціонування систем менеджменту охорони праці в металургійній галузі // Литво. Металургія. 2023 : матеріали 19-ї, 12-ї Міжнар. наук.-практ. конф., 10-12 жовтня 2023 р. / Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. ін-т" – Харків ; Київ, 2023. – С. 95-98.

2. Євтушенко Н.С., Твердохлебова 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. N. E. Tverdokhliebova, N. S. Yevtushenko. Ensuring the safety of employees of metallurgical enterprises in the conditions of sustainable development // Литво. Металургія.

2023 : матеріали 19-ї, 12-ї Міжнар. наук.-практ. конф., 10-12 жовтня 2023 р. . – Харків ; Київ, 2023. – С. 24-25. 64с.

4.Євтушенко Н.С., Пономаренко О.І., Твердохлебова 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

УДК 669.23.002.8:626.74.

В. Г. Єфімова¹, О. М. Смірнов², Є. О. Карпукін²

¹Національний технічний університет України

«Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського», Київ

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

E-mail: yefimovavg@gmail.com

КІНЕТИКА ПРОЦЕСУ ФІЛЬТРАЦІЇ АЛЮМІНІЄВИХ РОЗПЛАВІВ З ВИКОРИСТАННЯМ КЕРАМІЧНИХ ФІЛЬТРІВ

Механізм фільтрації алюмінієвих сплавів від неметалевих включень полягає в динамічному зіткненні частинок з поверхнею фільтра, де відбувається найбільше перемішування ванни рідкого металу, що виникає внаслідок швидкої зміни напрямку потоку та його розриву. Ефективність фільтрації визначається поведінкою окремих частинок.

Отже визначення умов осадження неметалевих включень на поверхні фільтру в залежності від їх розміру та інтенсивності перемішування, а також матеріалу фільтру є актуальною науковою задачею.

Видалення неметалевих включень з розплаву алюмінію являє собою процес, в якому включення переходять на поверхню керамічного матеріалу, тобто в іншу фазу та залишається в ній [1-3].

Метою даного дослідження було встановлення механізму захоплення неметалевих включень з розплаву алюмінію поверхнею фільтра.

Реалізація поставленої мети здійснювалась шляхом вирішення наступних завдань:

- кінетичний аналіз захоплення частинок неметалевих включень поверхнею фільтра;
- моделювання процесу розливання розплаву алюмінію крізь пінокерамічні фільтри різної товщини;
- визначення сприятливих умов захоплення неметалевих включень пінокерамічним фільтром.

Для встановлення оптимального значення утримуючої спроможності фільтру було проведено експериментальні дослідження з використанням системи модельного розплаву Al-TiB₂.

Для цього було розроблено експериментальну установку, яка враховувала корозійну природу розплаву алюмінію, умови постійного нагрівання, достатню глибину фільтру та витрати розплаву у діапазоні 1-17 кг/м² ·с, що відтворює умови роботи фільтру у промислових умовах.

Для фільтрації нагрівали 70 кг розплаву алюмінію до температури 750 °С. У якості індикаторів ефективності фільтрації було обрано частинки TiB₂. Для утворення цих «штучних включень» попередньо було визначено кількість титану дибориду (Al-5% Ti - 1% B), що було додано до розплаву.

Відфільтрований метал збирали через певні проміжки часу під вихідним отвором фільтру за допомогою серії форм та визначали його вагу. Це дозволяло розрахувати швидкість потоку через фільтр. Передбачалося, що при температурі фільтрації весь присутній бор був хімічно зв'язаний з титаном.

Результати досліджень свідчать, що ефективність фільтрації знижується зі зростанням швидкості розплаву. При цьому всі фільтри показали однакову ефективність фільтрації.

В результаті проведеної роботи було запропоновано математичне описання кінетичної моделі закріплення частинок неметалевих включень на поверхні фільтру. Модель описує кінетику видалення включень в залежності від швидкості потоку розплаву. Теоретична модель була підтверджена експериментальними дослідженнями. Експерименти показали, що пінокерамічні фільтри різної товщини на ранніх стадіях фільтрації мають однакові характеристики.

Список літератури

1. Massanabadi M., Akhtar S., Aune R. Effect of flow velocity on the permeability of ceramic foam filters (CFFs). 2024. – Result in materials. – Vol. 21. – p. 78-84.

2. Gehre P., Takht Firouzehb S., Schmidta G., Dudcziga S., Kieferb B., Aneziris C.G.

Flame-sprayed alumina molten metal filters for dead-mould casting application. 2023. - Open Ceramics. - Vol. (13). - pp. 79-94.

3. Ningjie S., Zhe W., Bolin S., Yuan L., Zhancheng G. Purification of primary aluminum

liquid through supergravity-induced filtration. 2022. - Chemical Engineering and Processing - Process Intensification. - Vol. 182. - №.6. - pp.234-357.

УДК 669.46.854.63.

В. Г. Єфімова¹, О. М. Смірнов², Ю. О. Смірнов²

¹Технічний університет «Метінвест політехніка», Запоріжжя

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

E-mail: yefimovavg@gmail.com

ВИЗНАЧЕННЯ КІНЕТИЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОЦЕСУ РОЗЧИНЕННЯ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ У ШЛАКУ ПРОМІЖНОГО КОВША

У процесі виробництва сталі відбувається побічний процес утворення неметалевих включень, що призводить до зниження якості готової продукції. Одним з доступних методів вилучення неметалевих включень є вилучення їх шлаковою фазою за законом розподілу.

Основні дослідження видалення неметалевої фази з розплаву сталі присвячені оптимізації траєкторії гідродинамічних потоків у металургійних реакторах та транспортуванню неметалевих включень до межі поділу фаз метал – шлак [1, 2].

Найменш вивченою стадією видалення неметалевих включень з розплаву є поглинання неметалевого включення шлаковою фазою.

Метою даного дослідження було встановлення механізму видалення неметалевих включень за рахунок їх асиміляції шлаковою фазою.

З цією метою було проведено фізико-хімічний аналіз процесу адсорбції неметалевих включень шлаком у проміжному ковші, моделювання процесу адсорбції неметалевих включень шлаковою фазою, з використанням скуючого електронного мікроскопу та визначення часу адсорбції неметалевих включень шлаком.

Термодинамічні дослідження показали, що неметалеві включення, які спливали з об'єму металу, однією своєю частиною залишаються у металевому розплаві, іншою – у шлаковій фазі, а отже існує ризик їх повторного захоплення у глибину розплаву металу.

Для того щоб розглянути класичну модель абсорбції неметалевих включень шлаковою фазою, нами було проведено моделювання процесу адсорбції неметалевих включень шлаковою фазою, при цьому вважалося, що адсорбційний процес перебігає у мономолекулярному шарі та може контролюється дифузією та контролюються константою швидкості хімічного процесу.

В цих дослідженнях було зроблено наступні припущення:

- 1) форма частинок має бути максимально наближеною до сферичної форми;
- 2) процес розчинення відбувається до тих пір, поки частинка повністю не розчиниться;
- 3) у процесі розчинення не відбувається процесу обертання частинки;
- 4) об'єм шлаку залишається сталим.

У дослідженнях для вивчення розчинення частинок неметалевих включень ми застосовували скануючий електронний мікроскоп РЕМ-106И, основними перевагами якого є можливість спостереження процесу розчинення індивідуальної частинки неметалевого включення у шлаку.

Було прийнято, що розплав сталі являв собою розплав чистого заліза, тому в'язкість металу і переважна частина поверхневих натягів на межі поділу фаз була відома. Початкова швидкість включення була різною в залежності від розміру включень, до максимальна очікувана швидкість течії в металі 0,3 м/с.

Дані досліджень показали, що час адсорбції неметалевих включень лежить в межах від $2 \cdot 10^{-4}$ до $7 \cdot 10^{-4}$ сек, в залежності від розміру включення. Зростання часу адсорбції неметалевих включень великих розмірів спостерігається за рахунок більш тривалого відокремлення металевих плівок від поверхні неметалевого включення.

Список літератури

1. Zhao S., Zushu L., Renze X., Darbaz K., Gaoyang S. Dissolution Behavior of Different Inclusions in High Al Steel Reacted with Refining Slags. 2021. – Metals. – Vol.11. – p. 56-71.

2. Xu, J.F., Wang K.P., Wang Y., Qu Z.D., Tu X.K. Effects of ferrosilicon alloy, Si content of steel, and slag basicity on compositions of inclusions during ladle furnace refining of Al-killed steel. 2020. - J. Iron Steel Res. Int. – Vol. 27. – p. 1011–1017.
3. Wang, G.C., Zhao, Y., Xiao Y.Y., Jin, P.L., Li S.L., Sridhar, S. Diversified aggregated patterns of alumina inclusions in high-Al iron melt. 2020. - Met. Mater. Trans. – Vol. 51. – p. 3051–3066.

УДК 621.74.043

М.І. Замятін¹, В.М. Замятін²

¹Національний університет «Одеська політехніка»

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

КРІПЛЕННЯ ОБЛИЦЮВАЛЬНОГО СЛОЯ З ВОГНЕТРИВКОЇ ГУМИ НА ПОВЕРХНЮ МЕТАЛЕВОГО КОКІЛЯ

При виготовленні облицювального кокіля з використанням вогнетривкої резини виникає необхідність фіксації облицювального шару на поверхні кокіля. Цю фіксацію можливо виконати декількома методами, серед яких: за рахунок адгезійних властивостей матеріалів, чи за рахунок механічного сцеплювання спеціальними замками.

Міцність з'єднання різних об'єктів залежить від сил, що виникають при міжмолекулярній або хімічній взаємодії між контактними поверхнями. Ці сили визначають адгезійні властивості матеріалів. Для прояву адгезії необхідно забезпечити повний контакт між сполученими поверхнями.

Незалежно від способу з'єднання деталей, ефективність адгезії багато в чому залежить від характеристик матеріалів, які з'єднуються, і типу адгезійного зв'язку між ними.

Для кріплення гуми до інших матеріалів застосовуються різні методи:

- Гаряче кріплення: Сира гумова суміш з'єднується з іншими матеріалами в процесі вулканізації.
- Холодне кріплення: Вулканізована гума кріпиться до поверхні іншого матеріалу за допомогою адгезивів (клеїв).

Міцність з'єднання багато в чому залежить від підготовки поверхні склеюваних матеріалів.

Перед тим як приступити до кріплення гуми до металу, поверхню металу піддають механічній обробці з використанням піску або металевої дробини. Це необхідно для очищення поверхні від забруднень і для збільшення шорсткості, що значно збільшує площу контакту між металом і гумою.

Перед або після обробки поверхні металу також здійснюється видалення масил і жирів шляхом знежирення, яке здійснюється шляхом промивання поверхонь розчинником або обробки насиченою водяною парою в спеціальному котлі.

Часто для підготовки поверхні металів до нанесення гуми використовують хімічний метод, який включає травлення металу в розчинах кислот або лугів, а потім промивання водою.

Застосування латунізації для кріплення. Застосування латунізації (кріплення через проміжний шар латуні) є сучасним і ефективним методом, що забезпечує високу міцність і стійкість до високих температур кріплення. Цей метод використовується для з'єднання гуми з різними металевими поверхнями, такими як сталь, алюміній, бронза та інші метали.

Даний метод зчеплення ґрунтується на адгезійних властивостях гуми до латунної поверхні, попередньо нанесеної гальванічним способом на металеву основу. Латунізація арматури є ключовим етапом підготовки при реалізації даного способу.

Перед нанесенням латунного покриття методом електроосадження металеву поверхню ретельно очищають від жирових забруднень і травлять. Знежирення здійснюється в два етапи: спочатку арматуру обробляють розчинником, а потім лужним розчином.

Оксиди заліза з поверхні арматури видаляють шляхом травлення в кислоті. Як правило, для цього використовується 5%-ний розчин сірчаної кислоти. Після травлення виріб ретельно промивають холодною водою, а потім механічним способом з його поверхні видаляють "травильний шлам". Далі арматуру знову промивають водою і піддають декалірованню - хімічній обробці, спрямованій на усунення тонких оксидних плівок.

Латунізація здійснюється в електролізерах при строго певних умовах. Для забезпечення рівномірного покриття латунню концентрація електроліту повинна підтримуватися на постійному рівні. Анодами при електроосадженні латуні служать латунні пластини, що містять 60–70% міді та 30–40% цинку. Товщина наносимого шару латуні

повинна становити 0,0125–0,0015 мм. Після завершення латунізації арматуру промивають спочатку холодною, а потім гарячою водою протягом 1–2 хвилин.

Пройшовши етапи промивання та сушіння, латунізована арматура відправляється на вулканізацію. При цьому використовується тільки свіжокаландрована або свіжоекструдована гумова суміш. У деяких випадках для заповнення форм з латунізованими деталями застосовується метод лиття під тиском.

Цей метод має ряд переваг:

- Висока міцність: Зчеплення між металом і гумою, досягне при даному методі, забезпечує виняткову міцність з'єднання.
- Максимальна термостійкість: Резинове покриття, отримане методом вулканізації, володіє найбільшою стійкістю до високих температур порівняно з іншими способами нанесення.
- Відмінна вібростійкість: Вулканізована гума ефективно гасить вібрації, що робить цей метод ідеальним для застосування в умовах підвищеного динамічного навантаження.
- Стійкість до ударів: Завдяки міцному зчепленню гуми з металом, вулканізоване покриття здатне витримувати значні ударні навантаження.

Недоліки методу:

- Не підходить для великих деталей: Застосування методу обмежене кріпленням гуми до невеликих деталей. Рівномірне і міцне нанесення латунного покриття на великі деталі складної форми ускладнене.
- Вимагає складної підготовки: Метод вимагає проведення трудомістких підготовчих операцій, для яких необхідне спеціальне обладнання.

Кріплення з використанням фосфатування.

Металеві каркаси, що надійшли на ділянку фосфатування, розпаковуються і підвішуються на спеціальні гачки. При цьому необхідно рівномірно розподілити їх на гачках, щоб забезпечити оптимальне покриття клеєм.

Далі каркаси проходять через дві послідовно розташовані ванни з знежируючим розчином. Це первинне і вторинне знежирення, необхідні для ретельної підготовки поверхні металу до наступних етапів обробки.

Спеціальну ванну, призначену для приготування фосфатного розчину, заповнюють холодною водою до нижнього рівня. Невеликими порціями, поступово додають монофосфат цинку, ретельно перемішуючи розчин після кожної порції до повного розчинення речовини. Після повного розчинення монофосфату цинку вносять азотнокислий натрій.

Розчин нагрівають до температури $(55 \pm 5)^{\circ}\text{C}$ і інтенсивно перемішують стисненим повітрям протягом (35 ± 5) хвилин.

Після завершення перемішування розчин охолоджують до температури не вище 25°C . Утворений в процесі приготування концентрованого розчину осад періодично видаляють з ванни і збирають в спеціальний бак.

Після завершення підготовчих етапів металеві каркаси ретельно промивають гарячою водою. Далі каркаси поміщають у ванну хімічного фосфатування, де відбувається утворення захисної фосфатної плівки на їх поверхні. Після фосфатування каркаси проходять через дві ванни промивки. Спочатку їх промивають струменевим методом холодною водою для ефективного видалення шламу з поверхні металу. Потім слід промивка гарячою водою.

Після промивання сталеві каркаси переміщуються в зону сушки, де обдуваються гарячим повітрям з тунельної сушарки. Далі каркаси занурюють у клеєву ванну, де їх поверхня рівномірно покривається клеєм методом занурення. Після клеєвої ванни каркаси проходять підсушку в атмосфері невідігрітого повітря. Потім вони надходять у тунельну сушарку для остаточного термостатування.

Каркаси зберігаються в спеціально обладнаних приміщеннях, де виключені: запилення, забруднення, попадання вологи.

Кріплення за допомогою клеїв.

Широке розповсюдження клеєвого методу кріплення гуми до металу обумовлюється:

- Простотою і доступністю: Не потрібна складна і дорога підготовка металевої поверхні, як при латунірованні.
- Надійністю: Забезпечується висока динамічна і температурна стійкість з'єднання.
- Універсальністю: Метод підходить для кріплення гуми до сталі, алюмінію та інших металів.

Металева поверхня ретельно очищається від забруднень. Для забезпечення міцного зчеплення з клеєм метал знежирюється. На підготовлену поверхню наноситься тонкий шар клею. Нанесений клей просушується. На просохлий клей накладається гумова суміш. Деталь піддається вулканізації для остаточної фіксації гуми.

В. Г. Іванов, В. М. Сажнів, В.О. Сокульський

Національний університет «Запорізька політехніка», Україна,

ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОЇ НАДІЙНОСТІ ЛИТИХ ДЕТАЛЕЙ ДРОБИЛЬНО-РОЗМЕЛЮВАЛЬНОГО ОБЛАДНАННЯ

Збільшення експлуатаційної надійності та підвищення зносостійкості литих деталей дробильно-розмелювального обладнання є актуальною проблемою у промисловості. Суттєвим резервом підвищення ефективності дробильно-розмелювального обладнання є зменшення витрат на виготовлення запасних частин та втрат дороговартісних сплавів, з яких виготовляються деталі, що піддаються інтенсивному зношуванню з одночасним статичним або динамічним навантаженням чи тільки абразивному стиранню.

В ударно-відцентрових дробарках, що застосовують для подрібнення різних природних та штучних матеріалів, найбільше зношування мають лопатки прискорювача. Тому в залежності від матеріалу, який подрібнюють, і умов експлуатації використовують лопатки з різних вуглецевих і легованих сталей та сплавів: високомарганцеві сталі, високохромісті чавуни, а іноді, при високих ударних навантаженнях і високій абразивності сировини, навіть комбіновані литі вироби із вставками із зносостійких сплавів.

Так, при подрібненні абразивної суміші в ударно-відцентрових дробарках, лопатки рекомендовано виготовляти комбінованими – із зносостійкого високохромістого чавуну із спеціальними вставками у місцях, що піддаються інтенсивному зношуванню. Так як абразивна суміш може містити надтверді матеріали (корунд, карбід кремнію, карбід бору тощо), які мають твердість 9 одиниць і більше (за шкалою Мооса), то і вставки повинні мати відповідні показники твердості. Найчастіше використовують спеціальний твердий сплав на основі карбіду вольфраму зі зв'язкою з кобальту, наприклад - ВК-8 (92 % карбіду вольфраму і 8% кобальту). Твердість такого сплаву досягає 88 одиниць HRA. Але навіть такі лопатки мають незадовільну стійкість, при їх дуже високій вартості.

Для зменшення вартості лопаток та забезпечення необхідного рівня зносостійкості, що був би кратний періоду робочої зміни чи міжремонтному циклу були запропоновані різні зносостійкі сплави: високомарганцева сталь марки 110Г13Л, високохромісті чавуни марок із вмістом хрому 20 – 30 % (типу ЧХ28Н2) та аустоферитний чавун з

кулястим графітом (типу ВЧ1000-2). Високомарганцева сталь добре працює на зношування при ударному механізмі, високохромісті чавуни стійкі к абразивному стиранню, аустоферитний високоміцний чавун з кулястим графітом добре працює в умовах тертя. Усі ці сплави мають у структурі аустеніт, який під час експлуатації при наявності удару і наклепу може перетворюватися в мартенсит, що суттєво збільшує зносостійкість литих виробів.

Спеціально проведеними дослідженнями відносної зносостійкості зразків з цих матеріалів у обертовому барабані (зі швидкістю 40 обертів на хвилину) протягом 100 годин в корундовій абразивній суміші показали, що найкраща зносостійкість була у зразків зі сплаву ЧХ28Н2.

Але литі деталі зі сплаву ЧХ28Н2 майже у три рази дорожче, ніж зі сталі 110Г13Л, при цьому їх зносостійкість не має такої кратності. На основі літературних даних та власних досліджень замість дороговартісних високохромистих чавунів легованих нікелем біли запропоновані доевтектичні хромомарганцеві чавуни наступного хімічного складу (мас. частка, %): 2,4...2,6 С; 19...21 Cr; 2,0...3,0 Mn; 0,4...0,6 Si; менш 0,03 S; менш 0,03 P. Такі чавуни не містять дороговартісний нікель та мають менший вміст хрому. Також такі чавуни відрізняються погіршеною здатністю до обробки різанням. Але лопатки є повністю литими деталями, що не піддають механічній обробці, тому цей недолік є несуттєвим.

З використанням методів активного планування експериментів та фракційного розливання сплавів встановлений оптимальний хімічний склад чавуну, розроблені оптимальні режими його термічної обробки, модифікування та мікролегування.

Встановлено, що термічна обробка сплаву типу 250Х20Г2, що полягає у нормалізації при температурі 1000 °С, забезпечує рівень твердості не менш 60 одиниць HRC і зносостійкість аналогічну сплаву ЧХ28Н2.

Для підвищення зносостійкості хромомарганцевих чавунів ефективним є мікролегування бором (0,05...0,10 %) та ванадієм (0,4...0,5 %), які змінюють морфологію графіту, сприяють перерозподілу хрому між карбідами та матрицею, а також підвищують рівень зносостійкості та експлуатаційної надійності сплавів.

Подальші напрями у підвищенні зносостійкості та експлуатаційної надійності лопаток ударно-відцентрових дробарок полягають у конструктивно-технологічних удосконаленнях роботи обладнання. На нашу думку, конструктивна зміна профілю лопатки та розпорошення факелу матеріалу, який подрібнюється, буде сприяти підвищенню експлуатаційної стійкості та надійності литих деталей ударно-відцентрових дробарок для абразивної сировини.

УДК 621.74.002:669.131.7

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

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ЧАВУННИХ КОКІЛІВ

Поліпшення якості продукції ливарного виробництва, підвищення її надійності та довговічності є нагальною вимогою нашого часу. Переважна частина виливків виготовляється з чавуну, тому вдосконалення його фізико-механічних властивостей та експлуатаційних характеристик служить важливим резервом у справі економії енергетичних та матеріальних ресурсів та інтенсивного розвитку промисловості. У роботах [1-3] детально розглянуто питання порівняння структури та властивостей валкових чавунів, модифікованих комплексними модифікаторами, що містять рідкісноземельні метали, або магній. Мета досліджень полягала у вивченні можливості ресурсозберігаючого методу модифікування чавунів матеріалами, що містять рідкісноземельні метали (РЗМ).

Більша частина чавунних прокатних валків виготовляється у стаціонарних комбінованих ливарних формах, за цього формування робочої частини валка здійснюється у чавунних кокілях. Кокілі за аналогією з виливницями піддаються в процесі роботи змінним нагріванню та охолодженню, що призводять до утворення різних дефектів на їх внутрішній робочій поверхні: тріщин, сітки розпалу та викрошуванню робочої поверхні. Дослідженням великої кількості кокілів встановлено, що утворення дефектів залежить не лише від температурних умов служби, а й від хімічного складу та структури матеріалу кокілю. Хімічний склад чавуну для кокілів, що використовуються на вальцеливарних заводах, коливається у широких границях, мас. %: С 3,4...4,0, Si 0,9...3,0, Mn 0,4...1,0, P до 0,15, S до 0,10. Найбільш високу стійкість мають кокілі з чавуну із сумарним вмістом вуглецю та кремнію 4,8...5,2%. Важливим фактором, що впливає на стійкість кокілів, є структура матеріалу. Більш високу стійкість мають кокілі з чавуну з графітними включеннями подрібненої завихреної пластинчастої форми та феритно-перлітною матрицею.

Отримання чавуну з рівномірно розподіленими дрібнодисперсними включеннями графіту є актуальною проблемою, особливо для товстостінних виливків різної товщини. Аналіз технічної літератури показав, що розв'язання цього завдання

здійснюється практично модифікуванням, проте ступінь дисперсності і, особливо, рівномірність їх розподілу недостатні. У зв'язку з викладеним великий інтерес представляло дослідження впливу оброблення розплавів шлаками алюмотермічного виробництва лігатур на основі РЗМ, що містять R_2O_3 , зокрема Gd_2O_3 .

Досліджували шлаки наступних складів, мас. %: R_2O_3 5...7 (зокрема, Gd_2O_3 2...5), Al_2O_3 40...45, CaO 40...45, SiO_2 - решта. Шлаки, що містять РЗМ, одержувані при виробництві алюмотермічним способом лігатури на основі РЗМ, зазвичай ніде не використовуються.

Для встановлення оптимальних параметрів технології провели серію з 14 плавок, здійснюючи модифікування розплаву зростаючими присадками шлаку, що містить РЗМ, варіюючи температуру модифікування і тривалість витримки (табл.1).

Таблиця 1 – Результати оброблення чавунного розплаву РЗМ- шлаком

№	Параметри оброблення			Характеристика графіту за ГОСТ 3443-87			Характеристика матриці		Властивості чавуну	
	Присадка шлаку, %	Час витримки, хв	Температура, °C	Довжина	Розподіл	Кількість, %	Вид структури	Зміст складників	δ , %	σ_{B^p} МПа
–	–	–	–	ПГд180	ПГр3	ПГ10	Пт1,Ф	П85(Ф15)	4,9	550
1	4	8	1500	ПГд15, ПГд25	ПГр8	ПГ12	Ф,Пт1	П20(Ф80)	9,6	545
2	6	14	1550	ПГд15, ПГд25	ПГр8	ПГ12	Ф,Пт1	П6(Ф94)	10,1	495
3	8	20	1600	ПГд15	ПГр8	ПГ12	Ф,Пт1	П6(Ф94)	11,0	480
4	6	14	1550	ПГд15	ПГр8	ПГ12	Ф,Пт1	П20(Ф80)	9,9	535
5	6	14	1650	ПГд15	ПГр8	ПГ12	Ф,Пт1	П20(Ф80)	10,0	540
6	10	24	1550	ПГд15	ПГр8	ПГ12	Ф,Пт1	П6(Ф94)	9,4	530
7	2	4	1550	ПГд45	ПГр1	ПГ12	Пт1	П60(Ф40)	6,5	590
8	4	8	1550	ПГд45	ПГр1	ПГ12	Пт1	П60(Ф40)	6,8	595
9	8	20	1600	ПГд15	ПГр8	ПГ12	Ф,Пт1	П6(Ф94)	10,9	515
10	4	8	1500	ПГд15	ПГр8	ПГ12	Ф,Пт1	П6(Ф94)	9,7	540
11	8	20	1600	ПГд15	ПГр8	ПГ12	Ф,Пт1	П6(Ф94)	10,2	540
12	6	14	1550	ПГд15	ПГр8	ПГ12	Ф,Пт1	П6(Ф94)	10,0	545
13	6	14	1550	ПГд15	ПГр8	ПГ12	Ф,Пт1	П6(Ф94)	9,8	545
14	6	14	1550	ПГд15	ПГр8	ПГ12	Ф,Пт1	П6(Ф94)	9,85	545

При встановленні необхідних кількісних та температурних параметрів процесу оброблення розплавів зазначеними шлаками виходили з наступного. Серією попередніх експериментів встановили температурний інтервал модифікування, визначивши, що при температурах нижче 1500°C невиправдано зростала витрата шлаку і навіть за присадці 10...12% від маси розплаву не вдавалося отримати графітні включення необхідної дисперсності і рівномірності розподілу.

Підвищення температури модифікування вище 1500°C благотворно позначалося на витраті шлаку, однак, враховуючи можливості плавильних агрегатів та економічні міркування, пов'язані з енерговитратами при високих перегріваннях розплаву, а також підвищений вміст модифікувальних елементів за високих температур, верхню межу температури перегрівання встановили рівною 1600°C.

В результаті лабораторних досліджень було показано, що оптимальними параметрами технології обробки розплаву дослідним шлаком були такими: температура модифікування в межах 1500...1600°C, присадка шлаку 4... 8% від маси розплаву, витримка розплаву в ковші перед заливанням піщаних форм від 8 до 20 хв. Дотримання цих параметрів дозволяло отримати дисперсні рівномірно розподілені графітні включення у матриці. Крім того, металографічний аналіз показав, що виливки мали феритну або феритно-перлітну матрицю. Використання шлаків, що містять Се, La і Nd, забезпечує самий такий вплив на структуру чавуну. Проведені дослідження механічних властивостей показали, що за високого рівня міцності при розтягу – у середньому 535 МПа модифікований чавун мав високу пластичність – у середньому 9,85%.

Висновки

Технологія оброблення розплаву дослідним шлаком включала такі параметри: температура модифікування в межах від 1500°C до 1600°C, присадка шлаку від 4% до 8% від маси розплаву, витримка розплаву в ковші перед заливанням піщаних форм від 8 хв до 20 хв. За цього модифікований чавун за високого рівня міцності при розтягу – у середньому 535 МПа мав високу пластичність – у середньому 9,85%. Обробка чавунного розплаву дозволяє утилізувати відходи феросплавного виробництва та значно знизити собівартість чавуну.

Список літератури

1. *Белай, Г.Е.* Исследование влияния модифицирования на кристаллизацию чугуна, структуру и свойства листопрокатных валков: Автореф. дис.... канд. техн. наук:

05.323 / Бела́й Григо́рий Емельянович; Днепропетр. металлург. ин-т.— Днепропетровск, 1967.— 23 с.

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

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

УДК 544.3.01:669.017.11

В. В. Каверинський¹, А. І. Троцан¹, З. П. Сухенко¹

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

РОЗРАХУНОК ПОВЕРХОНЬ ЛІКВІДУСУ І СОЛІДУСУ У СИСТЕМАХ Fe-Mn-Si ТА Ti-Mn-Si З ВИКОРИСТАННЯМ CALPHAD МЕТОДУ

Важливою характеристикою сплавів в металургійних і, особливо, в ливарних процесах є температури ліквідусу і солідусу, що визначають температурний інтервал плавлення і кристалізації у рівноважних умовах. Діаграми стану для значної частини подвійних металічних систем, на яких позначаються відповідні лінії на даний час вже побудовані і вивчені досить добре. Проте, вже для потрійних систем, а тим більш для багатокомпонентних може спостерігатися брак відповідної довідкової інформації. Для докладного представлення навіть потрійної діаграми стану потребується куди більша кількість досліджуваних складів. Окрім того, такі діаграми складніше наочно відобразити, тому як вони виходять тривимірні. Тому зазвичай їх подають у вигляді наборів ізотермічних або полу термічних розрізів. Можливе також представлення проекції поверхонь ліквідусу і солідусу на трикутник Гіббса, що було здійснено у даній роботі. Нерідко на діаграмах позначають вплив легуючих елементів на положення ліній ліквідусу і солідусу відповідних бінарних систем основи сплаву (варіант політермічних розрізів). Проте, зазвичай подібні представлення обмежені окремим кутом діаграми стану, що

відповідає системі сплаву. Тим не менш, в ряді випадків при розробці технологій виробництва і обробки спеціальних (інтерметалідних, карбідних) сплавів, феросплавів і лігатур необхідна інформація про термодинамічні рівноваги у значно ширшому (краще повному) інтервалі концентрацій. Але, як вже зазначалося, це потребує значного обсягу експериментальних даних.

Частковою альтернативою експериментальній побудові діаграм стану і вивченню фазових рівноваг, в тому числі у багатокомпонентних системах є їх теоретичне обчислення з використанням CALPHAD методу, що зарекомендував себе як сучасний і високоефективний підхід [1]. Наразі існують як його комерційні реалізації (наприклад, ThermoCalk), так і відкриті, як то використаний у даній роботі PyCALPHAD [2]. Пакет PyCALPHAD являє собою програмну бібліотеку, що може бути вбудована і використана у власному програмному коді. Слід зазначити, що у PyCALPHAD безпосередньо відсутні готові методи для обчислення і побудови саме поверхонь ліквідусу і солідусу для потрібних систем. Але серед його функцій присутні побудова подвійних діаграм стану, ізотермічних перерізів потрібних діаграм, картування концентраційної залежності значень термодинамічних функцій, і, що особливо важливо в контексті поставленої задачі – розрахунок термодинамічної рівноваги (якісного і кількісного фазового складу і складу фаз) при заданих температурі і складі системи.

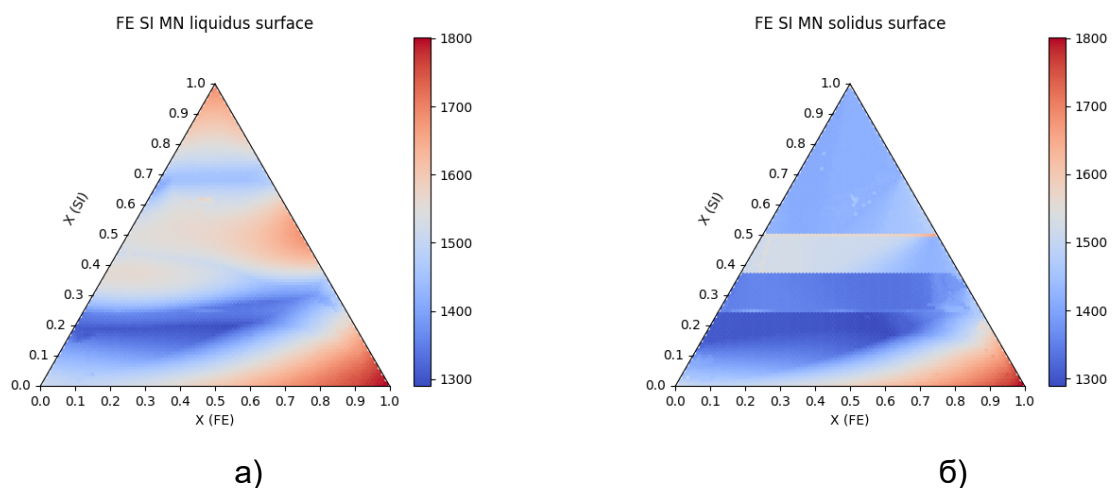
Для обчислення поверхонь ліквідусу і солідусу було написано спеціальний скрипт на мові Python, що використовує бібліотеку PyCALPHAD та встановлені термодинамічні бази даних. Сутність запропонованого алгоритму полягає в наступному. Початковою точкою є температура плавлення одного з компонентів, що вважається відомою довідковою величиною. Далі проводиться зміщення розрахункового складу за одним із компонентів на заданий крок за умов фіксованого значення іншого. Для початкового наближення температури (яким для першого кроку є температура плавлення одного з компонентів) виконується розрахунок фазових рівноваг. Якщо розрахунок показує присутність тільки рідкої фази (тобто ми знаходимося вище ліквідусу та солідусу), то проводиться зниження розрахункової температури на заданий крок і повторення розрахунку. При опиленні нижче ліквідусу чи солідусу розрахункова температура підвищується. Так виконується поки розрахунок не покаже наявності хоча б якоїсь кількості твердої фази (для визначення ліквідусу), або повну відсутність рідкої фази (для визначення солідусу). Далі очевидно, що відповідна температура ліквідусу або солідусу для заданого складу знаходиться у межах останньої та попередньої розрахункових температур. З використанням дихотомічного алгоритму у заданому інтервалі обчислюється відповідна температура із заданим ступенем точності. Для наступних

кроків з складом перше наближення температури оцінюється на основі різниці обрахованих температур ліквідусу чи солідусу на двох попередніх кроках. В такий екстраполяційний спосіб значно зменшується кількість необхідних обчислень – фактично розрахунок «повзе» поруч з поверхнею ліквідусу або солідусу лише трохи уточнюючи її. При переборі із заданим кроком складів квазібінарної системи (при фіксованому значенні кількості третього компоненту) кількість третього компоненту збільшується на заданий крок і йде для розрахунок наступного ряду концентрацій перших двох. Граничні значення концентрацій визначаються умовою суми вмісту всіх компонентів, що повинна дорівнювати 100 %. Таким чином кількість обчислень для кожного наступного рядка зменшується. Отримані розрахункові значення температур ліквідусу і солідусу для кожного обчисленого складу зберігаються у файл. По завершенні розрахункового процесу на основі даних такого файлу може бути побудована проекція поверхні ліквідусу або солідусу на трикутник Гіббса чи тривимірна (аксонометрична) проекція відповідної поверхні за допомогою Matplotlib [3]. Також передбачена можливість формування анімованого gif-зображення тривимірної відповідної поверхні.

У якості першого прикладу на Рисунку 1 наведено результати розрахунку для важливої металургійної системи Fe-Mn-Si – картування поверхонь ліквідусу (а) і солідусу (б), а також, відповідно, приклади їх 3D проекцій (в), (г). Для виконання розрахунків у даній роботі використовувалася термодинамічна база даних hmns-03-ord.TDB (Ver. 3.0 Compiled by Bengt Hallstedt, January 2018) [4].

На наведених діаграмах також чітко видно положення проміжних фаз (силіцидів) і потрійних евтектик і їх вплив на форму відповідних поверхонь.

Окрім того, шляхом побудови набору розрахункових перерізів відповідної діаграми стану виявлено підозру на існування певної області незмішуваності в області потрійних складів зі значним вмістом кремнію.



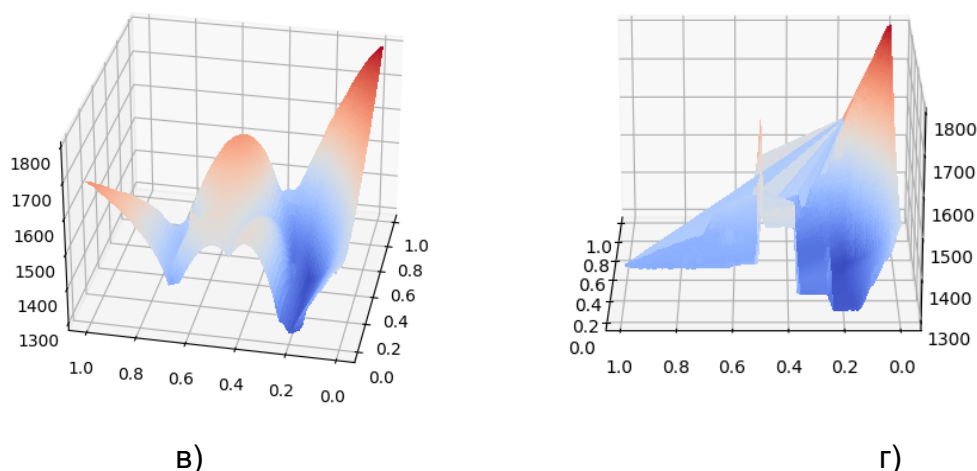


Рис. 1 – Зображення проєкцій розрахункових поверхонь ліквідусу і солідусу для системи Fe-Mn-Si: а) картування поверхні ліквідусу; б) картування поверхні солідусу; в) 3D зображення поверхні ліквідусу; в) 3D зображення поверхні солідусу.

Картування цього ймовірного купола незмішуваності наведено на Рисунку 2. Проте, слід зазначити, що наразі це є лише теоретичний результа, що немає достатнього експериментального підтвердження. Тому не виключено, що то є лише «артефактом» розрахунку. Приблизні границі цієї області лежать за температурами у межах 1550 – 1780 K, та за складами ~5 – 25 % Fe та ~57 – 80 % Si, відповідно.

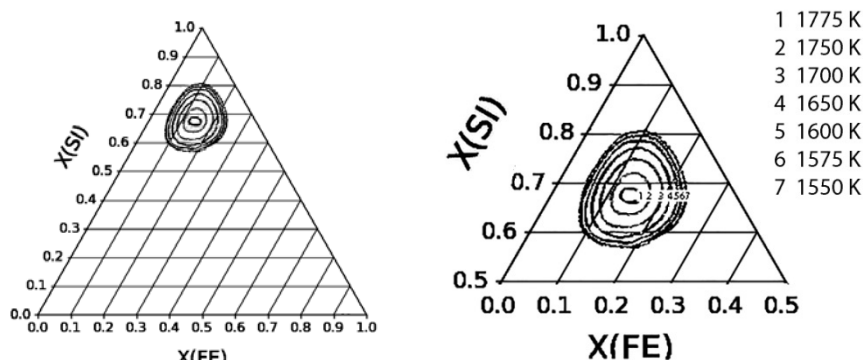


Рис. 2 – Картування границь області незмішуваності у системі Fe-Mn-Si

Також у зазначений спосіб проведене обчислення менш вивченої, але також важливої поверхні ліквідусу у системі Ti-Mn-Si. Наразі, на час написання, нами обраховано лише поверхню ліквідусу. Відповідні зображення наведені на рисунку 3.

На отриманих зображеннях чітко вирізняється «височина» обумовлена наявністю тугоплавкого силіциду титану. Рельєф поверхні ліквідусу обумовлений менш тугоплавкими сполуками марганцю краще помітний на аксонометричній проєкції (б).

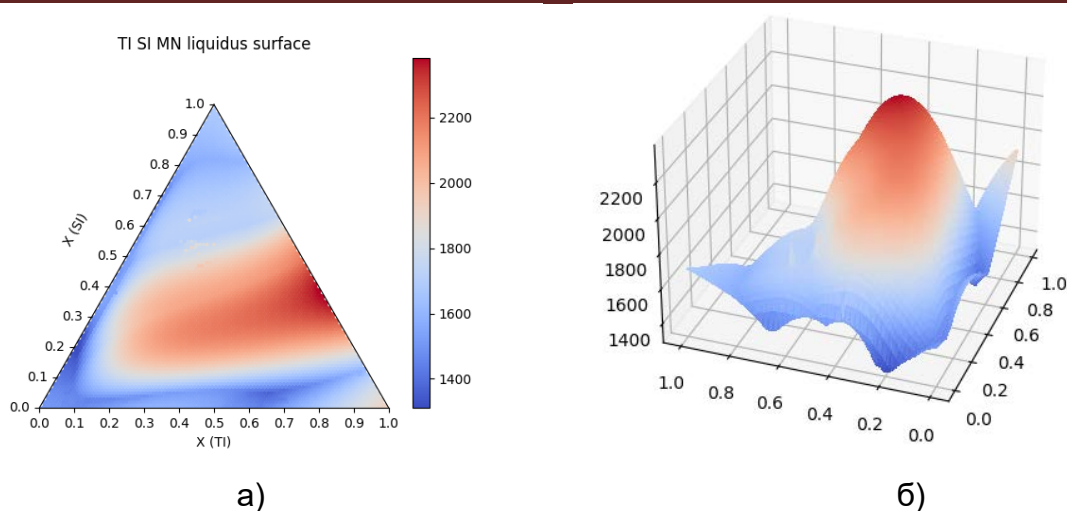


Рис. 3 – Зображення проєкцій розрахункових поверхонь ліквідусу і солідусу для системи Ti-Mn-Si: а) картування поверхні ліквідусу; б) 3D зображення поверхні ліквідусу.

Також видні затемнені області потрійних евтектик, наближені до бінарних систем Mn-Ti (~5 % Si, ~32 % Mn, ~63 % Ti; 1367 K) та Mn-Si (~19 % Si, ~80 % Mn, ~1 % Ti; ~1310 K), температура яких сягає дещо нижчих значень, ніж для близьких до них подвійних евтектик 1453 K у Mn-Ti та ~1313 K у Mn-Si, відповідно [5].

Отримані у роботі дані можуть бути корисними при проектуванні і моделюванні ливарних процесів, пов'язаних із виготовленням і використанням потрійних сплавів і лігатур розглянутих систем.

Список літератури

1. Saunders N. CALPHAD (Calculation of Phase Diagrams): A Comprehensive Guide / N. Saunders, A. P. Miodownik., 1998. – 478 p.
2. Py CALPHAD: Computational Thermodynamics [Електронний ресурс] // pycalphad Development Team. – 2015. – Режим доступу до ресурсу: <https://pycalphad.org/docs/latest/>.
3. Matplotlib: Visualization with Python [Електронний ресурс] // The Matplotlib development team – Режим доступу до ресурсу: <https://matplotlib.org>.
4. Hallstedt B. Thermodynamic database for high- and medium-manganese steels / W. Bleck, D. Raabe (Eds.) // 4th International Conference on Medium and High Manganese Steels (HMnS2019) Proceedings. – 2019. – P. – 201–204.
5. Лякишев Н. П. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Том 3, книга 1. / Н. П. Лякишев. – Москва: Машиностроение, 2001. – 872 с.

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

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: kpb.ptima@gmail.com

УДОСКОНАЛЕННЯ СТУПІНЧАСТОЇ ЛИВНИКОВОЇ СИСТЕМИ ДЛЯ ЛИТТЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ

Загальновідомо, що якість виливка значною мірою залежить від функціонування ливникової системи (ЛС). Для лиття залізовуглецевих сплавів за моделями, що газифікуються (ЛМГ), за В. С. Шуляком, найкращі умови заливання досягаються при нижній (сифонній) ЛС, яка забезпечує спокійне заповнення форми металом, поступову і рівномірну газифікація пінополістирольної моделі без охоплення її потоком розплаву. Однак нижня ЛС має основний недолік – найгарячіший метал знаходиться знизу, а в верхній надлив надходить найхолодніший метал. Все це не створює умов для послідовного тверднення виливка знизу вгору і може призвести до утворення усадкових раковин і порожнин в його тілі.

Кращі умови для тверднення і при цьому сприятливі для заливання традиційних порожнистих форм дає ярусна ЛС, хоча для таких форм цей вид ЛС має недолік – складність виконання в формі, однак при ЛМГ через відсутність розніму форми такі труднощі відсутні. Проте, як показує практика ЛМГ, ярусна ЛС мало використовується, оскільки вона «працює» інакше, ніж при литті в традиційні порожнисті форми. Наприклад, заповнення чавунного виливка важіля [1] через двоярусну ЛС (рис. 1) відбувається спочатку через верхній живильник, а через певний час «включається в роботу» і нижній. За таких умов посередині виливка можуть утворюватися дефекти типу спай або вуглецева плівка в місці «зустрічі» двох фронтів металу.

Дослідження [2, 3] показують, що для ярусної ЛС, виконаної з пінополістиролу, послідовність заповнення живильників відповідає довжині пройденого шляху від заливальної лійки до живильників. Тобто, оскільки відстань від заливальної лійки до верхнього живильника найменша, то він починає заповнюватися першим. Це пояснюється присутністю піномоделі, яка фактично є перешкодою, а також газами, які створюють тиск у зазорі «метал-модель». Таким чином, заповнення металом ливарної форми з ярусною ЛС здебільшого йде зверху вниз, що не сприяє вільному руху вказаного зазору і виходу продуктів газифікації в напрямку надлива.

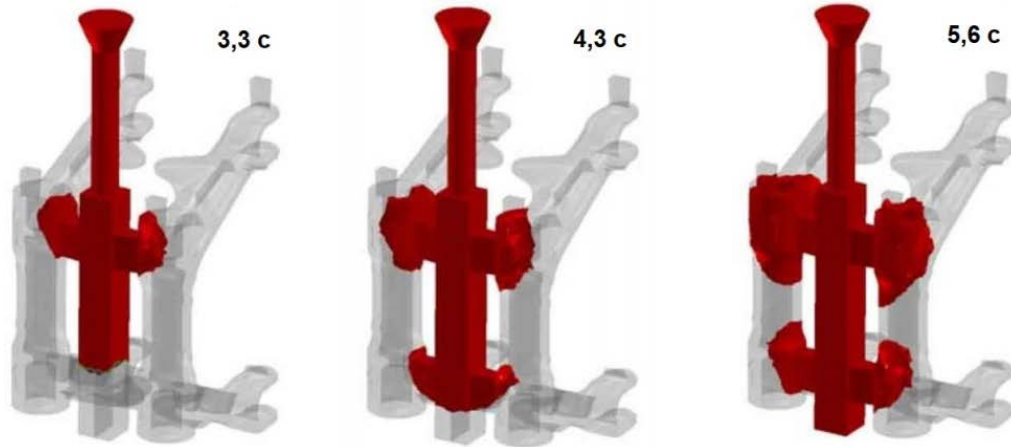


Рис. 1 – Кінетика заливання виливка ЛМГ [1]

У випадку порожнистої ярусної ливникової системи метал заповнює всі живильники майже одночасно. Виготовлення порожнистої ЛС потребує використання керамічних трубок чи оболонкових ливникових каналів, що ускладнює технологічний процес і підвищує витрати на нього. Крім того, при ЛМГ подібне одночасне заповнення через всі живильники збільшувало б площу взаємодії металу з піномоделлю, що сприяло б появі дефектів у виливку.

В роботі [4] запропоновано ярусну ЛС зі зворотним стояком, при якій (рис. 2) відбувається поступове «включення в роботу» живильників від нижнього до верхнього, однак найбільша кількість металу все ж надходить через нижній живильник. Під кінець заливання температура металу в середній частині виливка нижча, ніж у верхній або нижній частині. Все це вказує на малу ефективність такої ЛС. Крім того застосування зворотнього стояка знижує коефіцієнт виходу придатного литва через надмірну витрату металу на нього.

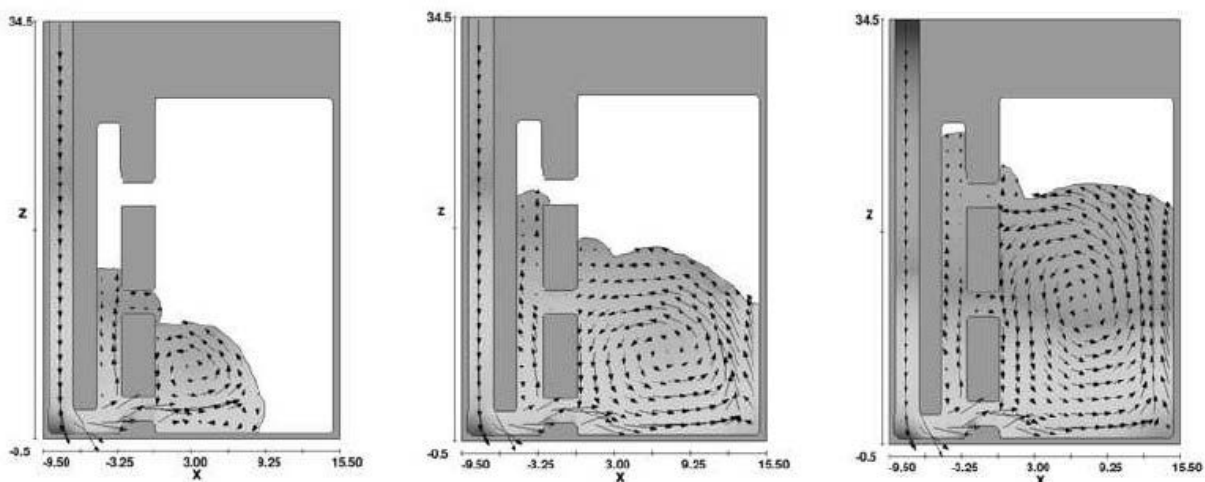


Рис. 2 – Вектори швидкості розплаву в різні моменти заливання [4]

Виникає необхідність керування «роботою» ярусної ЛС. Відомі ступінчаті ливникові системи, описані в патентах України № 54652 і 58252, вирішують задачу автоматичного перекриття живильників. Однак такі рішення не дозволяють регулювати відкриття живильника.

Для зниження швидкості металу у верхніх живильниках при ЛМГ чи відстрочення початку пропускання крізь них металу розроблено ряд технічних рішень, які заплановано відпрацювати на практиці з уточненням сфери їх застосування, а саме:

1) виготовлення моделей верхніх живильників з пінополістиролу вищої густини, ніж основна ЛС та ливарна модель;

2) покриття моделі живильників фольгою або газонепроникною фарбою, можливо, з такими компонентами, щоб енергію високотемпературного впливу металу частково спрямувати на хімічні перетворення в протипригарному покритті і контактній зоні піщаної форми з утворенням сполук, які б призводили до спікання часток поверхневого прошарку форми при температурі його нагрівання від контактуючого металу [5];

3) використання у верхніх живильниках плавкої перегородки (з листового металу, пластикової пробки), які б розплавлялися через деякий час від моменту початку заливання форми;

4) в модель живильника, що подає метал безпосередньо в надлив, вставлення з боку моделі надлива піщаної вогнетривкої пробки, яка підпирається модельним матеріалом надлива (чи іншою плавкою опорою) і гарантовано виштовхується металом в порожнину надлива, коли втрачає опору при газифікації моделі надлива; пробка спливає в надливі і перешкоджає утворенню верхньої кірки в ньому.

Рішення (1, 2) базуються на принципі протидії потоку металу за рахунок часткового його охолодження та підвищення протитиску газів на нього від збільшення газотвірності матеріалу (1) та перешкоджання виходу газу крізь стінки форми навколо моделі живильника (2).

Розроблені варіанти удосконалення ступінчастої (ярусної) ливникової системи (з урахуванням фізико-хімічних особливостей газифікації її моделі) створюють умови для спрямованого (знизу вгору) заповнення форми і тверднення виливка шляхом постачання найбільш гарячих порцій розплаву у верхню частину (підживлену металом надлива), а поступове заливання знизу сприяє спокійному заповненню порожнини і поступовій газифікації піномоделі.

Список літератури

1. Simulation and result analysis of improved process of ductile iron long fork lost

foam casting. Sept. 24, 2022. URL: <https://www.zhycasting.com/simulation-and-result-analysis-of-improved-process-of-ductile-iron-long-fork-lost-foam-casting/>

2. Liu, X.J., Bhavnani, S.H., Overfelt, R. A. Simulation of EPS foam decomposition in the lost foam casting process. *Journal of Materials Processing Technology*. 2007. 182 (1-3). 333-342.

3. Zhou, H., Luo, L.H. Filling pattern of step gating system in lost foam casting process and its application. *Advanced Materials Research*. 2013. 602. 1916-1921.

4. Zhou, H., Luo, L.H. Functions of Step Gating System in the Lost Foam Casting Process. *Advanced Materials Research*. 2012. Vols. 591–593, pp. 940–944. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amr.591-593.940>.

5. Дорошенко В.С., Калюжний П.Б. Запобігання появи поверхневих дефектів на внутрішніх порожнинах корпусних чавунних виливків. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2022. Вип. 36. С. 487-498. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2022-36-487-498>.

УДК 669.1/2: 620.9:621.7

І. І. Карпенко, С. І. Клименко, А. М. Верховлюк, С. В. Гнилокурено,
І. А. Шалевська

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: decormetukr@gmail.com

ДЕКАРБОНІЗАЦІЯ ЯК НЕВІД'ЄМНА СКЛАДОВА ІННОВАЦІЙНОГО РОЗВИТКУ МЕТАЛУРГІЙНИХ ТА ЛИВАРНИХ ВИРОБНИЦТВ

Особливістю післявоєнного відновлення та розвитку економіки України буде інноваційна модернізація, побудована на екологічних принципах обмеження процесів глобального потепління за рахунок зменшення викидів парникових газів (декарбонізації). Необхідність вивчення питань, пов'язаних з генерацією парникових газів, обумовлюється незворотністю інституційних реформ, впроваджуваних з метою контролю кліматичних змін, виконанням Європейського та Українського еко-законодавств, а також освоєнням великих коштів на «Зелений перехід» в майбутньому. Відповідно потрібний аналіз всіх аспектів та можливостей у цьому напрямку: науково-технічного, проектно-економічного, організаційного, юридичного.

Одним із основних елементів фінансового механізму реалізації програм декарбонізації Української промисловості стало створення Фонду декарбонізації та енергоефективної трансформації. Назва Фонду відображає сучасний інтегрований підхід до питань енергоефективності та зменшення викидів парникових газів, оскільки генерація енергії завжди пов'язана з викопними вуглеводнями, котрі є основним джерелом емісії «вуглецю». Таким чином, енергоефективні заходи мають подвійний ефект – зменшують собівартість продукції та, водночас, викидів CO₂. При цьому, можливості енергоменеджменту реалізовуватимуться досить швидко, та не вимагатимуть значних капіталовкладень у порівнянні з технічними проєктами по декарбонізації.

Енергомодернізація, як невід'ємний компонент сталого економічного розвитку, ґрунтуватиметься на міжнародних зобов'язаннях, відповідно до Угоди про асоціацію з ЄС, Паризьких домовленостей, Європейського «Зеленого курсу» (Green Deal) та інших законодавчих актів, імплементованих в Українське законодавство у формі Закону України «Про енергетичну ефективність», Національного плану дій з енергоефективності до 2030 року та інших. Енергоемність української продукції у 2 - 2,2 рази перевищує цей показник у країнах Європи, вона в 3 рази більше, ніж в Німеччині. Планується реально зменшити споживання енергії завдяки енергоменеджменту та енергоаудиту на 22,3% (первинної енергії), та на 17,3% (кінцевої енергії) до 2030 року.

Приклади реалізації енергоефективних рішень та декарбонізації виробництва закладені в концепції розвитку малих металургійних заводів (ММЗ), що працюють за принципом – «мінімум витрат з максимум ефективності». Ефективність досягнення відповідних цілей забезпечується можливостями гнучкого виконання етапів, де на I-му рівні показники досягаються за рахунок варіювання технологічними параметрами, з метою оптимізації та тривалості виробничого циклу і, як наслідок, економії енергії. На II-му рівні технологічних рішень відбувається модернізація ключового обладнання, доопрацювання конструкцій печей. А на III-му рівні приймаються уже проектно-інвестиційні рішення про швидке та відносно недороге будівництво нових потужностей відповідно до енерго та еко-стандартів [1].

Створення Фонду декарбонізації та енергоефективної трансформації – сигнал міжнародним партнерам, що наша країна розвивається за європейськими принципами [2]. Це означає, перш за все, необхідність виконання Україною ратифікованих Паризьких угод (COP 21, Рамкової конвенції ООН по клімату), згідно яких Україна взяла на себе зобов'язання по Національному внеску, де передбачено скорочення викидів парникових газів на 65% до 2030 року у порівнянні з 1990 роком. І хоча в рамках Паризьких угод санкцій за невиконання планів національного внеску не передбачено, країни-

учасники змушені вибудовувати систему звітності та алгоритмів декарбонізації на майбутнє, бажаючи залишатися в глобальному економічному просторі. Відповідно був прийнятий Закон України «Про засади моніторингу, звітності та верифікації викидів парникових газів» та інші нормативні акти, які деталізують контроль викидів парникових газів.

Основними важелями реалізації Паризьких домовленостей є:

- міжнародні фінансові екологічні програми як стимули національної кліматичної діяльності;
- введення СВМ сертифікації – транскордонного податку на «вуглець», котрий будуть сплачувати імпортери в залежності від ринкової ціни 1т умовних викидів CO₂. Ця ціна буде зростати відповідно до зменшення запланованої кількості безкоштовних квот на викиди, і повної відміни їх до 2034 року, а значить, зростання вартості на аукціонах.
- тестовий період СВМ розпочався в жовтні 2023 року з, поки що, звітування та верифікації викидів в країні – виробника, а з 2026 року імпортерам доведеться платити реальні гроші за здороження Української продукції на величину «вуглеємкості», або купувати продукцію по конкурентним цінам в результаті проведеної декарбонізації;
- неможливість доступу до світових інвестиційних ринків без формування в структурі промислових проєктів кліматичної складової. Обмеження в майбутньому міжнародних транспортних та авіаційних перевезень в залежності від «вуглецевого сліду», закладеного, у тому числі, в процесі виробництва транспортних засобів.

На думку спеціалістів, створення Фонду декарбонізації - це запізнений на декілька років крок, як результат конкуренції проєктних пропозицій по роботі Фонду, підготовлених Мінекономіки та Міндовкілля. Основні виробники – монополісти також пригальмовували процес організації Фонду, побоювачись зростання податку на викиди. Це дійсно так, оскільки податок на «вуглець», котрий є основним чинником наповнення Фонду, найнижчий в Європі (30 грн./т умовних викидів CO₂, у порівнянні з Європейськими – 50-100 євро/т).

На сьогодні, адміністрування Фонду здійснюється Державним агентством з енергоефективності та енергозбереження Мінінфраструктури України.

Зі створенням Фонду декарбонізації Україна матиме надійне, захищене Законом, джерело коштів для реалізації енергоефективності, зменшення викидів CO₂ та підтримки альтернативних джерел енергії [2]. Кошти акумулюватимуться у спецфонді Держбюджету України (відповідно до статті 24-6 Бюджетного кодексу).

Згідно з визначеннями експертів це створить мультиплікаційний ефект, що буде означати:

- можливість долучення до фінансування українських банків у відповідних програмах кредитування;
- можливість реалізувати програми з використанням механізмів рекредитування, лізингу, факторингу;
- залучення іноземних фінансових партнерів для надання портфельних гарантій, відшкодування ставок за кредитами, що здешевлює капітал для українського бізнесу;
- залучення міжнародних інвестицій для фінансування Bankable – проектів з прив'язкою до конкретних результатів декарбонізації.

З точки зору стратегії використання накопичених у Фонді ресурсів, скоріш за все, не відбуватиметься повернення грошей у формі грантів, найбільшим платникам «вуглецевого» податку – монопольному бізнесу. Україна також не планує просити відстрочку по СВМ у зв'язку з форс-мажорними обставинами, а сконцентруватись на виконанні зобов'язань, що в кінцевому результаті дасть більший ефект. За словами очільника Міндовкілля Руслана Стрільця «замість того, щоб витратити час на переговори по відстрочці, ми повинні вжити ефективні кроки до 2026 року» [3]. Від цього виграють усі, а великий бізнес зможе отримати додаткові закордонні інвестиції для виконання еко - програм, реально скоротити викиди, зменшивши, тим самим, собівартість продукції.

Більшість інвестиційних ресурсів у галузі металургії та ливарного виробництва будуть сконцентровані у виробничому секторі та в сфері науково-технічних досліджень. Для залучення фінансування потрібна буде комплексна підготовка проектних розробок з внесенням в структуру розділів по декарбонізації, оскільки міжнародні інвестори вже не розглядатимуть проектів, які не містять кліматичної та енергоефективної складової.

Для цього потрібні наступні підготовчі кроки:

1. Ідентифікація партнерів, які пропонують послуги по залученню фінансування. Критерії – допомога в одержанні швидких грантових коштів повинна бути складовою загального інвестиційного плану. Із самого початку повинні бути пропрацьовані правові моменти доступу до інформації та розподілу результатів консалтингу.
2. В основі проектного моделювання повинно бути розуміння трендів розвитку «зеленої» металургії та ливарного виробництва, побудоване на вивченні відомих проектів. Наприклад - проект H2 Green Steel по організації виробництва «зеленої»

сталі у місті Боден (Швеція), потужністю 5 млн. т /рік, де буде використовуватись «зелена» енергія та «зелений» водень в якості відновлювача, з електролізером потужністю 700 МВт. В основі фінансових розрахунків – одержання прибутків через декілька років на очікуванні майбутнього подорожчання «вуглецю».

Зручним для залучення інвестицій є напрямок розвитку українських малих металургійних заводів (ММЗ), оскільки він відповідає вимогам багатьох інвестиційних програм, а саме, використовується екологічна сировина (металобрухт) та екологічні технології, виробництво може бути зорієнтоване на потреби конкретних машинобудівельних заводів, працюючи, при цьому, на запасах їх сировини [1].

3. При роботі над проектами потрібна проміжна та приблизна оцінка викидів. Рекомендується комбінувати методики, пов'язані з обліком матеріальних потоків на підприємстві з використанням коефіцієнтів викидів CO₂:

$$\text{Вик CO}_2 = (V_{\text{вх}} - V_{\text{прод}} - V_{\text{відх}}) \times 3,664, \quad \text{де}$$

Вик CO₂ – види всіх потоків CO₂ в балансі; V_{вх} – маса вуглецю матеріальних потоків на вході;

V_{прод.} – маса вуглецю вихідних продуктів; V_{відх} – вуглець у відходах; 3,664 – коефіцієнт перерахунку молекулярної маси вуглецю в CO₂.

Загальний вуглецевий слід продукту рахується по ISO 14404:2013, а також по ISO 14067.

4. Співпраця з інституційними та громадськими еко-організаціями потребуватиме відповідної підготовки. Спеціалісти Міндовкілля хотіли б більш чітко бачити ливарне виробництво як підгалузь металургії. Їм добре відома ливарна продукція, ливарні виробництва та не вистачає статистичних даних, макро показників системної діяльності. Для концентрації функціональних можливостей потрібна організація Центру – як окремої юридичної особи, а також, можливо, організації підрозділу інноваційного розвитку ливарного виробництва в Асоціації ливарників України.

5. Декарбонізацію слід розглядати як невід'ємну частину соціально-економічних систем сталого економічного зростання, котрі будуть визначати якості розвитку економіки та суспільства у майбутньому.

Література

1. Смірнов О.М., Тімошенко С.М., Нарівський А.В., Семірягін С.В., Осипенко В.В.,

Скоробагатько Ю.П. Сталь України: відновлення та інновації. – К.: НВП «Видавництво “Наукова думка” НАН України», 2023. – 268 с. – ISBN 978-966-00-1909-6.

2. Кубраков О. (Очільник Мінінфраструктури). Про створення Державного Фонду

декарбонізації та енергоефективної трансформації. – Урядовий портал, Мінінфраструктури, 03.05 2023.

3. Стрілець Р. (Очільник Міндовкілля). Інтерв'ю журналу «Politico», 06.03.2024 року.

УДК 621.74.045, 621.742.4

К. Г. Квасницька, П. Б. Калюжний, О. В. Нейма, О. В. Михнян, В. О. Нога

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

katonish@gmail.com

МЕТОДИ ВИЗНАЧЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ КЕРАМІЧНИХ ФОРМ

Удосконалення конструкцій газотурбінних двигунів і установок призводить до ускладнення конструкцій лопаток, які є важливою складовою частиною цих систем, що в свою чергу, ускладнює виробництво лопаток і робить його більше витратним. Основна мета ливарників цієї галузі полягає в підвищенні ефективності процесу виготовлення литих лопаток і забезпечення високої якості готового виробу.

Навіть за наявності значного досвіду українських турбобудівних підприємств, виробництво литих лопаток залишається недосконалим, і відсоток браку часто досягає 60%. Основна причина високого відсотка браку (до 40%) пов'язана із наявністю дефектів, таких як різностінність, термічні тріщини та жолоблення стрижнів. Ці дефекти виникають на етапі одержання керамічних форм через недоліки використовуваних модельних мас, формувальних і стрижньових матеріалів. Тому розроблення заходів для зменшення браку є актуальною та необхідною задачею.

Керамічні ливарні форми значно впливають на властивості, геометрію і якість виготовлених лопаток, і повинні відповідати певним вимогам. Властивості керамічної форми залежать від матеріалів, з яких вона виготовляється, а також від технологічного

процесу її одержання [1]. Тому необхідно контролювати основні технологічні властивості кераміки, які безпосередньо чи опосередковано впливають на формування кінцевої якості виливка.

У цехах лиття за виплавлюваними моделями якість керамічної оболонки (КО), крім візуального огляду на предмет цілісності, оцінюють за просушеністю (на вміст води), за міцністю, газопроникністю [2].

Контроль *просушеності* шарів здійснюють з метою визначення можливості нанесення наступного шару вогнетривкого покриття на блок або готовності оболонки до операції виплавлення з неї модельного складу. Для кількісної оцінки вмісту води в готовій формі використовують метод зважування зразка до і після його сушіння. Для випробування використовують зразок КО масою 5-10 г. Сушіння зразка проводять при температурі 100-110 °С протягом 1,5 год. Дослідження проводять не менше ніж на трьох зразках. Вміст води у досліджуваному зразку розраховують за формулою (%):

$$m_{\text{в}} = 100 \cdot (m_1 - m_2) / m_2,$$

де m_1 , і m_2 - маса зразка керамічної оболонки до і після його сушіння, відповідно, г. За справжнє приймають середнє арифметичне значення трьох величин $m_{\text{в}}$.

Міцність є важливим параметром оболонкових форм, і вимоги до неї змінюються на різних етапах виготовлення виливки [3]. Під час формування, обпалювання та заливки металом форма повинна бути достатньо міцною, але для полегшення видалення форми після заливки міцність оболонки повинна бути мінімальною.

Різноманітні технологічні схеми виготовлення виливків за допомогою виплавлюваних моделей призвели до необхідності контролю міцності "сирих" оболонок при температурі 20-25 °С, оболонок, нагрітих до температури 900-1000 °С, і оболонок, які використовуються для отримання відливок методом спрямованої кристалізації, додатково визначають міцність при 1450 °С.

Для одержання плоских зразків кераміки для визначення міцності на вигин виготовляють воскові разові моделі. На разову модель по черзі наносять шар вогнетривкої суспензії, обсипають зернистим матеріалом і сушать протягом 2,5 год. Після нанесення кожного шару зовнішню площину моделей очищають від обмазки. Вказані операції повторюють до отримання зразків заданої товщини. Після закінчення сушіння моделі розплавляють, зразки вилучають. «Сиру» міцність визначають на зразках кераміки, які просушені протягом 12 годин після нанесення останнього шару. Інші зразки прожарюють за температури 900-1000 °С протягом 2 годин, після охолодження піддають випробуванням на вигин.

Показником міцності керамічної форми є результати її випробувань на вигин. Випробовуванням піддаються зразки розмірами 15х30х5мм. Міцність керамічних зразків розраховують за формулою:

$$\sigma_{виг} = \frac{3 \cdot P \cdot l}{2 \cdot b \cdot h^2},$$

де P - навантаження, при якому зруйнувався зразок, Н;

l - відстань між опорами, м;

b і h - ширина та товщина зразка у місці його руйнування при випробуванні, м.

Також визначення міцності кераміки може проводитися не на плоских зразках, а на циліндричних оболонках. Для цього використовують моделі циліндрів, на які наносять шари кераміки як і для плоских зразків. Такий метод випробовування дозволяє реально оцінити міцність керамічних форм, оскільки вони представляють собою оболонку, а не окрему стінку кераміки.

За кордоном для перевірки найслабшої частини оболонки використовується тест на кутову міцність. Для випробування підготовлюють V-подібні зразки довжиною 20 мм і шириною 10 мм з кутом 12° [4]. При випробуванні клиноподібний металевий блок вдавлюється в досліджувані зразки з постійною швидкістю, як показано на рис. 1.

Газопроникність керамічної оболонки залежить від розмірів і кількості наскрізних капілярних каналів у її тілі (стінках), в'язкості газу, що фільтрується через ці капіляри та його концентрації в вогнетривкій суспензії, типу використовуваного розчинника в вогнетривкій суспензії, коефіцієнта наповнення вогнетривкої суспензії, умов сушіння, природи використовуваного вогнетривкого матеріалу для обсіпання шарів, режиму прожарювання КО і т.д.

Газопроникність прожарених КО знаходиться в межах від 0,02 до 0,5 од. і зменшується зі збільшенням вмісту води у ЗК. Для значного підвищення газопроникності КО в суспензію і зернистий вогнетривкий матеріал можуть вводити добавки, які вигоряють при прожарюванні форми.

В основному, величину газопроникності кераміки на підприємствах визначають за кімнатної температури на зразках, що мають діаметр 50 мм і товщину 3,5 мм. Їх виготовляють так як і плоскі зразки кераміки в разових моделях із заглибленням. Зразки випробовують як у «сирому» стані (висушеному при 150-250 °С), так і в прожареному стані на стандартному приладі моделі 042.

За кордоном газопроникність оболонок вимірюють за стандартом BSI (BS 1902: Section 10.2:1994) [5]. Керамічна оболонка (рис. 2) будується навколо тенісної кульки

з подальшим випалюванням останньої. Потім через оболонку пропускають повітря за підвищеної температури з розрахунком показника різниці тисків.

Також для визначення властивостей кераміки використовується дилатометрія, яка дозволяє спостерігати за розширенням і стисненням кераміки, а також визначити температури, необхідні для спікання вогнетривів, які знаходяться в суспензії/оболонці. Характеристики теплового розширення залежать від матеріалу та мають великий вплив на структуру КО.

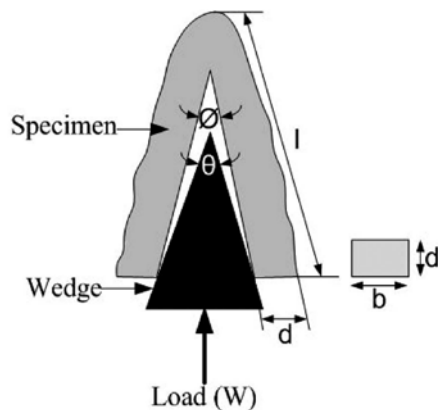


Рис. 1 – Схема випробування клином зразка кераміки [4]



Рис. 2 – КО для вимірювання газопроникності [5]

Вибір методів визначення технологічних властивостей керамічних форм залежить від технологічного процесу і застосовуваних матеріалів. Особливо актуальним є визначення оптимальних показників властивостей при введенні в роботу нових матеріалів. Контроль якості і властивостей керамічних форм дозволить усунути їх недоліки та запобігти формуванню дефектів у деталях відповідального призначення.

Список літератури

1. Лютий Р.В. Формувальні матеріали: Підручник / Р. В. Лютий, І. М. Гурія. – Київ: КПІ ім. І. Сікорського, 2020. – 257 с.
2. Wisniewski P., Sitek R., Towarek A., Choinska E., Moszczynska D., Mizera J. Molding Binder Influence on the Porosity and Gas Permeability of Ceramic Casting Molds. *Materials*, 2020, 13(12), 2735; <https://doi.org/10.3390/ma13122735>
3. Ponomarenko O., Berlizeva T., Grimzin I. et al. Strength Properties Control of Mixtures Based on Soluble Glass with Ethereos Solidifiers. *Advances in Design, Simulation and Manufacturing. Lecture Notes in Mechanical Engineering*. – 2020. – P. 511–521.

4. Tamta K. & Karunakar D. B. Enhancing mechanical properties and permeability of ceramic shell in investment casting process, *Materials and Manufacturing Processes*, 2018. DOI: 10.1080/10426914.2018.1532088

5. Shell Testing FAQ's <https://www.remet.com/wp-content/uploads/2018/06/Shell-Testing.pdf>

УДК 669.35.14.017: 621.891

Ю. Г. Квасницька, Н. В. Кир'якова, І. В. Олексенко, Т. В. Степанова

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України

E-mail: nat.vas.kir@gmail.com

СТРУКТУРНИЙ СТАН ЗАЕВТЕКТОЇДНИХ СТАЛЕЙ ЛЕГОВАНИХ МІДДЮ

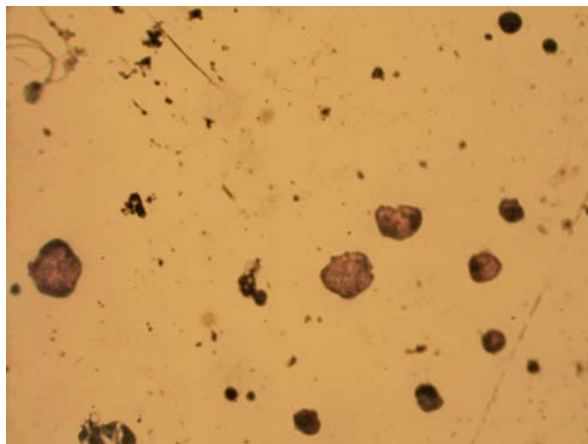
Позитивний ефект легування сталей міддю показав цілий комплекс досліджень [1 - 4]. За рахунок формування в структурі металу первинних зерен мідної фази (ϵ -фази) підвищуються механічні властивості, зносостійкість та антифрикційні характеристики. Останнім часом досліджується вплив міді на структуру та властивості сплавів, встановлено, що найвищі механічні властивості мають сплави з перлітною основою, які не вміщують ферит або цементит як структурно вільні фази. Міцність сплавів залежить від частки перлітної складової в їх структурі. Легування сплавів міддю сприяє збільшенню частки перліту за заевтектоїдного перетворення. Після додавання 1,5% міді вдається одержати повністю перлітну структуру в литих нетермооброблених сплавах. Авторами встановлено, що навіть за 1% міді, сплав має повністю перлітну матрицю з високою дисперсністю перліту. Що стосується поведінки вуглецю, автори зазначають, із збільшенням вмісту міді в сплаві, частка графіту мало змінюється, а розміри його вкраплень зменшуються. Для уточнення впливу на структурні складові сплаву авторами виконано роботу з оцінки розчинності міді в перліті (мідистому перліті). За вмісту міді 1-1,5% в сплаві кількість мідистої фази в перліті дуже мала й не визначається візуально під мікроскопом. Оскільки перліт зазвичай має пластинчасту будову, то всі його фази (у тому числі й мідиста фаза) мають розташовуватись у вигляді пластин різної товщини, при цьому співвідношення товщини пластин усіх фаз має відповідати співвідношенню їх об'ємів. Таким чином, у мідистому перліті пластини фериту та це-

ментиту розділені дуже тонкою плівкою мідистої фази, яка відіграє важливу роль у кінетичній стабілізації структури мідистого перліту, що пов'язано з поганою дифузійною проникністю для атомів вуглецю, внаслідок цього мідистий пластинчастий перліт дуже стійкий і його розпад протікає дуже повільно [3, 4].

Мета роботи – дослідити структурний стан заевтектоїдних сталей легованих міддю. Для дослідження було виплавлено та підготовлено дослідні зразки сталі з масовою часткою вуглецю 1,3%, легованої міддю в діапазоні до 12%.

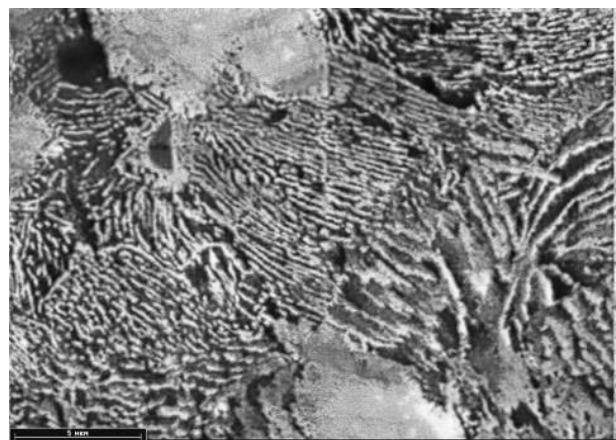
Металографічні дослідження виплавлених зразків проводили на оптичному мікроскопі «Epiquant» та на растровому електронному мікроскопі GSM – 840 в режимі SEI у вторинних електронах. Встановлено, у структурі сталі присутні включення графіту, у сталі без міді площа графітових включень по відношенню до поля зору шліфа становить близько 3 - 5%, з підвищенням масової частки міді до 8%, площа включень графіту не змінюється. Розмір графітових включень після легування сталі міддю зменшується з 8 мкм до 4 мкм. В структурі сталі легованої міддю масовою часткою до 12% спостерігаються поодинокі включення графіту у малій кількості, натомість з'являються первинні мідні вкраплення (ε -фази) округлої форми розміром 5 - 8 мкм (рис. а). За легування сталі міддю масовою часткою 8% і меншою кількістю первинні мідні вкраплення не спостерігаються.

В досліджених зразках мікроструктура матриці складається з пластинчатого перліту, в зразках без міді з відстанню між пластинами близькою до 1 мкм, довжиною пластин перліту до 15 мкм, в зразках легованих міддю присутній дрібнопластинчастий перліт з відстанню між пластинами значно меншою в 2-3 рази в середньому 0,3 мкм, довжиною пластин коротшою в 5 разів, протяжністю до 5 мкм.



а

X200



б

X5000

Рисунок – Заевтектоїдна сталь з вмістом вуглецю 1,3% легована 12% міді; а – дослідний зразок без травлення; б – дослідний зразок після іонного травлення

При легуванні сталі міддю масовою часткою 12% на фоні дрібнопластинчастого перліту спостерігається декілька вкраплень мідної фази (ε -фази) у вигляді первинних кристалів розміром 4-5 мкм (рис. б). Проведені дослідження встановлюють позитивний вплив легування сталей міддю на морфологічну складову, в якій формується дрібно-дисперсний перліт з невеликою часткою подріблених включень графіту. Результати проведених нами досліджень співставляються з даними наведеними в публікаціях [1-4].

Список літератури

1. *Бялік О. М., Кондратюк С. Є., Черненко В. С* Структурний аналіз металів. Металографія, К, ВПІ ВПК «Політехніка», 2006, 298с.
2. *Черненко В. С, Бялік О. М.* Металознавство, «Політехніка», 2018, 384с.
3. *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.
4. *Локтіонов-Ремізовський В. А., Шипицин С. Я., Новицький В. Г., Кир'якова Н. В.* Ефективність впливу легування міддю на зношування заєвтек-тоїдних сталей // Металознавство та обробка металів, 2022, №4, С. 33 -38.

С. В. Кирилах¹, О. Є. Капустян¹

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

АДИТИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ В ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

Одним із найважливіших напрямів цифровізації у ливарному виробництві є розширення сфер використання адитивних технологій – технологій пошарового вирощування (синтезу) об'єктів. На теперішній час визначились чотири сфери: 3D-друк пластикової модельної оснастки для виготовлення разових ливарних форм; друк виплавлюваних або випалюваних моделей; «вирощування» ливарних форм та стрижнів та отримання пілотних металевих виробів наплавленням прутка або сплавленням металевого порошку [1].

Адитивні технології зробили кардинальні зміни у ливарному виробництві, що особливо виявилось у високотехнологічних галузях – авіаційній та аерокосмічній промисловості, атомній індустрії, медицині та приладобудуванні, у галузях, у яких характерним є малосерійне, штучне виробництво високоякісних литих виробів у найкоротші терміни [1]. Особливе значення Additive Manufacturing (AM) технології мають для прискореного виробництва виливків. Використання в процесі вакуумного лиття форм і моделей, отриманих за допомогою адитивних технологій, дало можливість зменшити час виготовлення пілотних, дослідних зразків і в ряді випадків серійної продукції – у десятки разів [1].

Для виготовлення ливарної модельної оснастки для разових форм сьогодні активно використовуються Fused Deposition Modeling (FMD) і Stereolithography (SLA) технології. Для отримання більш точних прототипів зазвичай використовується SLA-технологія (лазерна стереолітографія) [1, 2]. Найбільшого поширення для лиття металів набули SLA, Poly-Jet і DLP-технології. Перший спосіб передбачає послідовне «пробігання» лазерного променя по всій поверхні шару, що формується там, де в перерізі «тіло» моделі. Згідно з другим способом затвердіння проводиться променем у вигляді лінії в процесі формування шару за рахунок випромінювання від керованої ультрафіолетової лампи. Третій спосіб передбачає засвічування всього шару одночасно за рахунок створення так званої маски – «фотографії» поточного перерізу CAD-моделі [3].

Метод QuickCast — метод стереолітографії, розроблений компанією в 3D Systems Corporation США (3D Systems) спеціально для лиття за моделями, що випаляються. Швидкість, висока точність та якість тривимірного друку за технологією SLA зробили QuickCast одним з найпопулярніших і найефективніших методів для виготовлення ливарних моделей у Північній Америці. Його використовують медичні, аерокосмічні та оборонні підприємства. Метод побудови QuickCast полягає в стереолітографічному друку порожнистої моделі з внутрішньою комірчастою структурою. Завдяки такій структурі модель складається всередину при термічному розширенні, і оболонка не руйнується. Моделі QuickCast дозволяють отримати інформацію про розподіл металу у формі та усадці перед виготовленням робочого оснащення [2].

Для виготовлення моделей, що випаляються і виплавляються, відповідно, використовуються SLS-процес пошарового спікання порошкових матеріалів – поліаміду або полістиролу, і MJM-технологія багатоструминного друку воскоподібних синтез-моделей (спеціальний модельний матеріал, до складу якого входить світлочутлива смола, багатоструминною головкою пошарово наноситься на поверхню робочої платформи і потім затверджується під дією ультрафіолетової лампи) [2, 3]. Для «виращування» піщаних стрижнів і форм в останні роки успішно застосовується один із різновидів SLS-технології – пошарове спікання лазерним променем плакованого смолою піску, або технологія пошарового почергового нанесення сполучного складу вогнетривкого наповнювача (InkJet-технологія від компанії Voxeljet Technology (Німеччина). Раціональний вибір технології отримання моделей і, отже, АМ-обладнання має проводитися з урахуванням конкретних виробничих умов та реальних вимог до моделей.

Список літератури

1. Зленко, М.А. Аддитивные технологии в машиностроении / М.А. Зленко, А.А. Попович, И.Н. Мутылина – "СПб"// Издательство политехнического университета, 2013. – 221 с.
2. [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://www.studocu.com/ru/document/kostromskoy-gosudarstvennyy-universitet-imeni-n-a-nekrasova/pedagogicheskoe-obrazovanie-s-dvumya-profil'yami-inostrannye-yazyki/additivnye-tehnologii-lit%D1%8Ce/34320302>.
3. "Additive Manufacturing Technologies: 3D Printing, Rapid Prototyping, and Direct Digital Manufacturing" by Ian Gibson, David W. Rosen, and Brent Stucker.

ОСОБЛИВОСТІ ПЕРСПЕКТИВНОЇ КОМПЛЕКСНОЇ БЕЗВІДХОДНОЇ ТЕХНОЛОГІЇ ВИПЛАВКИ ЛИВАРНИХ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

Хімічний склад перспективних жароміцних нікелевих сплавів, які застосовуються для виготовлення лопаток турбін досить складний, кожен елемент виконує свою функцію. Вміст тугоплавких компонентів, таких як Nb, Mo, Ta, W, Re, для більшості сплавів, що розглядаються, перевищує 10%, а сумарний вміст Al і Ti знаходиться в діапазоні від 6 до 8%. Вміст кобальту відносно високий і знаходиться в діапазоні від 8 до 20%. Сплави, в основному, призначені для виготовлення робочих лопаток з рівноосною, спрямованою та монокристалічною структурою.

Типовим представником перспективних жароміцних нікелевих сплавів, що представляють на сьогодні особливий інтерес для робочих лопаток турбін, є аналог сплаву ВЖМ-4 (таблиця 1).

Таблиця 1. Хімічний склад жароміцного нікелевого сплаву для відливки лопаток турбіни.

Хімічний склад жароміцного нікелевого сплаву, % мас							
Al	Cr	Mo	W	Ta	Co	Ru	Re
5,9-6,3	2,1-3,3	3,7-4,3	3,7-4,3	4-5	5,5-6,5	3,7-4,3	5,7-6,3

Умовою реалізації високих технічних і технологічних властивостей ливарного високо жароміцного нікелевого сплаву, що розглядається, є технологія його виробництва.

Технологія отримання сплаву повинна забезпечити стабільний хімічний склад сплавів в мінімально вузьких межах легування, ультранизький ($< 0,01\%$) вміст шкідливих домішок – вуглецю, сірки, кисню, азоту, домішок кольорових металів (свинцю, вісмуту, неметалевих включень).

Існуюча технологія передбачає використання для виплавки сплавів вакуумно-індукційної установки із застосуванням додаткового рафінування сплаву лантаном та

ітрієм (додаткове розкислення та видалення сірки). Для стабілізації хімічного складу відпрацьована методика виплавки сплаву з проведенням експрес-аналізу металу в процесі плавки, який включає відбір проб металу в процесі плавки, аналіз металу на сучасному оптико-емісійному спектрометрі, доведення складу розплаву за результатами аналізу до оптимального за рахунок підшихтовки сплаву летючими легуючими. Ефективним засобом при очищенні сплаву від шкідливих домішок, а також шлакових та керамічних включень є фільтрація розплаву при розливанні [1]. Проте ця технологія досить складна, мало керована, залежна від численних нюансів технологічного циклу плавлення і, тому, якість сплаву не завжди відповідає заданому стандарту.

Нікелеві суперсплави з ультрависокою чистотою по домішках можна отримати тільки при використанні для їх виплавки сучасного високо вакуумного плавильного обладнання. Найбільш ефективним способом отримання високочистих сплавів нікелю, особливо за вмістом азоту та водню, які є найбільш агресивними компонентами, є електронно-променева плавка у холодному тиглі з електромагнітним перемішуванням розплаву. Ця плавка дозволяє проводити переплав нікелевих сплавів у широкому термочасовому діапазоні, необхідному за технологічними вимогами, високому вакуумі (10^{-2} Па), при необхідному перегріві розплаву, у необхідному проміжку часу. Електромагнітне перемішування розплаву в електронно-променевій установці сприяє переходу реакцій рафінування з дифузійної в перехідну та кінетичну області [2]. Однак, при цьому необхідно враховувати пружність парів компонентів сплаву при температурі плавки (таблиця 2).

Таблиця 2. Пружність парів компонентів сплаву при $T=1500^{\circ}\text{C}$

Пружність парів компонентів сплаву при 1500°C , мм рт.ст			
Ti – 10^{-4}	Mo – 10^{-9}	Co – $5 \cdot 10^{-3}$	Ni – $6 \cdot 10^{-3}$ (1450C)
Cr – 10^{-2}	W – 10^{-10}	Ru – $3 \cdot 10^{-3}$	Re – $4 \cdot 10^{-4}$ (3400K)
Al – $5 \cdot 10^{-1}$	Ta – 10^{-11}	(2520K)	

Розкид пружності парів компонентів вимагає підшихтовки сплаву

При виплавці сплавів нікелю з компонентами, які значно відрізняються по температурі плавлення, летючості, а також по питомій вазі, електронно-променева плавка не може забезпечити стабільних результатів по хімічному складу, однак вона може бути використана для рафінування відходів багатоконпонентних сплавів від домішок втілення – (кисню, вуглецю, азоту, водню та ін.) та отримання високочистих електродів

для вакуумно – дугової або вакуумно індукційних плавов в середовищі аргону з доле-гуванням летючих легуючих в процесі переплаву. Слід зазначити, що виплавка жароміцних сплавів у вакуумі сприяє також зниженню вмісту шкідливих для жароміцних властивостей домішок сірки, свинцю, олова, сурми та вісмуту. У сплавах на нікелевій основі, виплавлених у вакуумі, знижується вміст кремнію та марганцю, які вкрай небажані, оскільки негативно впливають на жароміцність. Перші дві вимоги можуть бути виконані при використанні для виплавки сплавів вакуумно-індукційної установки із застосуванням додаткового рафінування сплаву лантаном (видалення сірки та кисню). Виявлено неметалеві включення лантан-нікель, що містять до 60% лантану, до складу якого входить сірка [1].

Аналіз серії експериментальних зразків, отриманих нами методом найбільш поширеної вакуумно-дугової плавки з невитрачаємим електродом в атмосфері аргону при використанні високочистих шихтових матеріалів та застосуванні спеціальної технології очистки плавильної атмосфери в черговий раз підтвердив, що для серійного впровадження необхідна розробка технології рафінування сплавів в процесі плавки з метою утилізації відходів виробництва, здешевлення сплавів та економії сировинних і енергетичних ресурсів.

Проведений науково обґрунтований аналіз способів плавки і рафінування багатокomпонентних жароміцних нікелевих сплавів дозволив розробити рекомендації щодо створення промислової безвідходної економічної технологія з використанням переваг існуючих технологій для плавки і рафінування нікелевих сплавів.

Для повного використання відходів виробництва перспективною на даному етапі може бути рекомендована наступна технологічна схема виплавки перспективних сплавів жароміцних нікелевих сплавів в промислових умовах з повним використанням відходів виробництва:

- проведення методом електронно-променевої гарнісажної плавки з електромагнітним перемішуванням (ЕПП з ЕМП) рафінування відходів виробництва до рівня домішок втілення допустимих по ТУ для нікелевих сплавів, виплавка злитків - електродів для подальшого переплаву. Конструктивні особливості установки, система вакуумних ущільнень та висока продуктивність вакуумних насосів дозволяють забезпечити глибокий вакуум (до $5 \cdot 10^{-4}$ мм рт. ст.) та мінімальне натікання, що сприяє отриманню готового металу з низьким вмістом домішок втілення. Фактичний вміст домішок втілення у серійних нікелевих сплавах становить: О - 0,008-0,01%; С - 0,003-0,03%; N - 0,003-0,01%, Н <0,001% [2];

- встановлення рівноважного залишкового вмісту летючих легуючих – (Cr, Al, Ti та ін.) в нікелевих сплавах даних систем після їх рафінування методом ЕПП з ЕМП;
- переплавка злитків-електродів методом вакуум-дугової плавки в атмосфері аргону з розрахунковим долегуванням їх летючими легуючими – (Cr, Al, Ti та ін.), які випарувалися в процесі ЕПП переплаву та рафінування. При цьому легуючі компоненти Al та Ti у вигляді полос приєднують до витрачаємих електродів, а хром у вигляді лусочок ЕРХ подається в рідку ванну розплаву порційним дозатором зі швидкістю витяжки злитку;
- або, переплавка злитків-електродів методом вакуум-індукційної плавки з використанням для захисної атмосфери високочистого аргону (при надмірному тиску аргону - 0,2-0,4 атм.) з розрахунковим долегуванням сплаву летючими легуючими – (Cr, Al, Ti та ін.) у вигляді лігатур в процесі переплаву. За рахунок підшихтовки відповідних кількостей цих елементів у підсумковому складі сплаву інтервали легування по всіх елементах укладаються у межі стандарту, що гарантує фазову стабільність такого сплаву. Регламентовано також мікролегування РЗМ (La, Y, Ce) в кінці плавки, що пояснюється їх позитивним комплексним впливом на якість литва. При цьому передбачається фільтрація розплаву для додаткового зниження вмісту сірки, кисню та неметалевих включень [1].
- щільну будову литих заготовок можна отримати заливкою в кокилі зі спрямованою кристалізацією і застосуванням у процесі кристалізації вібрації та ультразвуку [3].

Таким чином, дослідження експериментальних плавок та проведених науково - обґрунтований аналіз способів виплавки багатокомпонентних жароміцних нікелевих сплавів дозволив розробити рекомендації щодо створення комплексної промислової безвідходної економічної технології, яка забезпечує:

- необхідний хімічний склад сплавів у мінімально вузьких межах легування;
- ультранизький ($< 0,01\%$) вміст шкідливих домішок – вуглецю, сірки, фосфору, кисню, азоту, домішок металів (свинцю, вісмуту, кремнію, марганцю, заліза). неметалевих включень відповідно до стандарту.

Перспективність та економічна ефективність запропонованої комплексної безвідходної схеми виплавки перспективних нікелевих сплавів системи в промислових умовах обумовлена можливістю використання в якості шихти відходів виробництва при їх глибокому рафінуванні в процесі ЕПП з ЕМП плавки.

Дана технологія дозволяє створити замкнутий цикл повернення дорогих і дефіцитних легуючих металів (Re, Ru, Ta, Co, W та ін.) у виробництво, забезпечити їх економію та знизити вартість жароміцних сплавів нового покоління на 40-50 % без зниження їх якості .

Література

1. А.В.Горюнов, В.Е Ригин Современная технология получения литейных жаропрочных никелевых сплавов // Авиационные материалы и технологии, №2, 2014, с.3-7.
2. Аникин Ю.Ф., Ладохин С.В., Яковлев В.Т. Технологические параметры выплавки сложнолегированных никелевых сплавов в электронно-лучевых литейных установках // Процессы литья, №3, 1998, с. 23–26.
- 3.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 литья. - 2003. - №2. - С. 81-86.

УДК 669.1:621.7

О. О. Кузьменко¹, М. О. Василенко¹

¹Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», Харків

ДЕ-ЯКІ РЕКОМЕНДАЦІЇ ЩОДО РОЗРОБКИ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ МЕТОДАМИ ХОЛОДНОГО ОБ'ЄМНОГО ШТАМПУВАННЯ

Підвищення цін на енергоносії і висока енергоємність металургійної галузі призвели до зниження об'ємів виробництва в Україні. Тому розробка і впровадження мало відхідних і енергоощадних технологій виготовлення деталей завжди були і залишаються актуальними.

В машинобудуванні більшість заготовок отримують з використанням лиття або оброблення металів тиском (ОМТ). В процесі пластичної деформації метал змінює не тільки форму, але і свою структуру та фізико-механічні властивості. До основних пе-

реваг процесів ОМД у порівнянні з процесами лиття відносять мінімальні витрати металу, високу якість матеріалу і поверхонь заготовки, точність форми і розмірів, високу продуктивність та можливість механізації і автоматизації виробничих процесів.

Усі процеси ОМТ прийнято поділяти на дві основні групи – процеси металургійного і машинобудівного виробництва. До першої групи належать безперервні процеси прокатки, пресування, волочіння тощо, за допомогою яких отримують сортовий і періодичний прокат, що використовується у якості вихідних заготовок для технологічних процесів другої групи – кування, штампування і спеціальних способів оброблення металів тиском. До останніх можна віднести холодне об'ємне штампування (ХОШ) і, зокрема, холодну висадку та холодне видавлювання (ХВ).

За допомогою ХОШ отримують кріпильні деталі, кульки, ролики, кільця підшипників, поршневі пальці, кульові опори підвіски, колінчасті вали та інше. Впровадження ХОШ та ХВ замість обробки різанням та гарячої штамповки забезпечує значний зріст продуктивності праці, підвищення коефіцієнту використання металу (з 0,4–0,6 до 0,7–0,9), точність виконавських розмірів (до 8-го квалітету) та високу якість поверхні (шорсткість не перевищує 16–32 мкм). Порівняно з обробкою різанням відходи у стружку зменшуються у 2–3 рази [1, 2].

Зміна форми заготовок в процесі ХОШ здійснюється у декілька переходів, між якими може проводитися межопераційний пом'якшуючий відпал. Наприклад, технологічний процес виготовлення деталей тормозної втулки велосипеда ХВ включає в себе операції рубки каліброваного прутка і осадки на холодно-висадковому автоматі, межопераційний відпал осаджених заготовок і два переходи безпосередньо ХВ.

Недолік ХВ – високий опір деформуванню через знижену пластичність сталі при кімнатній температурі, що вимагає застосування обладнання підвищеної потужності та технологічних мастил, призводить до збільшення числа штампових переходів та зниження стійкості штампового оснащення. Щоб не допустити руйнування формотворчого інструменту, ступені деформації за один перехід рекомендують обмежувати 40–55 % [3, 4].

Проблема підвищення стійкості штампового інструменту для холодного видавлювання – завдання комплексне, вирішення якого необхідно вести в наступних чотирьох основних напрямках [3, 4]:

- розробка технології ХВ, вдосконалення конструкції штампів;
- підготовка поверхні заготовок до видавлювання для зниження коефіцієнта тертя;
- поліпшення штампування матеріалу заготовок межопераційним відпалом;

-підвищення комплексу властивостей матеріалу штампового інструменту термічною обробкою.

Запропоновані режими межопераційного відпалу з урахуванням неоднорідності деформації по перерізу заготовок, отриманих ХОШ і наявності ділянок з ступенями деформації, що сильно відрізняються [1, 5]. Наприклад, у заготовці гальмівної втулки велосипеда, отриманої осадкою на холодно-всадкових автоматах, при середньому ступеню деформації 45 % є області, в яких локальна деформація близька до критичної (близько 20 %), і області, в яких локальна деформація перевищує 80 %. Розподіл деформації по перерізу заготовок залежить від співвідношення висоти та діаметру, а також середнього ступеню обтискання [5].

У тих випадках, коли ступені деформації в заготовках перевищують критичні, рекомендується використовувати межопераційний відпал при температурах поблизу t_{Ac1} . Якщо в заготовках формуються області, деформовані зі ступенями менш ніж критичні, рекомендується повний відпал при температурах вище t_{Ac3} .

Також розроблені режими термічної обробки пуансонів зі сталі Р6М5 [2, 3].

Впровадження розроблених режимів термічної обробки заготовок і штамів дозволяє підвищити стійкість пуансонів до 2 разів [2–4].

Список літератури :

1. Дьяченко С. С. Пути повышения качества деталей и совершенствование технологии холодной объёмной штамповки. / С. С. Дьяченко, Е. А. Кузьменко, В. И. Кузьменко // Кузнечно-штамповочное производство. – 1997. – № 6. – С. 12-15.
2. Khristoforova T. Increase of durability of tools made of steel P6M5 used for parts production in the automotive industry / T. Khristoforova, E. Kuzmenko // Automobile transport. Collection of scientific works. – Харьков, ХНАДУ. – 2017. – Issue 40. – С. 147-152.
3. Кузьменко Е. А. Факторы, определяющие стойкость штампов холодного выдавливания / Е. А. Кузьменко, В. И. Кузьменко, Т. А. Христофорова // Вісник НТУ «ХПІ», серія: Інноваційні технології та обладнання обробки матеріалів у машинобудуванні та металургії. – 2016. – № 31 (1203). – С. 50-56.
4. Kuzmenko Olena. Factors determining the durability of cold extrusion dies / Olena Kuzmenko, Victor Kuzmenko, Anton Okun // Mechanical Technology and Structural Materials, – 2021 (70). – P. 81-85.

5. Кузьменко Е. А. Кузьменко В. И. Межоперационный отжиг неоднородно-деформированных заготовок / Е. А. Кузьменко, В. И. Кузьменко // Удосконалення процесів і обладнання обробки тиском в металургії і машинобудуванні : Тематич. зб. наук. праць, ДДМА, Краматорськ. – 2003. – С. 440-443.

УДК 621.746

Т. В. Лисенко, О. Г. Дерев`янченко, М. П. Тур, К. В. Кисельов, К. О. Данілова

Національний університет «Одеська політехніка», Одеса

АНАЛІЗ МІКРОСТРУКТУР ЛИТИХ ЗАГОТОВОК ШВИДКОРІЗАЛЬНОЇ СТАЛІ HS6-5-2

Сучасне машинобудування висуває жорсткі вимоги до ріжучого інструменту. Задовольнити ці вимоги можна не тільки шляхом розробки та впровадження нових марок сталі, але і опануванням більш ефективних технологій переробки відходів металургійної промисловості, вдосконаленням технологій виробництва – лиття, пластичної деформації, термічної та термохімічної обробки.

Свердла на інструментальних заводах виготовляються різними способами. Формоутворення спіральної робочої частини проводиться або механічною обробкою, або пластичною деформацією, або литтям. [1]

Зазвичай як заготовки для інструменту використовуються циліндричні заготовки з прокату (рідшековані) швидкорізальної сталі. Виробництво литого інструменту носить дуже обмежений характер через обмежені технологічні можливості ливарного виробництва пов'язаних з особливостями ливарних властивостей інструментальних сталей та особливими вимогами до їх властивостей. Ливарні властивості інструментальної сталі дозволяють відливати заготовки інструменту тільки великих розмірів, наприклад, мінімальний діаметр литих свердел становить 40 мм. Крім того, стійкість литого інструменту з цілого ряду причин дещо нижче, ніж інструменту, отриманого з прокату.

Відомо, що стійкість литого інструменту залежить переважно від литої структури сталі, яка в свою чергу визначається швидкістю затвердіння заготовки. Регулювати швидкість затвердіння можна за допомогою різних способів лиття. [2]

Застосування заготовок, отриманих литтям, є важливим чинником економії інструментальних матеріалів. При виготовленні інструменту з прокату або поковування, маса заготовок в 1,5-2 рази перевищує масу готового інструменту і в середньому 50% металу йде в стружку. Трудомісткість виготовлення різального інструменту з литих заготовок значно нижча за трудомісткість виготовлення інструменту з поковок і прокату.

Для виготовлення литих заготовок, як шихтові матеріали, використовують відходи швидкорізальної сталі, зношений інструмент і незначну кількість феросплавів для легування.[3]

Відомо, що стійкість литого інструменту залежить переважно від литої структури сталі, яка визначається швидкістю затвердіння заготовки. Регулювати швидкість затвердіння можна за допомогою різних способів лиття. [4]

Був проведений аналіз впливу методів лиття на мікроструктуру виливків із швидкорізальної сталі. Кількісний аналіз мікроструктур проводили комп'ютерними металографічними методами. Отримані цифрові зображення мікроструктур обробляли та аналізували за допомогою спеціального програмного комплексу, розробленого на кафедрі «Матеріалознавства та інженерія матеріалів» Національного університету «Одеська політехніка».

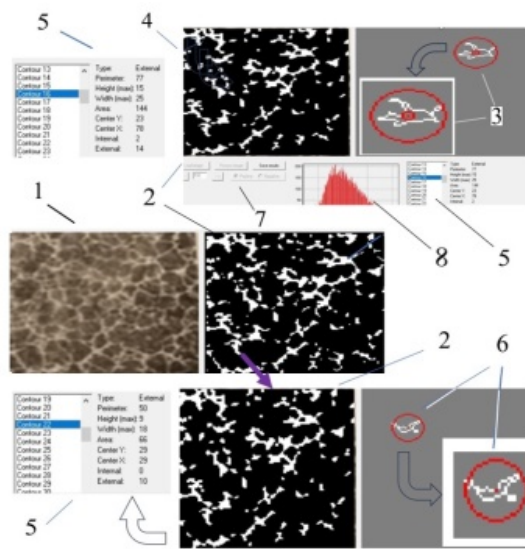


Рис.1- Елементи аналізу мікроструктури сталі HS6-5-2 спірального свердла

Деякі з результатів аналізу мікроструктури показані на рис. 1. Використовуються наступні позначення: 1 – вихідне зображення мікроструктури; 2 – бінарне зображення мікроструктури; 3 і 6 - виділені компоненти мікроструктур (КМ), 4 - відповідні зони зображення; 5 – таблиця виділених контурів КМ і набору параметрів форми КМ; 7 – робоча панель комплексу; 8 – гістограма.

В роботі були проаналізовані мікроструктури литих заготовок інструменту, отриманих прокатом та різними способами лиття. Фарбостійкість та зносостійкість інструменту, виготовленого з литої заготовки, дорівнює або навіть вище, ніж зносостійкість інструменту, виготовленого з кованої сталі; в'язкість литої швидкорізальної сталі нижче в'язкості кованої. Рекомендується з литої швидкорізальної сталі виготовляти інструменти в тих випадках, коли основною вимогою, пред'явленою до інструментів, є зносостійкість (свердла, фрези). Недоцільно застосовувати литі заготовки для інструментів, що вимагають високої міцності та працюють із ударними навантаженнями.

Список літератури

1. L.A. Dobrzański , G. Matula , A. Várez , B. Levenfeld , J.M. Torralba Structure and mechanical properties of HSS HS6-5-2- and HS12-1-5-5-type steel produced by modified powder injection moulding process // Journal of Materials Processing Technology. - 2004. - № 157–158. – С. 658-668.
2. A. Michalski, A. Olszyna : Layers of high speedsteel with microstructures characteristics of heat-treated materials // Surface and Coatings Technology. - 1993. - № 59. - С. 287-289.
3. W.F.H. Zamri , P.B. Kosasih , A.K. Tieu , Q. Zhu , H. Zhu: Variations in the microstructure and mechanical properties of the oxide layer on high speed steel hot rolling work rolls // Journal of Materials Processing Technology. - 2012. - № 212. – С. 2597-2608.
4. Q. Zhu , H.T. Zhu , A.K. Tieu , C. Kong: Three dimensional microstructure study of oxide scale formed on a high-speed steel by means of SEM, FIB and TEM // Corrosion Science. - 2011. - № 53. – С. 3603-3611.

Т.В. Лисенко¹, Є.М. Козішкурт², К.О. Крейцер²

¹Національний університет «Одеська політехніка», (ОП), Одеса

²Одеський національний морський університет, (ОНМУ), Одеса

ВИКОРИСТАННЯ МЕТОДУ ГІДРОДИНАМІКИ ЗГЛАДЖЕНИХ ЧАСТИНОК ПРИ МОДЕЛЮВАННІ ЛИВАРНИХ ПРОЦЕСІВ

Метод моделювання гідродинаміки згладжених частинок (SPH- "Smooth Particle Hydrodynamics") є сучасним і динамічно розвиваючимся підходом у ливарних процесах. Цей метод дозволяє детально аналізувати та візуалізувати процеси заливки і кристалізації металів, пропонуючи ряд переваг порівняно з традиційними методами [1,2]:

- безсітковий характер: SPH не потребує сітки для обчислень, що знижує складність моделювання особливо складних геометрій та динамічних інтерфейсів між різними фазами;

- висока точність моделювання: Метод SPH дозволяє ефективно моделювати розподіл температур, формування порожнин і розподіл тисків всередині литої форми з високою точністю. Це критично важливо для оптимізації параметрів заливки і мінімізації дефектів лиття;

- моделювання складних рухомих границь: SPH є ідеальним для моделювання рухомих границь, як-от рідка/тверда фази, що робить його особливо корисним для дослідження процесів затвердіння металів;

- дослідження впливу зовнішніх чинників: SPH дозволяє інтегрувати в моделі зовнішні впливи, такі як температура середовища, швидкість заливки, та тиск, що допомагає більш точно налаштувати процеси виробництва;

- обробка нефізичних поведінок: Через спеціалізовані математичні функції і алгоритми SPH може вирішувати проблеми, які зазвичай зустрічаються в традиційних методах моделювання, наприклад, "пенетрацію" частинок одна в одну.

Такі ливарні процеси, як кристалізація і усадка можуть бути виражені як зміни в залежності від температури в'язкості і щільності відповідно, а теплопередача більш детально розрахована з урахуванням рухомої межі розділу між фазами при кристалізації.

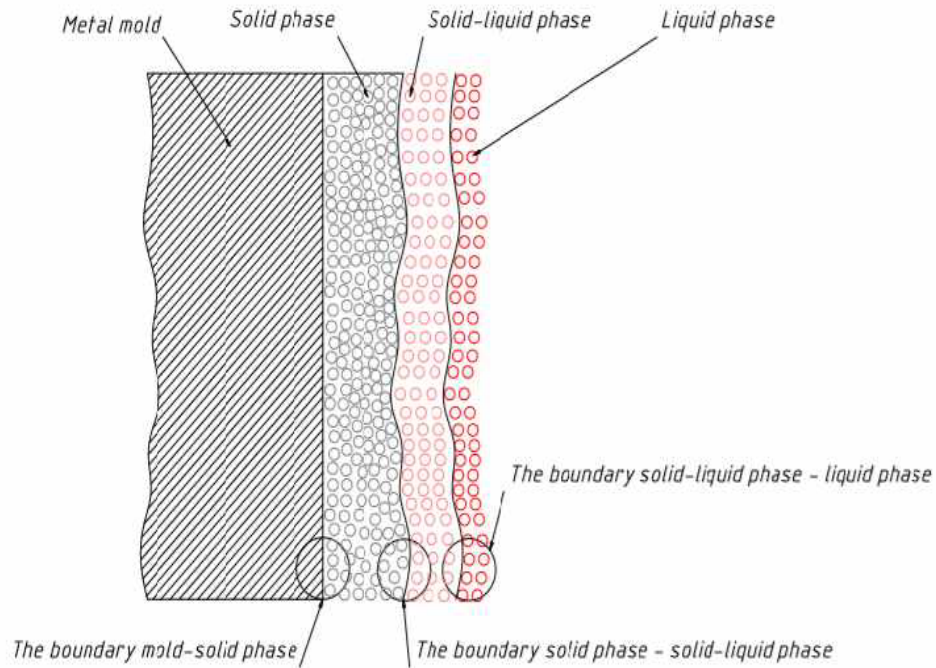


Рис. 1 - Рухома межа розділу між фазами при кристалізації обраного сплаву

Останніми роками SPH все частіше використовується в комерційному програмному забезпеченні для ливарних процесів, де потрібне точне та гнучке моделювання. Вчені і інженери продовжують розширювати можливості цього методу, інтегруючи його з іншими методами, як-от методом кінцевих елементів (FEM), для створення ще більш повних і мультифункціональних систем моделювання. Ця інтеграція дозволяє використовувати FEM для аналізу статичних і навантажених станів твердіючих конструкцій, тоді як SPH використовується для моделювання рухомих рідинних фаз і теплообміну. Завдяки цьому підходу можна ефективніше враховувати вплив процесів заливки і кристалізації на міцність і деформації кінцевого продукту.

Крім того, розширені можливості SPH у візуалізації та аналізі дозволяють інженерам краще зрозуміти вплив різних параметрів процесу (наприклад, швидкості заливки, температури металу, а також геометрії форми) на формування дефектів, таких як пори, напруження і деформації. Це сприяє оптимізації процесів заливки і поліпшенню якості литих виробів [3].

Наукові дослідження і розвиток програмного забезпечення постійно розширюють можливості застосування SPH у ливарній промисловості, роблячи його ще більш універсальним інструментом для вирішення складних інженерних завдань. Ці постійні удосконалення відкривають нові перспективи для виробництва високоякісних литих виробів зі зниженими витратами і підвищеною ефективністю.

Список літератури

1. Tokova O., Savchenko Ye. Inductive Modelling as a Basis of Informational Support of Decisions in Casting Production // Proc. of the XII IEEE International Conference CSIT-2017 & International Workshop on Inductive Modeling, September 05-08, 2017, Lviv, Ukraine. – Lviv: Publisher “Vezha&Co”, 2017. – P. 507-510.
2. Kazama, M., Suwa, T. & Maeda, Y. Modeling and Computation of Casting Process by Particle Method. J. of Materi Eng and Perform 28, 3941–3949 (2019).
3. Danylchenko L. (2021) Comparative analysis of computer systems for casting processes simulation. In: Ternopil National Ivan Puluj Technical University, Proceedings of the International Conference Advanced Applied Energy and Information Technologies, Ternopil, December 15-17, 2021, pp. 105-113.

УДК 621.74

В. Ю. Лисенков

Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», Харків

ВИЗНАЧЕННЯ ДИНАМІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРЕСУВАННЯ ПРИ ВИГОТОВ- ЛЕННІ РАЗОВИХ ПІЩАНИХ ФОРМ

Об'єктом дослідження у роботі є процес нижнього пресування при виготовленні разових піщаних форм.

Існуюча проблема полягає в тому, що в практичних умовах майже неможливо визначити зусилля, що діють в формувальній суміші в процесі нижнього пресування. Це призводить до того, що в реальному процесі при вибраних режимах пресування може бути не забезпечено вимоги щодо щільності суміші в опоці при виготовленні напівформи.

Для рішення цієї проблеми, запропоновано побудувати метод, який не потребує вимірювання зусиль в системі, а дозволяє отримати динамічні характеристики процесу пресування на основі адаптивного підходу до визначення технологічного зусилля.

Висунуто гіпотезу, що оцінити динамічні характеристики процесу ущільнення можна у промисловому процесі, не вимірюючи сили, що діють у системі при нижньому пресуванні. Це можна зробити незалежно від того, який використовується привід – пневматичний або гідравлічний.

Продемонстровано, як кінематичні характеристики процесу можливо визначити на основі використання D-оптимальних планів на відрізку.

Запропонований метод включає 12 пунктів, що передбачають реалізацію експериментально-промислових досліджень безпосередньо на діючому обладнанні на основі використання D-оптимальних планів та подальшу адаптацію процесу знаходження зусилля, що діє на формувальну суміш. Адаптація заснована на попередній оцінці кінематичних характеристик процесу пресування і передбачає розрахунок технологічного зусилля, яке забезпечує досягнення заданого часу координати нижньої площини формувальної суміші, отриманої з рівняння кінетики.

Результати реалізації методу дозволяють виявити різні етапи процесу пресування та розподіл щільності суміші по висоті стовпа формувальної суміші.

Перевагою запропонованого методу є простота оцінювання фактичних показників процесу пресування – зусиль та щільності суміші та їх розподілу по висоті стовпа суміші. Такий підхід дозволяє оцінити величини опорів з боку суміші в динаміці, якщо відомо тиск, що підводиться до пресового поршня. Це може бути цікаво з теоретичної точки зору для виявлення механізму деформації суміші, величини її пружності при різних технологічних режимах пресування і для різних параметрів оснастки. З практичної точки зору це може бути корисним для розрахунку коригувального значення тиску пресування, яке може враховуватися та бути закладеним у систему регулювання процесу нижнього пресування.

Практична реалізація методу може допомогти у налаштуванні системи регулювання процесу нижнього пресування залежно від параметрів оснастки. Тому представлене дослідження буде корисним для машинобудівних підприємств, що мають у своїй структурі ливарні цехи, де виготовляють фасонні виливки у разових піщаних формах.

Список літератури

[1] Lysenkov, V., Demin, D. (2023). Adaptive method of estimating the dynamic characteristics of the bottom pressing process when making disposable casting molds. *Technology Audit and Production Reserves*, 5 (1 (73)), 6–11. doi: <https://doi.org/10.15587/2706-5448.2023.288152>

- [2]. ElMaraghy, W. H., Urbanic, R. J. (2003). Modelling of Manufacturing Systems Complexity. CIRP Annals, 52 (1), 363–366. doi: [https://doi.org/10.1016/s0007-8506\(07\)60602-7](https://doi.org/10.1016/s0007-8506(07)60602-7)
- [3]. Joshi, D., Ravi, B. (2010). Quantifying the Shape Complexity of Cast Parts. Computer-Aided Design and Applications, 7 (5), 685–700. doi: <https://doi.org/10.3722/cadaps.2010.685-700>
- [4]. Budiono, H. D. S., Nurdian, D., Indianto, M. A., Nugroho, H. S. (2022). Development of a process complexity index of low pressure die casting for early product design evaluation. Eastern-European Journal of Enterprise Technologies, 6 (1 (120)), 101–108. doi: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2022.264984>
- [5]. Trung, P. Q. (2023). Simulation and experimental study on the Fenotec casting method of the engine block RV95. EUREKA: Physics and Engineering, 5, 00–00. doi: <https://doi.org/10.21303/2461-4262.2023.002791>

УДК 621.74

В.М. Ломакін¹, В.М. Кропивний¹, Є.Г. Афтанділянц², С.В. Гнилокурєнко³

¹Центральноукраїнський національний технічний університет, Кропивницький

²Національний університет біоресурсів і природокористування України, Київ

³Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ

E-mail: vik284333@gmail.com

МОДЕЛЮВАННЯ ТА ЧИСЕЛЬНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ КІНЕТИКИ ЗАТВЕРДІННЯ ЧАВУННИХ МЕЛЮЧИХ КУЛЬ У КОКІЛІ

Литі мелючі тіла з вибіленого чавуну користуються постійним попитом у різних переробних галузях, зокрема при подрібненні і розмелюванні гірських порід у важких умовах абразивного і ударно-абразивного зносу. Виготовлення мелючих куль зазвичай реалізується литтям в кокіль. Така металопродукція в порівнянні зі сталевими виробами має більш рівномірну об'ємну твердість і достатньо високу зносостійкість. Мікроструктура чавуну таких виробів має складатися з міцної металевої матриці з більш-менш рівномірно розподіленими карбідами, завдяки чому забезпечується опір зносу

при експлуатації. Для гарантованого отримання карбідів в мікроструктурі в основному використовуються такі легуючі добавки, як марганець і хром. Але при литті чавунних мелючих куль $\varnothing 30 \dots 40$ мм доцільно економити дорогі добавки і отримувати необхідну структуру за рахунок тепло-кінетичного фактору при затвердінні в кокілі.

Тому актуальними є дослідження впливу кінетики затвердіння мелючого тіла в кокілі на структуроутворення в чавуні з метою виявлення співвідношення між ключовими факторами, зокрема, швидкістю затвердіння виливка, товщиною стінки кокіля, його матеріалом та іншими для забезпечення достатньої величини вибіленого поверхневого шару в литому виробі.

У роботі використовувався метод скінченних різниць для чисельного дослідження на ЕОМ процесу затвердіння чавунного мелючого тіла сферичної форми $\varnothing 30$ і $\varnothing 40$ мм в сферичній тепловій моделі кокілю. Сформульована математична постановка задачі, що містить рівняння теплопровідності в сферичній системі координат, початкові і граничні умови. При розробці алгоритму розрахунку використано неявну скінченно-різницеvu схему.

Головною особливістю даної роботи була спроба врахувати вплив газового зазору, що виникає внаслідок розширення стінки кокілю при термічному “ударі” безпосередньо після заливки розплаву, так і від усадки матеріалу виливка кулі на кінетику затвердіння і структуру такого виробу.

В даному випадку джерело теплоти, розплав, зосереджено в центральній частині сферичної моделі кокілю. Теплота передається тільки вздовж радіус-вектора (одновимірною задачею), а отже кокіль нагрівається (отримує теплоту) виключно в одному напрямку. Саме в цьому ж напрямку і розширюється стінка кокілю.

Сформульована задача була вирішена із залученням ЕОМ. Алгоритм програми включає пряму і зворотну рекурентну прогонку при розрахунку температурного поля тіл на сукупності точок сітки (рис. 1). Специфічні особливості даної задачі враховувалися саме на етапі розробки алгоритму розрахунків.

В якості основного варіанта моделювання було прийнято виливок кулі $\varnothing 40$ мм, що твердне в чавунному кокілі з товщиною стінки 40 мм. Інші варіанти моделювання: затвердіння кулі $\varnothing 40$ мм в чавунному кокілі з товщиною стінки 70 мм; затвердіння кулі $\varnothing 30$ мм в сталевому кокілі з товщиною стінки 30 мм були прийняті як порівняльні з основним.

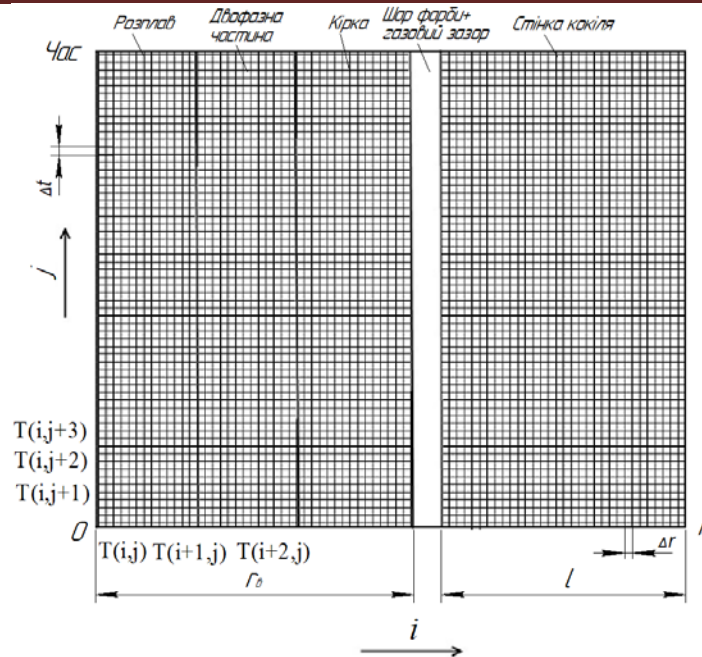


Рис. 1. Схема просторово-часової сітки

(i - лічильник вузлів сітки вздовж осі r ; j - лічильник вузлів сітки вздовж осі часу)

Для всіх варіантів моделювання прийнято: температура заливки розплаву чавуну – 1420 °С; початкова температура кокілю – 200 °С; температура навколишнього повітря – 20 °С; вогнетривка фарба на основі графіту наноситься на робочу поверхню кокілю шаром в 1 мм.

Одержані результати дозволили встановити наступне: 1) бажане формування поверхневого вибіленого шару або наскрізної структури білого чавуну обумовлено невеликим розміром виливка (діаметром), хімічним складом чавуну (з низьким вуглецевим еквівалентом) і відносно високим коефіцієнтом теплопровідності матеріалу кокілю; 2) кокільні вогнетривки фарби на основі графіту, що використовуються як технологічна необхідність, не впливають значною мірою на структуроутворення у виливках куль невеликих розмірів; 3) гальмування теплопередачі газовим прошарком в зазорі між виливком і стінкою кокілю виявилось менш значимим фактором, ніж розмір виливка.

Загалом, поставлена теплова задача розв'язана з умовними припущеннями, а уточнення і подальші практичні дослідження будуть проведені на наступному етапі роботи.

В. В. Мазур

Інститут чорної металургії імені З.І. Некрасова НАН України

mazur0709@gmail.com

НАПРЯМИ РОЗВИТКУ ТЕОРІЇ І ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА ТЕПЛОІЗОЛЯЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ МЕТАЛУРГІЇ

Актуальною задачею в металургії, машинобудуванні, хімічній промисловості, інших галузях є суттєве розширення використання ефективних теплоізоляційних матеріалів для енергозбереження. Перспективним матеріалом в цій темі є мулітокремнеземисте волокно у вигляді вати, плит, фетру, картону тощо. Зазначені вироби із мулітокремнеземистого волокна спроможні довгостроково витримувати температуру до 1400 °С. При включенні відходів виробництва цирконію до складу шихти для виплавлення мулітокремнеземистого матеріалу його температуростійкість підвищується до ~ 1600 °С. Технологію виготовлення теплоізоляційних виробів із мулітокремнеземистого волокна відповідної якості відпрацьовано у промислових масштабах на заводі «Синельниківська теплоізоляція» (м. Синельникове Дніпропетровської області). В наших публікаціях [1–2 та ін.] розглянуто ефективність використання мулітокремнеземистої теплоізоляції у різних сферах промисловості. Показано, що теплопровідність виробів із мулітокремнеземистого волокна у 5–6 разів нижча, ніж теплопровідність вогнетривкої цегли. Застосування волокнистих матеріалів для футеровки теплових агрегатів металургійного виробництва, зокрема в термічних печах періодичної дії, дозволяє на ~ 30 % зменшити витрати тепла і, відповідно, витрати електроенергії. Завод «Синельниківська теплоізоляція» разом з Інститутом чорної металургії імені З.І. Некрасова НАН України працює над удосконаленням технології виробництва мулітокремнеземистої теплоізоляції і запрошує до співпраці споживачів зазначеної продукції.

Список літератури

1. Мазур В.В. Розвиток технології виробництва теплоізоляційних матеріалів для використання в металургії та машинобудуванні. Метал та лиття України. 2023. Т. 31. № 4 (335). С. 21–25.
2. Мазур В.Л., Рябов А.И., Мазур В.В. Проблемы теплосбережения и теплоизоляции в металлургии и пути их решения. Металлургическая и горнорудная промышленность. 2007. № 1. С. 68–71.

УДК 621

О.В. Масалітіна, М.І. Шклярчук

Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут»
Україна, м. Харків

АВТОМАТИЗАЦІЯ ТА РОБОТИЗАЦІЯ В ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ: ШЛЯХ ДО ЕФЕКТИВНОСТІ ТА ПОДОЛАННЯ ТРУДНОЩІВ

Ливарне виробництво, як і багато інших галузей промисловості, стикається з викликом збільшення виробничої ефективності та скорочення витрат. В останні десятиліття промисловість ставить на перше місце автоматизацію та роботизацію як ключові стратегії задля досягнення цих цілей. Давайте розглянемо переваги та виклики, з якими стикаються підприємства ливарної промисловості у цьому процесі.

Переваги автоматизації та роботизації у ливарному виробництві:

1. Підвищення продуктивності: автоматизація та роботизація дозволяють значно збільшити виробничу потужність підприємства за рахунок безперервної роботи та високої точності виконання операцій.
2. Скорочення часу циклу: автоматизація дозволяє скоротити час виконання процесів лиття та обробки, що прискорює виробничі цикли та дозволяє оперативно реагувати на зміни у попиті.
3. Поліпшення якості: роботизація та автоматизація можуть значно знизити кількість помилок та дефектів, пов'язаних з людським фактором, що призводить до підвищення якості продукції.
4. Безпека праці: заміна важких та небезпечних операцій роботами зменшує ризик травматизму співробітників та підвищує безпеку на виробництві.
5. Економія ресурсів: автоматизація дозволяє оптимізувати використання матеріалів та енергії, що сприяє зниженню витрат та підвищенню економічної ефективності підприємства.

Виклики автоматизації та роботизації у ливарному виробництві:

1. Високі витрати на впровадження: перехід до автоматизованих систем потребує значних інвестицій у закупівлю та встановлення обладнання, а також навчання персоналу.

2. Необхідність перепідготовки персоналу: впровадження нових технологій вимагає від співробітників засвоєння нових навичок та знань, що може вимагати додаткових тимчасових та фінансових ресурсів.

3. Складність інтеграції існуючих систем: на багатьох підприємствах вже є застарілі системи та обладнання, які можуть ускладнювати інтеграцію нових автоматизованих рішень.

4. Потенційна загроза робочих місць: автоматизація та роботизація можуть призвести до скорочення чисельності персоналу, що може спричинити соціальні та економічні проблеми в регіоні.

5. Непередбачені технічні проблеми: технічні збої та проблеми з обладнанням можуть призвести до простоїв на виробництві та значних фінансових втрат.

Автоматизація та роботизація є невід'ємною частиною сучасного ливарного виробництва. Незважаючи на виклики та труднощі, з якими стикаються підприємства при їх впровадженні, переваги цих технологій явно перевершують їхні недоліки. Тільки завдяки постійному розвитку та інноваціям у цій галузі підприємства зможуть залишатися конкурентоспроможними та ефективними в умовах сучасного ринку.

Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут», Україна, м. Харків

ШЛЯХИ ОТРИМАННЯ ФЕРОСПЛАВІВ ІЗ ВІДХОДІВ МАШИНОБУДІВНИХ ПІДПРИЄМСТВ

На підприємствах машинобудівного профілю застосовується велика кількість різноманітних виробничих процесів, які дозволяють отримувати широкий асортимент товарів народного споживання. Поряд із отриманням готової продукції на виробництві утворюється і певна кількість різних промислових відходів. Останнім часом підприємства машинобудівного комплексу України розвивалися без належного врахування екологічних наслідків на навколишнє природне середовище. Застарілі технологічні процеси, зношеність основного обладнання, відсутність або недосконалість процесів утилізації призводили до утворення відходів. Як правило, промислові комплекси розташовуються у великих містах, що тягне за собою вирішення цілого ряду проблем, таких як забезпечення населення питною водою, поховання та переробка побутових та промислових відходів, вирішення інших екологічних проблем.

Електроерозійний метод обробки деталей, виготовлених з легованих сталей і сплавів кольорових металів, використовується на підприємствах машинобудівного комплексу та призводить до накопичення відходів на територіях підприємств. До складу відходів входять сполуки нікелю, вольфраму, молібдену, кобальту, хрому, титану та ін. [1, 2].

Основні складові відходів є токсичними, що підтверджується значеннями їх гранично допустимих концентрацій (ГДК). Наприклад, ГДК нікелю та його оксиду у ґрунті становить 4 мг/кг, що є показником високошкідливої дії речовини. Вплив на живі організми сполук, що входять у відходи, призводить до негативних наслідків. З'єднання металів, що потрапляють в родючі землі, порушують взаємозв'язок у трофічних ланцюгах і, таким чином, викликають небажані зміни в них.

У той же час відходи електроерозійної обробки деталей із кольорових сплавів є цінною вторинною сировиною, яку можна використовувати як комплексну добавку для легування чавунів та сталей [2, 3]. В Україні практично немає сировинної бази багатьох

кольорових металів, а метали, що входять до складу відходів, такі як нікель, хром, молібден, вольфрам, титан є основними легуючими елементами в сталях і чавунах [3].

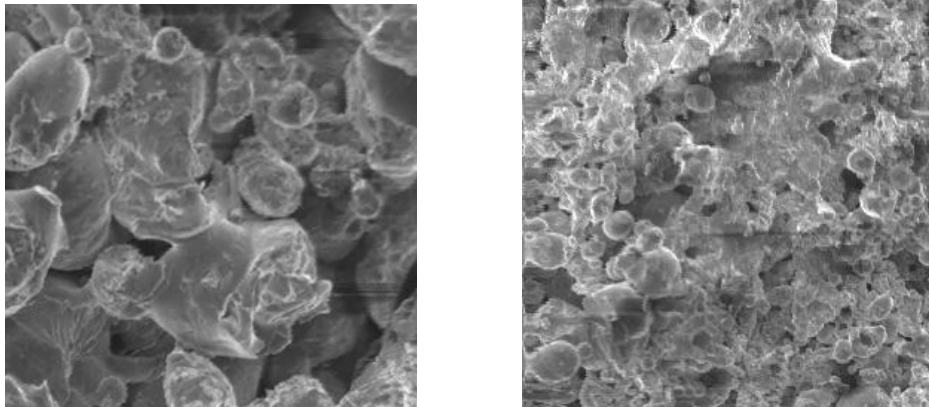


Рисунок 1 – Мікроскопічний аналіз відходів

Для більш досконалого використання відходів при легуванні сталей та чавунів виникає потреба у більш ретельному їх дослідженні. При електронно-мікроскопічних дослідженнях було встановлено, що у відходах електроерозійної обробки містяться частинки, які мають кулясту або близьку до неї форму (рис. 1). Спостерігається чітко виражена межа переходу від однієї ділянки до іншої. Зустрічаються частинки досить великих розмірів 0,1–1 мм, переважають частинки близько 10^{-3} мм і є також дуже дрібні частинки 10^{-5} мм, які утворюють пухку пористу масу. Переважна більшість гладких оплавлених форм свідчить про визначальну роль теплових факторів у процесі електроерозійної обробки. Так, великі та середніх розмірів частинки утворені з рідкого стану, а дрібні частинки найімовірніше сформовані з пароподібного стану та в основному складаються з оксидів металів.

Одержання із даних відходів комплексних легуючих добавок є дуже актуальним завданням, тому що це дозволить здійснити повернення цінних елементів у виробництво та знизити екологічне навантаження на навколишнє середовище.

Список використаних джерел

1. Демин Д. А. Оптимизация процесса восстановления продуктов эрозии, полученных после электроэрозионной обработки никелевых сплавов / Д. А. Демин, В. В. Горбенко, И. А. Винник // Процессы литья. – 2001. – № 3. – С. 24-27.
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. Мезенцев С.М. Особливості легування чавунів та сталей відходами машинобудівних підприємств / С. М. Мезенцев, О.І. Пономаренко, Н.С. Євтушенко, І.О. Мезенцева // Литво. Металургія. 2023 [Електронний ресурс] : матеріали 19-ї, 12-ї Міжнар. наук.-практ. конф., 10-12 жовтня 2023 р. / Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. ін-т" [та ін.] ; заг. ред. О. І. Пономаренко. – Електрон. текст. дані. – Харків ; Київ, 2023. – С. 135-137.

УДК 331.45

І. О. Мезенцева, Н. С. Євтушенко, О.Г. Мартиненко

Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут», Україна, м. Харків

ТЕНДЕНЦІЇ ПРОФЕСІЙНИХ ЗАХВОРЮВАНЬ У ПРАЦІВНИКІВ ЛИВАРНИХ ЦЕХІВ

Ливарне виробництво характеризується наявністю на робочих місцях такими основними шкідливими та небезпечними виробничими факторами, як підвищена запиленість та загазованість повітря; підвищена температура поверхні обладнання та матеріалів; підвищені рівні шуму та вібрацій; підвищений рівень електромагнітних випромінювань; підвищене значення напруги в електричних мережах; рухомі машини та механізми; рухомі частини виробничого обладнання – транспортних і вантажопідйомних механізмів, машин для приготування формувальних і стрижневих сумішей, пристроїв для вибивання виливків; фізичні перенавантаження. Усі ці фактори можуть призвести до випадків виробничого травматизму. Особливо необхідно звернути увагу на кількість професійних захворювань, які виникають у робітників ливарного виробництва [1, 2]. Перелік найбільш поширених професійних захворювань у працівників ливарних цехів наведений на рисунку 1.

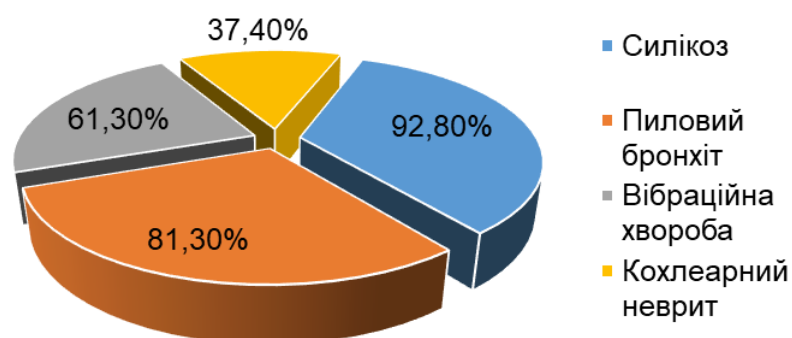


Рисунок 1 – Відсоток найбільш поширених професійних захворювань у працівників ливарних цехів

Зважаючи на специфіку ливарних робіт у виробничих приміщеннях знаходяться працівники таких професій, як формувальник, стрижневик, плавильник-заливальник, обрубувач, чистильник, приготувальник сумішей, терміст, кранівник та інші. Професійні захворювання серед працівників вказаних професій розподілились наступним чином: на кохлеарний неврит слухового органу у ливарних цехах припадають професії обрубників, формувальників, плавильників-заливників та чистильників лиття. На віброхворобу хворіють обрубники та чистильники. Найбільша кількість випадків захворюваності силікозом припадає на професії обрубувача, чистильника лиття, плавильника-заливника, стрижневіка. В розподілі захворюваності на пиловий бронхіт визначені ті ж професії і додаються ще формувальники та ремонтники.

Значна кількість захворювань вібраційної патології пояснюється тим, що працюючі (особливо обрубувачі та чистильники лиття) піддаються впливу локальної вібрації при використанні ручного інструменту та зачистці виливків на наждачних верстатах, великих фізичних навантаж, виконують роботи у вимушених напружених позах, піддаються значним тепловим навантаженням та охолоджувальному мікроклімату, що сприяє розвитку вібраційної хвороби.

Якщо провести аналіз щодо професії у ливарних цехах, яка має найбільшу кількість професійних захворювань можна відразу виділити професію обрубника. Обрубувач фігурує у даних по всіх наведених вище професійних захворюваннях. Працівники інших професій ливарного виробництва також потерпають від значної кількості професійних захворювань, що вимагає від роботодавців звернути увагу на умови праці, в яких перебувають робітники.

Найбільша кількість професійних захворювань виникає через такі обставини, як недосконалість технологічного процесу, невикористання засобів індивідуального захисту та недосконалість механізмів та робочого інструменту [3].

Зниження кількості професійних захворювань у ливарному виробництві неможливо без комплексного підходу до вирішення зазначених обставин та належного контролю виконання інструкцій з охорони праці при проведенні робіт.

Список використаних джерел

1. 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.
2. Формування та профілактика професійних захворювань обрубувачів ливарних цехів / Н. С. Євтушенко [та ін.] // Литво. Металургія. 2023 : матеріали 19-ї, 12-ї Міжнар. наук.-практ. конф., 10-12 жовтня 2023 р. / Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. ін-т" [та ін.] ; заг. ред. О. І. Пономаренко. – Електрон. текст. дані. – Харків ; Київ, 2023. – С. 92-95.
3. Особливості гострих професійних захворювань серед працівників небезпечних виробництв за останні роки / І. О. Мезенцева [та ін.] // Метрологічні аспекти прийняття рішень в умовах роботи на техногенно небезпечних об'єктах : матеріали Всеукр. наук.-практ. Інтернет-конф., 2 листопада 2023 р. – Електрон. текст. дані. – Харків, 2023. – С. 149-153.

А.В. Мельников

ТОВ "МКАСТ", м. Харків

andriimelnykov99@gmail.com

ДОСВІД ОТРИМАННЯ ВИЛИВКА ЗА АДДИТИВНОЮ БЕЗМОДЕЛЬНОЮ ТЕХНОЛОГІЄЮ ТОВ «МКАСТ»

В наш час адитивні технології 3-d друку набули досить широкого поширення і повсюдно застосовуються в технологічному процесі отримання виливків із кольорових та чорних металів у багатьох ливарних цехах та ділянках підприємств України. Але використання їх переваг здебільшого належить до участі у створенні модельного оснащення, будучи по суті допоміжним інструментом у роботі модельників.

Один із видів адитивних технологій, а саме технологія безмодельного лиття (PCM – patternless casting manufacturing) шляхом отримання виливка безпосередньо з її CAD-моделі, минаючи виготовлення модельного оснащення, поки що не отримала належного розвитку на українському ливарному ринку. Можливо, це пов'язано з відсутністю спеціалізованого обладнання з 3-d друку піщаних ливарних форм в Україні і, як наслідок, замовлення таких форм за кордоном можна пов'язати з невиправданими фінансовими та особливо тимчасовими витратами, що нівелюють основні переваги технології.

ТОВ «МКАСТ» було розроблено та виготовлено таке обладнання, і досвід його практичного застосування вже показав його перспективність. Це можна продемонструвати на прикладі виготовлення ливарної форми для отримання алюмінієвого виливка 9-ти місцевого стрижневого ящика для поршнів тепловозного двигуна розміром 1200x1000x600 мм та приблизною вагою виливка 300 кг. Конструкція самого виливка мала складну конфігурацію, причому він був потрібен в єдиному екземплярі, відповідно виготовлення традиційного модельного оснащення зайняло б тривалий час і не мало б економічного сенсу.

Спочатку була конструктивно розроблена 3-d модель виливка з припусками для подальшої обробки та варіанти його літникової системи. Потім, у програмному комплексі SolidWorks конструктором-технологом було створено 3-d збірку ливарної форми та на базі програми Flow cast були відпрацьовані варіанти її виливки з різними версіями літникової системи. За результатами моделювання було обрано оптимальну ливарну технологію.

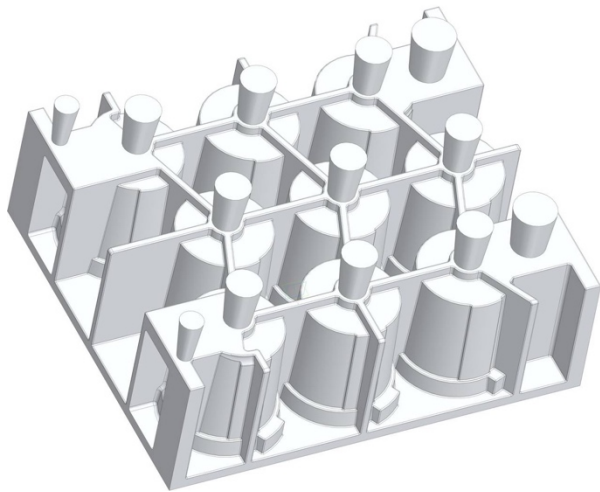


Рис.1. 3-d модель виливка

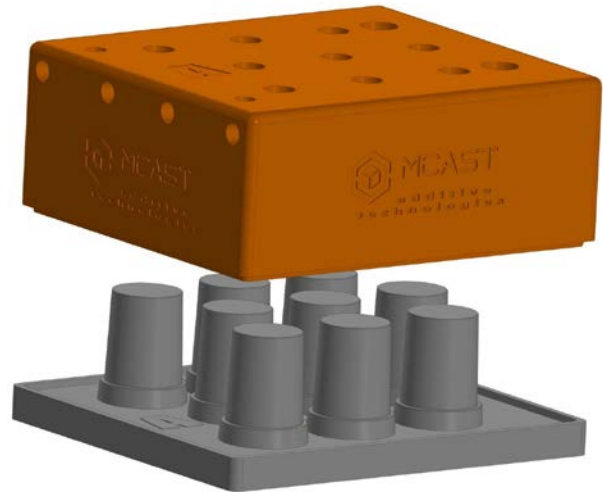


Рис.2. 3-d моделі ливарних напівформ

Розроблена форма мала загальну вагу близько 900 кг і її конструкція складалася з нижньої та верхньої напівформ. З метою мінімізації часу їх друку та запобігання можливому спотворенню лінійних розмірів, було прийнято рішення друкувати її практично в зібраному вигляді з подальшим розкриттям її по лінії роз'єму напівформ, очищенням від зайвого незв'язаного піску та подальшим складанням. Для реалізації такого технологічного рішення в 3-d збірці форми по лінії роз'єму напів-форм були запроєктовані замок (для точності складання) і зазор у 5 мм (для безболісного розділення напів-форм), але саме розділення напів-форм після друку, їх очищення та подальше складання через велику вагу і габаритів зажадали застосування допоміжного вантажо-підйомного обладнання. Конструкторським відділом ТОВ «МКАСТ» було розроблено маніпулятор для роботи з піщаними ливарними формами розмірами до 1400 мм і на виробничій ділянці він був виготовлений.

Розроблену CAD-модель форми було завантажено у програмне забезпечення 3-d принтера моделі F-1200 та пошарово слайсовано. Дана модель принтера має можливість друку ливарних форм розмірами до 1200x1200x1000 мм з роздільною здатністю друку в 0,3 -1 мм і використовує технологію Binder Jetting (пошаровий друк фурановим зв'язуючим по кварцовому піску, змішаному з кислотним каталізатором), яка набула широкого поширення в усьому світі і, з погляду ливарних технологій, є аналогом технології ХТС по фуран-процесу. Час друку форми склав близько 100 годин. Після друку в робочому ящику принтера форма була очищена від незв'язаного піску за допомогою вакуумної установки, вилучена з робочого ящику та успішно розділена за допомогою маніпулятора на дві напівформи. Після цього були проведені: остаточне очи-

щення та продування їх стисненим повітрям, проклеювання поверхонь роз'єму, складання напів-форм у готову до заливки ливарну форму та її упаковка для транспортування до замовника.

Виливка форми була здійснена в ливарному цеху замовника зі сплаву АК12оч за ДСТУ 2839-94. Отриманий виливок не мав поверхневих ливарних дефектів і відповідав усім технічним вимогам до виливків такого типу.

Вважаємо, що використання даної безмодельної адитивної технології має велику перспективу для її застосування в ливарній індустрії України.

УДК 669.017:621.74

А. В. Нарівський, О. М. Смірнов, Ю. П. Скоробагатько,

М. С. Горюк, А. Ю. Семенко, С. В. Семірягін, А. О. Горшков

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, м. Київ

E-mail: jskorobagatko@gmail.com

ЗАСТОСУВАННЯ ЕЛЕКТРОМАГНІТНОЇ ДІЇ ТА ПЛАЗМОВОЇ КОМПОНЕНТИ ПРИ ОТРИМАНІ ЗАЕВТЕКТИЧНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

Вченими, що вивчають рідкий стан металевих систем, доведено, що у процесі приготування сплавів, наприклад, на основі алюмінію, у розплаві утворюються мікро-неоднорідності, зумовлені спадковістю шихтових матеріалів. У процесі кристалізації сплавів вони призводять до суттєвого погіршення їхньої структури та зниження рівня властивостей, тому необхідно забезпечити руйнування таких утворень.

Оскільки традиційні способи вирішення даної проблеми вичерпані, то використовують такі, які ґрунтуються на використанні різних методів зовнішнього впливу на рідкий метал. До найперспективніших відносяться ті, в яких застосовуються фізичні способи обробки металевих розплавів. Систему, що забезпечує фізичну дію на рідкий метал намагаються сконструювати так, щоб мінімізувати втрати енергії в електротехнологічній установці, збільшити коефіцієнт корисної дії (ККД) передачі енергії в розплав, а також зменшити втрати енергії в самому розплаві. Конструкція конкретних пристроїв і перерозподіл енергії в них можуть сильно відрізнятися через велику різноманітність вжитих для обробки видів енергії. Найперспективніший напрямок - поєднання

теплосилових чинників і проведення обробки в одному агрегаті. Це дає змогу спростити процес приготування сплаву і, за рахунок комплексності дії, зменшити абсолютну величину діючих чинників.

Для вирішення зазначеної проблеми було розроблено метод комплексної обробки алюмінієвих розплавів. Концепція такої обробки базується на поєднанні гомогенізуючого впливу на рідкометалеву систему електромагнітного та високоенергетичного плазмового впливу. Воно концентрується в локальній зоні алюмінієвого розплаву, що знаходиться всередині макрооб'єму рідкого металу. При цьому рідкий алюмінієвий сплав, що перебуває у ванні спеціалізованої магнітодинамічної установки (МДУ), нагрівається індукційними струмами і термостатується при заданій температурі (до 800 °C), яка суттєво нижча за температуру переходу розплаву з метастабільного мікронеоднорідного стану до мікрооднорідного рівноважного стану. Після цього в рідкометалевій системі формуються дві області термосилових впливів: 1) за допомогою занурювального плазмотрону – усередині об'єму рідкого металу; 2) за допомогою схрещених електромагнітних полів у зоні безпосереднього МГД на розплав.

Особливість першої зони полягає в тому, що на виході із сопла заглибленого в рідкометалеву ванну плазмотрону температура розплаву може досягати 3000-5000 °C і значно перевищує середньомасову за обсягом, завдяки чому створюється значний градієнт температур. У цій зоні відбувається випаровування компонентів сплаву, а потім, у міру віддалення від зони дії плазмового струменя, – конденсація компонентів, тобто має місце специфічний вид термочасової обробки, поєднаний із чергуванням випарних та конденсаційних процесів. При цьому відбувається термічне руйнування мікрогруповань кластерів з негативною будовою спадкового типу.

Для того, щоб весь обсяг рідкого алюмінієвого сплаву у ванні МДУ піддавався безпосередньому впливу плазми, використовується багаторазове переміщення розплаву під дією електромагнітних сил, генерованих у другій вищезгаданій зоні обробки за запропонованою схемою (рис. 1).

Особливістю МДУ є те, що рідкий метал у її робочій зоні піддається електромагнітним впливам: - змінний електричний струм щільністю до $20 \cdot 10^6$ А/м²; - змінне магнітне поле індукцією до 0,3 Тл (створюється певній ділянці каналу – у робочій зоні (р. з.) МДУ). Внаслідок взаємодії струму та поля генерується об'ємна електромагнітна сила (до $60 \cdot 10^5$ Н/м³), що забезпечує рух металевого розплаву, а також внаслідок МГД-ефектів виникають вихори, які мають швидкість ~1,7-2,5м/с. Завдяки багаторазовому проходженню розплаву через р. з., зазначені фактори суттєво впливають на процеси термосилової обробки в рідкому металі. В результаті комплексного МГД-плазмового

впливу на рідкий метал відбувається диспергування областей мікронеоднорідностей, що знаходяться в ньому, і гомогенізується склад сплаву, покращується його структура і підвищуються властивості.

Таким чином, при відносно низькому ступені перегріву всього об'єму рідкого металу в МДУ, цей алюмінієвий розплав багаторазово переміщується через розташовану всередині його об'єму локальну зону плазмового нагріву (до 5000 °С) і одночасно піддається силовим МГД та гідродинамічних впливів, що зумовлює диспергування мікрообластей, усуває негативну металургійну спадковість та підвищує однорідність розплаву. В результаті досягається поліпшення структури та підвищення властивостей твердих сплавів та литих виробів з них.

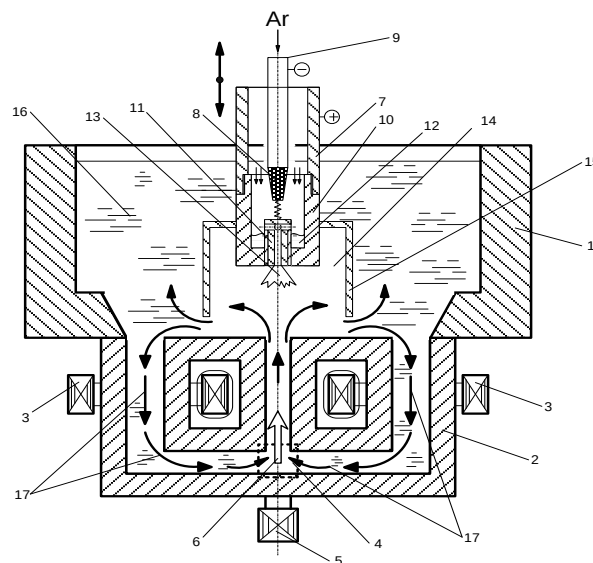


Рис. 1 - Спосіб одержання литих композиційних матеріалів на металевій основі:

- 1 – тигель; 2 – Ш-подібний канал; 3 – індуктори; 4 – робоча зона; 5 – електромагніт;
- 6 – результуюча електромагнітна сила; 7 – плазмотрон; 8 – корпус плазмотрона;
- 9 – катод; 10 – анод; 11 – змінна вставка з осьовим соплом; 12 – додатковий компонент; 13 – факел плазми, що містить пару додаткового компонента; 14 – порожнина куполу, заповнена плазмопарогазовою сумішшю матричного та додаткового компонентів (локальна реакційна високотемпературна зона); 15 – куполоподібний насадок;
- 16 – матричний розплав; 17 – напрямок руху матричного розплаву, зумовлений дією електромагнітної сили, при витісненні синтезованої пароподібної фази з локальної реакційної зони.

З урахуванням реалізації потенційних можливостей запропонованої обробки, а також економічного ефекту від впровадження, для дослідження були обрані промислові заевтектичні сплави системи Al-Si, які викликають великий інтерес у розробників та потенційних споживачів. Особливістю властивостей таких силумінів, що визначаються ковалентними атомними зв'язками кремнію є висока твердість, термодинамічна стійкість, висока температура плавлення, низька пластичність. До недоліків таких сплавів можна віднести високу дефектність великих надлишкових кристалів силуміну, що виникають в процесі росту і низьку втомлену міцність, а також виродження евтектичної структури, порушення оптимальної міжфазної взаємодії, недотримання оптимального співвідношення міцності та пластичних характеристик матриці й зміцнювача. У заевтектичних силумінах наявність інтервалу кристалізації погіршує ливарні властивості, що призводить до виникнення усадкової раковини.

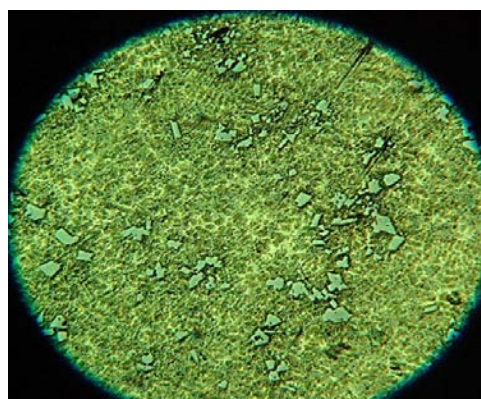
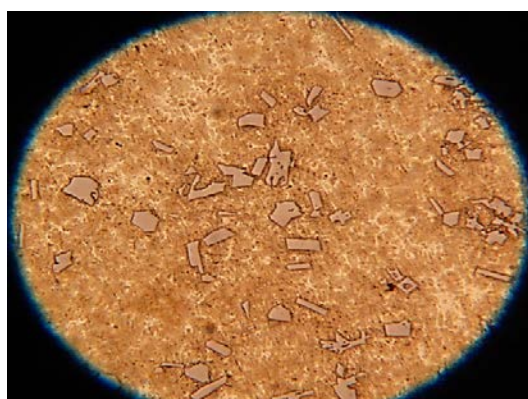
В даній роботі в якості експериментального був використаний заевтектичний алюмінієвий сплав марки А390 (табл. 1).

Таблиця 1. Хімічний склад заевтектичного алюмінієвого сплаву А390 (% мас. часток)

Сплав	Al	Si	Cu	Mg	Ti	Fe
А390	основа	16,5	3,77	0,46	0,7	0,316

Після розплаву в індукційній печі, рідкий алюмінієвий сплав було піддано інтенсивному перемішуванню з підігрівом в МГД-установці та протягом 10 хв піддано впливу аргонної плазми, ініційованої електричною дугою, яка подавалася на дзеркало металу. Відбір проб здійснювали шляхом заливання алюмінієвого розплаву в кокіль (температура кокілю – 230 °С).

У всіх досліджених сплавах А390, підданих МГД обробці з різними параметрами, лита структура відрізняється від структури сплаву, виготовленого за стандартною технологією, що, вочевидь, є наслідком зміни вихідного стану розплаву перед виливом в ливарну форму.



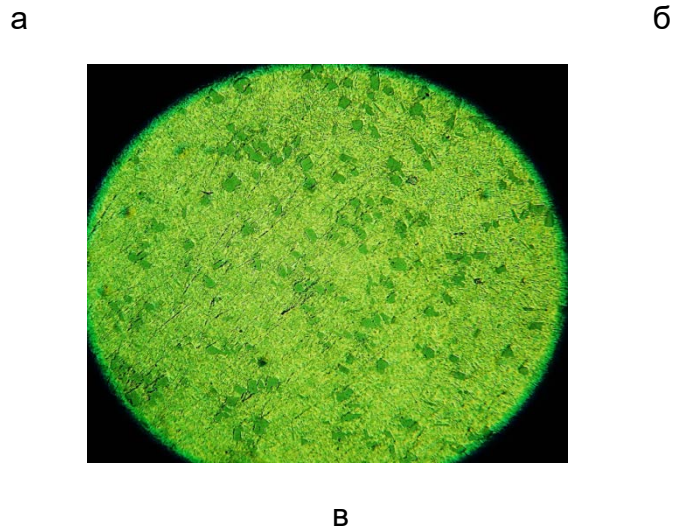


Рис. 2 - Структура заевтектичного алюмінієвого сплаву А390: а - вихідного литого сплаву, б - литого сплаву після обробки в МДУ, в - сплаву в кінці плазмової обробки.

Вплив МГД обробки на рідкий стан сплаву проявляється в суттєвій диспергації надлишкових кристалів кремнію, розміри яких становить одиниці мікрон та менше (рис. 2).

Усі оброблені за такою технологією сплави характеризуються більш рівномірним розподілом надлишкових кристалів кремнію в алюмінієвій матриці сплаву порівняно з необробленим станом. У результаті проведеної комплексної МГД-плазмової обробки створюються умови для зміни зароджуючої та ведучої фаз евтектичної кристалізації, тобто лідируюча роль в цих процесах може належати або кремнію, або алюмінію, відповідно до цього змінюється механізм евтектичної кристалізації та структура евтектик. Зміна лідируючої фази, в залежності від режимів МГД обробки, визначає колоніальну структуру евтектичних зерен, коли кооперативну кристалізацію веде кремній, або дендритоподібну, коли кооперативну кристалізацію веде алюміній.

В таблиці 2 представлено механічні властивості заевтектичного силуміну після обробки різними способами. Так, обробка розплаву електромагнітним полем дозволяє збільшити міцність та текучість сплаву (відповідно на 4% та 10%).

Проведені дослідження металографічної структури сплаву А390, обробленого за різними режимами, дозволяють зробити наступні висновки:

- При певних режимах МГД обробки в об'ємі сплаву відбувається інтенсивне газовиділення, що призводить до утворення внутрішніх порожнеч, навколо яких концентруються тонкодисперсні надлишкові кристали кремнію;

Таблиця 2. Механічні властивості завтектичного алюмінієвого сплаву А390

Режим обробки	σ_B , МПа	σ_T , МПа	$\square$, %	Вимоги по міжнародним стандартам (після Т6)		
				σ_B , МПа	σ_T , МПа	$\square$, %
Після плавлення в печі	322	280	0,78			
опору				310	310	<1
МГД-обробка в МДУ	336	320	1,12			
Комплексна МГД-плазмова обробка	347	312	1,49			

- Проведені режими комплексної МГД-плазмової обробки сплаву А390 можуть призводити до зміни механізму кристалізації евтектичної складової з відповідною зміною її структури, суттєво диспергувати надлишкові кристали кремнію (до нанорозмірів) та більш рівномірно розподіляти їх в об'ємі сплаву, викликати комірковий розпад твердого розчину на основі алюмінію що дозволяє покращувати механічні та інші структурозалежні властивості сплаву А390.

А. М. Недужий, В. С. Дорошенко, А. Г. Пригунова

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

onmlptima@ukr.net

ТЕНДЕНЦІЇ ВИКОРИСТАННЯ АЛЮМІНІЮ В СУЧАСНИХ ЕЛЕКТРОМОБІЛЯХ

В останні роки на дорогах світу та України можна спостерігати значне збільшення темпів приросту кількості електромобілів та гібридів (автомобілі, які працюють від акумуляторних батарей та на двигунах внутрішнього загорання). Це є гарним вкладом до зменшення кількості продуктів згорання бензину, дизелю та природного газу в навколишньому середовищі. На сьогодні майже всі виробники автомобілів випускають сучасні моделі електромобілів. Найбільшими виробниками на ринку електромобілів в світі є компанії: Tesla; Xiaomi; Volkswagen; Daimler; Volvo; Renault; Honda; Nissan та ін.

Автоперевізники в Європі вже з 2021 року можуть замовити повністю електричні версії важких вантажних машин компанії Volvo. Компанія випускає великий вибір вантажівок з електроприводами. Відзначено, що масовий перехід Volvo до електричних приводів знаменує собою важливий крок вперед на шляху до транспорту, який вільний від викопного палива. На сьогоднішній день компанія Volvo проводить випробування електричних важких вантажівок Volvo FH, Volvo FM та Volvo FMX, які будуть застосовуватися для регіональних перевезень і міського будівництва в Європі. Вказується, що ці вантажні машини будуть мати загальну комбіновану масу до 44 тон, а відстань, яку вони долають, в залежності від конфігурації батареї, може досягати 300 км [1]. З 2021 року компанія Volvo пропонує для продажу повний вибір електромобілів на акумуляторах в Європі для перевезень, утилізації відходів, регіонального транспорту та міського будівництва. При цьому зазначено, що вантажівки Volvo почали виробництво «Вольво ФЛ» та «Вольво Фе-електро» в 2019 році. Відзначається, що це електричні вантажівки, які призначені для міста та переробки сміття, в першу чергу в Європі. Повідомляється, зокрема, що мета фірми Volvo полягає в тому, щоб до 2040 року вся її продукція була вільною від викопного палива [1]. Зазначено, що японська фірма Nides зосередила свої ресурси на розширенні виробництва двигунів з електроприводами в Китаї. Відзначається, що доставлення електромобілів є важливою частиною стратегії зростання вказаної компанії, яка стала відомим виробником прецизійних двигунів. Європейська асоціація автовиробників повідомляє, що продажі електромобілів і підключаємих гіб-

ридів в Європі, в першій половині 2020 року збільшилися на 62 % у порівнянні з попереднім роком і склали 399000 автомобілів. Вказано, що німецькі компанії Volkswagen і Daimler розширюють також свої лінійки автомобілів з електроприводами. Зазначається, що стимулювання такого попиту є метою Європейського Союзу по досягненню чистого нульового рівня викидів парникових газів до 2050 року. Вказується, що у відповідності з заходами, які почали поетапно вводитися в 2020 – 2021 роках, виробники автомобілів, які працюють в країнах – членах ЄС, зобов'язані обмежити середні викиди по всьому парку нових легкових машин на рівні до 95 грам на кілометр. Виробники автомобілів намагаються збільшити частку електрокарів в своїх лінійках, щоб відповідати вимогам. Відзначено, що керівник компанії Tesla Ілон Маск хоче виготовити весь кузов автомобіля своїх майбутніх моделей електромобілів із декількох, а пізніше із однієї литої деталі. Керівник лабораторії лиття Університету Аалена, професор Лотар Каллієн стверджує, що лиття під тиском для деталей із легких металів алюмінію та магнію також буде використовуватися в майбутніх автомобілях Tesla. Зазначається, що кузов електромобіля Tesla наразі складається із 100 деталей, які збираються в одне ціле після лиття в процесі, що є вартісним та енергоємним. Відзначено, що новий метод виготовлення корпусів електромобілів Tesla призначений для того, щоб суттєво знизити витрати на виробництво. Вказана компанія хоче виготовляти нову модель Y, всього із декількох деталей, за допомогою своєї «Моноблочної ливарної машини», яка є самою великою машиною для лиття під тиском в світі. Повідомляється також, що як кінцевий результат, процес повинен виготовляти корпус із однієї деталі «Тесла моноблок» [1].

Компанія Tesla хоче зробити виробництво електромобілів Model Y найбільш ефективним, тому окрім скорочення довжини кабелю, планує перейти від штампування і збирання окремих деталей до відливання більшої частини корпусу як одне ціле на одній великій установці [2, 3]. Відзначається також, що сьогодні на фабриках Tesla деталі корпусу штампують на окремих машинах, а після цього компоненти з'єднуються зусиллями працівників або роботизованих систем. Інші виробники автомобілів працюють в такий самий спосіб. В компанії наполягають, що процес в такому вигляді є недостатньо ефективним. В Tesla сподіваються, що нова установка для лиття дозволить в необхідний термін налагодити масовий випуск Model Y. Зокрема вказано, що компанія Tesla встановила квартальний рекорд щодо постачання електромобілів. Компанії вдалося доставити своїм клієнтам – покупцям 95200 електромобілів за квартал, включаючи 77550 Model 3 [3].

Повідомляється, що вказана компанія за допомогою самої великої машини для лиття алюмінію під тиском IDRA OL6200 CS HPDC, хоче виготовити задню частину дна електромобіля моделі Tesla Y як одне ціле [4]. Відзначено, що суцільна лита деталь повинна замінити близько 70 штампованих, литих, екструзійних та профільних компонентів з листового металу, які складають ту ж конструкцію в Tesla Model 3 [4, 6, 7]. Вказується також, що за 3 роки компанія Volkswagen збільшила продажі електричних автомобілів у всьому світі більше ніж в 10 разів [5]. Німецька компанія Porsche AG виготовила спортивний електромобіль Taycan, в якому вся зовнішня обшивка виготовлена з алюмінію, а загальний вміст алюмінію в цьому автомобілі складає приблизно 37 %. Відзначено, що компанія Tesla використовує машини для лиття під тиском Giga-Press італійського виробника IDRA, які подають розплавлений алюміній в форму задніх та передніх деталей автомобіля із зусиллям пресування від 6000 до 9000 тон. Повідомляється також, що на заводі Tesla в Грюнхайді кожні 45 хвилин з конвеєра сходять кузови, а повний автомобіль Tesla виготовляється лише за 10 годин [5]. В роботі [6] відзначається, що для автомобільного застосування двигун внутрішнього згорання пройшов свій розквіт. Вказано, що в залежності від класу розміру транспортного засобу для електромобіля на акумуляторі спостерігається зниження ваги від 35 до 52 % в порівнянні з двигуном внутрішнього згорання. Зокрема зазначається, що компанія Tesla сьогодні поетапно впроваджує виробництво задньої та передньої частини кузовів своїх Model 3 і Model Y як єдине лиття. При цьому також відзначено, що це скорочує виробничі лінії, за словами керівника компанії, на 300 робіт [6]. Зазначається, що в найближчі роки використання алюмінієвого лиття на автомобіль збільшиться до 316 фунтів, а загальний вміст алюмінію складе 61 % [7]. При цьому вказано, що існує нова тенденція до структурного лиття, особливо для акумуляторних електромобілів (BEV) і гібридів. Зокрема відзначається, що прикладом цієї тенденції є використання компанією Tesla великого структурного виливка для задньої частини свого електричного позашляховика. Зазначено, що такий новий підхід дозволяє підвищити міцність та жорсткість, одночасно зменшуючи загальну вагу автомобіля. Вказується також, що використання алюмінієвого лиття може допомогти зменшити викиди і підвищити запас ходу електромобілів [7].

Список літератури

1. Соболев В.Е. По страницам зарубежной прессы. *Литье и металлургия*. 2020. № 4. С. 169 – 172.

2. <https://www.foundrymag.com>.

3. <https://elektrovesti.net>.

4. <https://www.giesserei.eu>.

5. <https://www.home-of-foundry.de>.

6. Dirk Lehmhus. Advances in Metal Casting Technology: A Review of State of the Art, Challenges and Trends – Part I: Changing Markets, Changing Products. *Metals*. 2022, 12, 1959. <https://doi.org/10.3390/met12111959>.

7. <https://www.globenewswire.com>.

УДК 621.74:669.715:620.178.15

А. М. Недужий, А. Г. Борисов, Л. К. Шеневідько

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

onmlptima@ukr.net

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ МОРФОЛОГІЇ ПЕРВИННОЇ ТВЕРДОЇ ФАЗИ НА ТВЕРДІСТЬ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АК7пч

Промисловий алюмінієвий сплав АК7пч використовується для виготовлення великого асортименту виробів із застосуванням класичних ливарних технологій, для яких характерним є утворення дендритної структури в кінцевій продукції. При цьому в останні роки значне поширення одержали технології лиття алюмінієвих сплавів із двофазного стану, зокрема, технології рео- та тиксолиття. Особливість вказаних технологій полягає в тому, що при заповненні форми рідко-твердою сумішшю, первина тверда фаза має глобулярну морфологію, яка також спостерігається і в кінцевих виробах. Метою досліджень було встановлення та порівняння твердості за Бринеллем (НВ) і мікротвердості α -фази і евтектики дендритних (характерних для класичних методів лиття) і глобулярних структур різної величини кристалів первинної твердої фази.

Як об'єкт досліджень використовували зразки алюмінієвого сплаву АК7пч з дендритною (табл. 1) та глобулярною (табл. 2) мікроструктурами. Морфологію зразків досліджуваного сплаву з дендритною мікроструктурою характеризували середнім значенням дендритного параметра (відстань між бічними гілками другого порядку), а зразків сплаву з глобулярною мікроструктурою – середнім розміром глобуля (табл. 1 і 2).

Таблиця 1 – Значення НВ і мікротвердості для дендритної структури

Номер зразка	Дендритний параметр, мкм	НВ	Мікротвердість, кг/мм ²	
			α-фаза	евтектика
1	26	61	25,7	33,4
2	42	58	23,3	37,3
3	69	57	28,1	31,7
4	96	56	30,8	33,0

Зразки досліджуваного сплаву для випробування на твердість за Бринеллем виготовляли за стандартною методикою. Твердість зразків (НВ) сплаву випробовували на приладі моделі ТШ-2М за допомогою сталеві кульки з діаметром $D = 5$ мм при зусиллі 2452 Н та тривалості витримки 30 с. В свою чергу, мікротвердість α-фази та евтектики досліджуваного сплаву випробовували на мікротвердомірі ПМТ-3 при навантаженні на індентор 0,049 Н. На одному зразку сплаву проводили 8 вимірювань мікротвердості: 4 для α-фази та 4 для евтектики, за якими потім визначали середні значення мікротвердості α-фази і евтектики зразка. Розраховані середні значення приймалися за мікротвердість α-фази та евтектики відповідно. Середні значення дендритного параметра та розміру глобуля кристалів первинної твердої фази визначали за фотографіями мікроструктури досліджуваного сплаву.

Таблиця 2 – Значення НВ і мікротвердості для глобулярної структури

Номер зразка	Розмір глобуля, мкм	НВ	Мікротвердість, кг/мм ²	
			α-фаза	евтектика
1	87	58	26,0	40,8
2	111	58	27,9	40,2
3	127	54	25,4	32,9
4	134	60	26,3	40,2
5	158	50	23,6	33,5
6	203	57	22,4	41,5
7	212	58	28,0	39,2
8	285	60	28,0	41,4

Під час дослідження впливу дендритного параметра на твердість було встановлено, що при збільшенні величини дендритного параметра від 26 до 96 мкм, твердість

за Бринеллем знижується від 61 до 56 одиниць (табл. 1). Дослідження впливу дендритного параметра на мікротвердість α -фази показали, що остання збільшується від 25,7 до 30,8 кг/мм² зі збільшенням величини дендритного параметра від 26 до 96 мкм (табл. 1).

Для глобулярної структури, зі збільшенням розміру глобуля від 87 до 285 мкм, твердість за Бринеллем незначно збільшується від HB 58 до HB 60 одиниць (табл. 2). При цьому значення твердості за Бринеллем для зразків № 3 та № 5 випали із загальної тенденції. Ймовірно, що це було пов'язано з тим, що ці зразки сплаву, на відміну від інших зразків, мали помітну пористість. Дослідження впливу розміру глобуля на мікротвердість показали, що зі збільшенням розміру глобуля від 87 до 285 мкм, мікротвердість α -фази зростає від 26,0 до 28,0 кг/мм² (табл. 2). Для евтектичної складової сплаву значення мікротвердості були значно вищі завдяки наявності в ній частинок евтектичного кремнію. Проведені дослідження показали, що зі збільшенням розміру глобуля від 87 до 285 мкм, мікротвердість евтектики залишалася практично постійною – 40,8 – 41,4 кг/мм² (табл. 2).

Таким чином, проведені експериментальні дослідження показали, що для зразків сплаву АК7пч з дендритною структурою, збільшення величини дендритного параметра приводить до деякого зниження твердості за Бринеллем та мікротвердості евтектичної складової, а мікротвердість первинної твердої фази незначно зростає. Для зразків досліджуваного сплаву з глобулярною структурою, збільшення розміру глобуля практично не впливає на твердість за Бринеллем та мікротвердість евтектики, а мікротвердість α -фази змінюється аналогічно зразкам з дендритною мікроструктурою.

А. М. Недужий, А. Г. Пригунова, Л. К. Шеневідько

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: onmlptima@ukr.net

**ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕМПЕРАТУРИ ЗАЛИВКИ, ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ
ТА МЕХАНІЧНОГО ПЕРЕМІШУВАННЯ НА МАКРО- І МІКРОСТРУКТУРУ ЗАЕВТЕК-
ТИЧНОГО ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ПОРШНЕВОГО АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ
АК16М2МгЖ**

Заевтектичні алюмінієві сплави широко використовуються в промисловості при виробництві виливків поршнів для машинобудування і, зокрема, для автомобілебудування. Поршень є однією із найвідповідальніших деталей для двигунів внутрішнього згорання (бензинових, дизельних, газових...). Він стискає паливно-повітряну масу (робочу суміш), а потім сприймає тиск газів, які утворюються під час згорання робочої суміші та передає зусилля за допомогою шатуну на колінчастий вал двигуна. Від якості виробництва поршнів для двигунів внутрішнього згорання залежить тривала та надійна їх робота. В сучасних автомобілях поршень працює в надскладних умовах роботи (при високих температурах, тривалий час, в умовах тертя, навантажень та ін.). Тривала та надійна робота поршня в двигунах автомобілів забезпечується наявністю певних властивостей матеріалу поршня, серед яких особливо важливим є низький коефіцієнт термічного лінійного розширення. При цьому відомо, що низьким коефіцієнтом термічного лінійного розширення володіють заевтектичні алюмінієві сплави з підвищеним вмістом кремнію. Метою роботи було встановити вплив температури заливки, швидкості охолодження та наявності механічного перемішування на макро- та мікроструктуру заевтектичного експериментального поршневого алюмінієвого сплаву АК16М2МгЖ.

Досліджуваний алюмінієвий сплав розплавляли в чавунному тиглі печі опору, покритому всередині вогнетривкою обмазкою для попередження насичення розплаву домішками заліза. Після розплавлення алюмінієвого сплаву, дзеркало розплаву очищали від шлаку та проводили термічний експрес-аналіз металу. Як вхідні технологічні фактори вибрали: температуру заливки розплаву; швидкість охолодження сплаву та наявність чи відсутність механічного перемішування. Значення температури заливки розплаву становили: 620; 650 та 680 °С. Розплав заливали в сталеві тонкостінні форми, які забезпечували швидкість охолодження – 0,35 °С/с та 2 °С/с. Для механічного

перемішування розплаву використовували симетричну лопатеву мішалку, яку попередньо фарбували спеціальною протипригарною фарбою. Механічне перемішування сплаву проводили в заливальному ковші, покритому всередині і зовні протипригарною фарбою. Для контролю температури заливки розплаву, в ковші попередньо встановлювали і закріплювали хромель-алюмелеву термопару з діаметром дроту 0,3 мм. Швидкість механічного перемішування розплаву в заливальному ковші була постійною і становила – 200 об./хв. Механічне перемішування здійснювали в заливальному ковші від температури розплаву 700 °C до вищевказаних значень температури заливки розплаву. Після механічного перемішування, розплав заливали в тонкостінні сталеві кокілі, які забезпечували вказані вище швидкості охолодження сплаву. Із одержаних виливків, уперек їх поверхні, вирізали темплети та виготовляли шліфи для проведення металографічних досліджень. На шліфах проводили дослідження макро- та мікроструктури заевтектичного експериментального алюмінієвого поршневого сплаву. Мікроструктуру сплаву досліджували на оптичному мікроскопі MIM-8M з використанням цифрової камери DCM510, яку підключали до персонального комп'ютера (ноутбук SAMSUNG). Цифрова камера дозволяла виводити зображення мікроструктури сплаву для її аналізу на дисплей ноутбука.

Аналізом одержаних результатів встановлено, що пониження температури заливки розплаву від 680 °C до 620 °C, підвищення швидкості охолодження сплаву від 0,35 °C/c до 2 °C/c та наявність механічного перемішування сплаву сприяють деякому зниженню розміру рівновісних кристалів в макроструктурі досліджуваного заевтектичного експериментального сплаву АК16М2МгЖ. При цьому чітко виражених стовпчастих кристалів не спостерігали. Під час аналізу мікроструктури досліджуваного сплаву, на шліфах спостерігали поліедричні та двійникові кристали первинного кремнію. Дослідження мікроструктури вказаного сплаву показали, що зниження температури заливки розплаву від 680 °C до 620 °C, збільшення швидкості охолодження сплаву від 0,35 °C/c до 2 °C/c та наявність механічного перемішування сплаву сприяють зниженню розміру кристалів первинного кремнію та середньої величини дендритного параметра для дендритних кристалів твердого розчину алюмінію. При цьому спостерігається тенденція також і до зменшення розміру залізовмісних інтерметалідних фаз (інтерметалідів) β -FeSiAl₅ та α -(FeMn)₃Si₂Al₁₅. Аналогічна зміна вхідних технологічних факторів приводить до деякого диференціювання евтектичних колоній в досліджуваному заевтектичному експериментальному поршковому сплаві АК16М2МгЖ.

О. П. Нестерук, Ю. Д. Бачинський, Н. П. Моїсєєва, С. С. Логунов

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: otdel.vch@gmail.com

ОСНОВНІ ТЕХНОЛОГІЧНІ РІШЕННЯ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ І ЯКОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ У ВИЛИВКАХ

Вже досить довго високоміцний чавун за темпами збільшення обсягу виробництва і різноманітністю сфер застосування займає лідируючі позиції серед інших литих конструкційних матеріалів. Сьогодні випуск високоміцного чавуну перевищує випуск сталевих виробів майже у 2,7 рази. Значна частина розвинених країн виготовляє виливків з високоміцного чавуну у 1,2-2,8 рази більше, ніж виливків з сірого чавуну [1]. Високоміцний чавун з кулястим графітом широко використовується в сучасних конструкціях та обладнанні, оскільки дозволяє покращити їх техніко-економічні показники (зменшити масу литих виробів, підвищити продуктивність, надійність та довговічність) при значно менших витратах ресурсів на їх отримання. Потреби в високоміцному чавуні існують і нині (вони дуже затребувані у оборонній, енергетичній та машинобудівній промисловості України), а вимоги до їх структури та властивостей вищі, тому це вимагає створення нових марок високоміцних чавунів з підвищеними механічними та експлуатаційними властивостями.

Виконано дослідження з визначення та оптимізування параметрів технологічних процесів отримання високоміцних чавунів. Найсприятливіше поєднання міцнісних і пластичних властивостей отримано на шихтах із застосуванням рафінованого магнієм ливарного чушкового чавуну ЛР4, передільного чавуну ПВК-3, відходів електротехнічних сталей. Застосування у складі шихти сталевих відходів є доцільним тільки за наявності відходів високоякісних марок сталей – електротехнічної, для глибокого витягування (11ЮА і 08КП) і деяких інших. Встановлено, що при внутрішньоформовому модифікуванні комплексним модифікатором ФСМг7 тривала витримка (до 4 год) розплаву в печі при температурі 1500-1530 °С не чинить суттєвого впливу на структуроутворення і механічні властивості високоміцного чавуну у виливках. Вплив температури заливання на структуроутворення і механічні властивості виливків з високоміцного чавуну проявляється, головним чином, через вплив її на кінетику розчинення модифікатора в реакторі ливарної форми. Нижню межу температури заливання необхідно встановити виходячи з умов гарантованої заповнюваності форм (без утворення

спаїв і недоливів), а верхню – обмежити величиною +30 °С з метою отримання мінімальної усадки високоміцного чавуну, що має велике значення для покращення виходу придатного литва. Стабільне отримання ступеня сфероїдизування графіту понад 85 % досягається при масовій частці в чавуні понад 0,03 % Mg. За масової частки магнію від 0,03 до 0,045 % ступінь сфероїдизування графіту становить 90-95 %. Аналіз результатів механічних випробувань (табл. 1) показав, що при зміні масової частки вуглецю від 3,2 до 3,8 % і кремнію від 2,2 до 3,2 %, внутрішньоформовий спосіб модифікування розплаву забезпечує отримання високоміцного чавуну з вищими механічними властивостями ($\sigma_B > 600$ МПа; $\sigma_{0,2} > 430$ МПа при $\delta > 12$ %), ніж передбачено стандартом ДСТУ3925-99.

Таблиця 1 – Хімічний склад, металева основа (МО) і механічні властивості дослідних високоміцних чавунів

Масова частка елемента, %								МО	Механічні властивості		
C	Si	Mn	Mg	Ni	Cr	S	P		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
3,20	2,62	0,31	0,041	0,10	0,14	0,007	0,08	Ф60	600	430	11,2
3,37	3,20	0,34	0,039	0,20	0,15	0,006	0,09	Ф80	640	430	15,0
3,57	2,43	0,38	0,037	0,14	0,16	0,007	0,10	Ф60	650	440	12,3
3,53	2,52	0,23	0,033	0,11	0,16	0,007	0,09	Ф60	620	430	12,5
3,55	2,52	0,22	0,040	0,16	0,16	0,007	0,10	Ф60	650	440	11,8
3,86	2,28	0,29	0,034	0,15	0,12	0,005	0,10	Ф55	670	450	10,2

Отримані наукові результати спрямовані на зниження собівартості литих виробів за рахунок оптимізування параметрів технологічних процесів отримання високоміцних чавунів з підвищеними показниками міцності та пластичності із наявних у ливарних цехах шихтових матеріалів. Дослідження мають важливе значення для розвитку промисловості та підвищення якості литих виробів, що сприяє загальному підвищенню технічного рівня виробництва та конкурентоздатності продукції.

Література

1. Industry Outlook: Sales Expected to Keep Growing // *Modern Casting*. – 2023, Vol. 113, No. 1, pp. 33-35.

Д. А. Ніколаєв

Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», Харків

РАЦІОНАЛЬНЕ КОРИГУВАННЯ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ЧАВУНУ НА ОСНОВІ ТЕХНОЛОГІЧНОГО АУДИТУ ЕЛЕКТРОДУГОВОЇ ПЛАВКИ

Об'єктом дослідження у роботі є чавун марки СЧ20 по ГОСТ 1412-85 (ДСТУ EN 1561, EN-GJL-200), що виплавляється в електродуговій печі з кислою футеровкою ємністю 10 тон. У цій роботі було визначено показники серійних плавов чавуну, що використовуються для виливків машинобудівного призначення, якими обрано вміст елементів хімічного складу.

Існуюча проблема полягає в тому, що неможливість урахування багатьох факторів впливу на формування хімічного складу чавуну при плавці призводить до відхилень хімічного складу від вимог, регламентованих технічними умовами. Основною причиною цього є неконтрольованість хімічного складу шихтових матеріалів та складність точного визначення угару елементів в процесі плавки. Це може призвести до формуванню браку литва, або до зайвих витрат на плавку, пов'язаних з необхідністю додаткових технологічних операцій та використання додаткових матеріалів для усунення виявлених відхилень складу від вимог.

Запропоновано процедуру технологічного аудиту серійних плавов, особливістю якої є комплексна оцінка фактичних показників плавки. Вони включають в себе: математичні очікування вмісту елементів хімічного складу, оцінки їх дисперсій, середньоквадратичних відхилень, систематичних похибок, полів розсіювання та відхилень нижньої та верхньої межі вмісту кожного елементу від нижньої та верхньої межі, яких вимагають технічні умови. Результатами такого аудиту є можливість розрахунку коригуючих комбінацій з шихтових матеріалів та феросплавів, що усувають неточності в розрахунку шихти та визначення угару елементів в процесі плавки.

Серійні плавки проводились у чавуноливарному цеху, де виготовляються виливки для автомобільної та дорожньої техніки з чавуну марки СЧ20 за ГОСТ 1412-85 (ДСТУ EN 1561, EN-GJL-200).

Плавку та доведення температури чавуну до 1400–1450 °С проводили в електродуговій печі ДЧМ-10 з потужністю трансформатора 2250 кВА при напругах низької сторони трансформатора 150, 125, 105 з відхиленнями $\pm 5\%$. Система

регулювання переміщення електродів забезпечувала хід 1200 мм за швидкості 1.65 м/хв. Питома витрата електроенергії на підігрів чавуну становила 105 кВт·год/т при підігріві від 1400 до 1550°.

Коригування хімічного складу здійснюється введенням шихти та феросплавів.

За результату аудиту по виборці з 31 серійної плавки встановлено, що середній вміст по елементах С, Mn, Si, Cr перевищує середнє, необхідне технічними умовами. Ці відхилення становлять: +0.04% С, +0.06% Mn, +0.038% Si, +0.06% Cr. Для компенсації цих відхилень запропонована наступна комбінація шихтових матеріалів та феросплавів, що вводяться в розплав перед видачею чавуну на ділянку заливки: 44 кг брукст сталевий + 88 кг чавун переробний.

Представлене дослідження буде корисним для машинобудівних підприємств, що мають в своїй структурі ливарні цеха, де виплавляють чавун для виготовлення виливків.

Список літератури

[1]. D. Demin. Investigation of structural cast iron hardness for castings of automobile industry on the basis of construction and analysis of regression equation in the factor space "Carbon (C) - carbon equivalent (Ceq)" // Technology audit and production reserves — № 3/1(41), 2018/p. 29–36.

[2]. Demin D. Strength analysis of lamellar graphite cast iron в "carbon (C) - carbon equivalent (Ceq)" factor space in the range of C = (3,425-3,563) % і Ceq = (4,214-4,372) . Technology audit and production reserves - № 1/1 (33), 2017 24-32.

[3]. Demin D. Синтез номограми для розрахунку субоптимального хімічного складу конструкційного чавуну на основі параметричного опису поверхні відгуку межі міцності. Scientific Journal "ScienceRise" №8 (37) 2017. - С. 36–45.

[4]. А. А. Радченко, Ю. Н. Алексеєнко, В. І. Чумаченко, В. В. Богдан. Визначення оптимальних за критерієм твердості режимів термообробки багатокомпонентної сталі на основі нечіткого математичного моделювання. Scientific Journal ScienceRise No6/2(23)2016. - С. 6–9, DOI: 10.15587/2313-8416.2016.69969

[5]. Seliverstov V., Boichuk V., Dotsenko V., Kuzmenko V. Stability assessment of 30хнмл steel melting process in electric arc furnaces on the basis of technological audit of serial meltings. Technology audit and production reserves – № 6/1(44), 2018, p. 14–18, DOI: 10.15587/2312-8372.2018.149263.

УДК 669.26:6217.06

В. Г. Новицький¹, Ю. Г. Квасницька¹, В. Л. Лахненко¹,

В. В. Тихонович², І. В. Олексенко¹, Д. І. Лиховей¹

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

²Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, м. Київ

E-mail: v_novytskyi@ukr.net

ЗАСТОСУВАННЯ ЛИТИХ ХРОМИСТИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ НАСОС-НОГО УСТАТКУВАННЯ В ЕНЕРГЕТИЦІ ТА НАФТОПЕРЕРОБНІЙ ПРОМИСЛОВОСТІ

Підвищення довговічності машин і механізмів за рахунок нових матеріалів дає великий позитивний ефект в області екології навколишнього середовища, зменшення енерговитрат та підвищення безпеки здоров'я людей. Особлива увага приділяється новому напрямку в трибології – "Green Tribology" [1, 2, 3], де зазначається, що 23 % виробленої в світі енергії витрачається на трибологічні контакти. На тертя витрачається 20 % енергії, а 3 % – на заміну зношених деталей. У той же час, одним з головних напрямків розвитку паливно-енергетичного комплексу країни на тривалу перспективу є прискорення науково-технічного прогресу у всіх ланках енергетичного господарства і галузях промисловості, які працюють на енергетику.

Звідси випливає особлива значимість підвищення надійності, економічності, довговічності та інших техніко-економічних показників насосів, як одного з основних елементів тепломеханічного обладнання енергетики.

Найбільш перспективним напрямом підвищення надійності та довговічності деталей машин є розробка матеріалів, робочі поверхні яких у процесі експлуатації здатні до самоорганізації та метастабільності, що дозволяє керувати їх властивостями за рахунок внутрішніх та зовнішніх факторів. Так, застосування високолегованих сталей для деталей проточної частини насосів ВПСШ (насоси відцентрові секційні шахтні) сприяє економії електроенергії, термін служби насосів збільшується в 3-4 рази, насоси окупаються менш ніж за 8 місяців [4]. Моніторинг роботи живильних насосів показав, що найбільш загальним недоліком, що зумовлює їх недостатню продуктивність та економічність, є знос деталей проточної частини, зокрема, вузлів розвантаження та ущільнення. Деталі щілинного ущільнення та механізму розвантаження піддаються впливу конденсату, як за умов щілинного, так і ударного перетоків. При роботі деталі ротора

насосів, зокрема робочі колеса, можуть стикатися зі статорними деталями – кільцями ущільнювачів під час пуску та зупинки насосів. У місцях контактування деталей має місце тертя ковзанням, що призводить до збільшення розміру зазорів у вузлах ущільнення насосів і, відповідно, збільшенню паразитних втрат і зменшенню ККД насосів. Для підвищення зносостійкості деталей проточної частини насосів виникла потреба застосування сталей з вищими трибологічними характеристиками, зокрема, литих сталей типу 120X15. Мінімальна інтенсивність зношування цих сталей в умовах граничного тертя досягається при легуванні сталей невеликою кількістю легуючого елемента, що сприяє виникненню в процесі тертя дисипативних структур у поверхневих шарах тертя, які розсіюють частину енергії тертя за рахунок оборотних фазових та структурних перетворень. При мінімальному зносі сталей у поверхневих шарах тертя встановлюється специфічне динамічне співвідношення між фазами і структурними недосконаlostями у них, що сприяє локалізації процесу руйнування у цих шарах. Це протидіє переходу від утомного механізму руйнування до адгезійного, коли в процес руйнування залучаються шари матеріалу, що лежать нижче.

Результати випробувань досліджуваної сталі 120X15Ф в умовах граничного тертя показали, що інтенсивність зношування сталі в 3,3 рази менше, ніж базової сталі 20X13. Одержані результати дозволили рекомендувати сталь 120X15Ф для ущільнень живильних насосів (перекачувана насосами рідина – живильна вода з температурою 165 °С), що дозволить зменшити зазори в ущільненнях ступені та системах гідророзвантаження, збільшити довговічність цих деталей у 2-3 рази, а це скоротить об'ємні втрати у насосах та призведе до збільшення ККД pomp на 1-2 %.

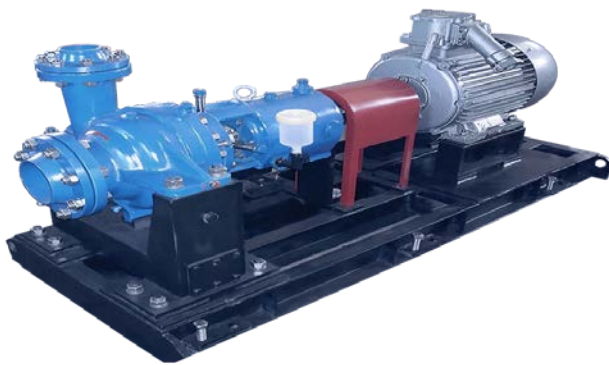
Збільшення ККД насосів на 1 % забезпечить економію електроенергії на прикладі одного насоса ПЕ 600-300 (споживана потужність 6900 кВт-kW), який застосовується для енергоблоків 300 МВт на вугільних ТЕС, при роботі протягом року 4000 годин порядку 276000 кВт·год-kWh.

Збільшення довговічності деталей проточної частини насосів та економія електроенергії, що йде на власні потреби насосних агрегатів, робить істотний внесок у розвиток напряму в трибології – "Green Tribology" [1, 2, 3], що досягається за рахунок істотного зниження впливу антропогенної діяльності на зміну клімату та зменшення виділень CO₂, які відносяться до парникових газів.

Встановлено, що викиди парникових газів на вугільних ТЕС України за останні роки зменшуються, та значення питомих викидів CO₂ на 1 кВт·год відпущеної електроенергії знаходяться на рівні 1100–1200 г/кВт·год [5]. Отримані результати дозволяють зробити посильний внесок у покращення становища України у порівняльному рейтингу

енергетичних систем країн світу (World Energy Trilemma Index). Цей рейтинг враховує стійкий розвиток країн на трьох основних аспектах: енергія, безпека, енергетична рівність та екологічна стійкість енергетичних систем. Україна з 2015 до 2022 року покращила свій рейтинг у 3,5 рази (з 110 до 31 місця) [6, 7]. Аналогічні результати отримані при моніторингу насосних агрегатів в системі магістрального транспорту нафти, де практично 50 % ремонту доводиться на деталі ущільнювачів, які піддаються найбільшому зношуванню [8].

Для отримання додаткових результатів проведені промислові випробування кілець ущільнювачів до насоса НК 200/370 (рис. 1, працює на рідинах - гудрон, температура + 370 °С), виготовлених із дослідної сталі 120Х15Ф, HRC 50) рис. 2.



1

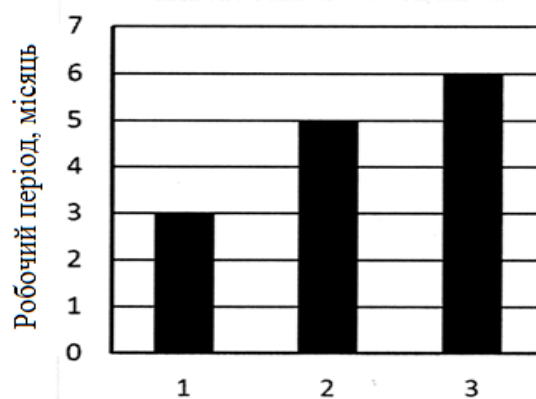


2

Рис. 1 – Нафтовий насос НК 200/370

Рис.2 – Кільця ущільнювачів із дослідної сталі 120Х15Ф до насоса НК 200/370

Робочий період кілець із дослідної сталі 120Х15Ф склав 6 місяців. Раніше застосовували кільця зі сталі 40Х (ГОСТ 4543-76, НВ 285-321) або сталі ст. 20 з наплавленням сормайт мали робочий період відповідно 3 і 5 місяців. Результати випробувань представлені на рис. 3.



1 – сталь 40Х; 2 – сталь 20 с наплавленням Сормайт; 3 – сталь 120Х15Ф

Рис. 3 – Результати досліджень ущільнюючих кілець (1, 2, 3), на насосах НК 200/370 в промислових умовах

Таким чином зносостійкість кілець із дослідної сталі 120X15Ф в 2 рази вища, ніж зі сталі 40Х і в 1,2 рази вища, ніж зі сталі Ст. 20 (ДСТУ 7809) з наплавленням Сормайт, твердість наплавленого металу: $56 \div 63$ HRC.

Проведено додаткові порівняльні випробування обертових втулок, виготовлених з дослідної сталі 120X15Ф і сталі 95X18 для насосів НК 560/335 - 120 (продукт, що перекачується - бензин, газойль, $t = 240 - 250$ °C). Результати випробувань показали, що зносостійкість втулок, що обертаються, виготовлених з дослідної сталі 120X15Ф в 1,5 рази більша, ніж втулок зі сталі 95X18.

Додаткові результати щодо зносостійкості та з формування приповерхневої структури шарів тертя литої сталі 120X15Ф за умов граничного тертя представлені у роботах [9 - 13].

Список літератури

1. *Nosonovsky M., Bhushan B.* Green tribology: principles, research areas and challenges // Philosophical transactions of the royal society, A. – 2010. - 368. – P. 4677-4694.
2. *Holmberg K., Erdemir A.* Influence of tribology on global energy consumption, costs and emissions // Friction. – 2017. – Vol. 5. – No 3. – P. 263-284.
3. *ZHANG Si-wei.* Green tribology: Fundamentals and future development // Friction. – 2013. – Vol. 1. – No. 2. – P. 186–194.
4. *Круть А.А., Большаков П.Я., Рубель А.В., Лисунец Б.С., Стеценко Э Г., Папаяни Ф.А., Трейнер Н.Б.* // Создание высокоэкономичных насосов ЦНСШ 300–140...720 для шахтного водоотлива // Уголь Украины. – 2001. – № 2. – С. 16–18.
5. *Вольчин И.А., Гапонич Л.С.* Выбросы парниковых газов на украинских тепловых электростанциях // Энерготехнологии и ресурсосбережение. – 2019. – № 4. – С. 3–12.
6. World Energy Trilemma Index 2015. <https://www.worldenergy.org>.
7. World Energy Trilemma Index 2022. <https://www.worldenergy.org>.
8. *Закурничная М.М., Девятков А.Р.* Прогнозирование долговечности рабочих колес центробежных насосных агрегатов при перекачивании тяжелых нефтепродуктов. Электронный научный журнал Нефтегазовое дело. – 2011. – № 6. – С. 420-440.

9. Горский В.В., Иванова Е.К., Тихонович В.И., Коваленко О.И., Новицкий В.Г.

Поверхностные слои трения и износостойкость легированной ванадием стали 130X15
// Поверхностные слои трения и износостойкость легированной ванадием стали 130X15. Трение и износ. – 1981. – 2. – № 2. С. 277-282.

10. Novytskyy V.G. Effect of different initial structures with identical hardness of Fe–Cr–C steels on wear rate under sliding friction // Proceedings from 2nd World Tribology Congress, 3-7 September, Vienna, 2001, CD-ROM, ISBN 3-901657-09-6, File: M-15-P51-060-Novytskyy.pdf.

11. Novytskyy V.G. Wear resistance and self-organizing of near-surface structure of stainless steels under boundary friction // Proceedings of World Tribology Congress 3. – September 12-16, 2005, Washington, D.C., USA. – Volume I, (WTC2005-63051). – P. 13-14.

12. Тихонович В.В. Формування зносостійкого ультрадисперсного та наноструктурованого матеріалу на поверхнях тертя хромистих криць. Ч. 1. Механізм формування та фізико-механічні властивості // Металофізика та новітні технології. – 2022. – Том 44. – № 12. – С. 1595–1629.

13. Тихонович В.В. Формування зносостійкого ультрадисперсного та наноструктурованого матеріалу на поверхнях тертя хромистих криць. Ч. 2. Вплив активних хемічних елементів робочого середовища та домішкових атомів вихідного металу на електронну структуру та механізм деформації поверхневих шарів тертя // Металофізика та новітні технології. – 2023. – Том 45. – № 1. – С. 15–45.

УДК 621.746.5

О. В. Ноговіцин¹, А. Г. Пригунова¹, Т. А. Аюпова², О. А. Носко²

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

²Український державний університет науки і технологій, Дніпро

e-mail: alexey.nogovitsyn@gmail.com

ЕВОЛЮЦІЯ ФАЗОВОГО СКЛАДУ ВИСОКОМІЦНОГО СПЛАВУ В95 В ТЕХНОЛОГІЧНОМУ ПРОЦЕСІ ЛИТТЯ-ПРОКАТУВАННЯ-ТЕРМІЧНА ОБРОБКА

Валкова розливка-прокатка, що водночас об'єднує дві операції – лиття та прокату, є однією з найпрогресивніших енерго- і ресурсозберігаючих технологій в металургії [1-3]. Авторами [4] вивчено структуру та механічні властивості низьколегованого алюмінієвого сплаву EN AW-6082 при валковій розливці-прокатці. В [5] розглянуто особливості формування структури та властивостей сплаву Д16 системи Al-Cu-Mg в технологічному процесі «валкова розливка - гаряча прокатка - термічна обробка», отримано стрічку зі сплаву Д16, механічні властивості якої перевищують існуючі аналоги і є значно вищими за вимоги стандартів. У розвиток цих досліджень доцільним є визначення впливу параметрів технології «валкова розливка - гаряча прокатка - термічна обробка» на закономірності структуроутворення і фазовий склад литої стрічки з високоміцних алюмінієвих сплавів, зокрема сплаву В95 системи Al-Zn-Mg-Cu.

Об'єктом дослідження були зразки листової заготовки зі сплаву В95 (табл. 1), отриманої на експериментальній установці двовалкового лиття-прокату (ФТІМС НАНУ), в литому стані, після гарячої прокату та комплексної дії «гаряча прокатка-термічна обробка».

Таблиця 1 - Хімічний склад досліджуваних сплавів

Сплав ГОСТ/EN		Легуючі елементи, %						
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn
В95 7075	Стандарт	до 0,5	до 0,5	1,40...2,00	0,2...0,6	1,80...2,80	0,10...1,25	5,0...7,0
	Експеримент	0	0,15	1,70	0,24	2,80	-	6,61

Гарячу деформацію прокаткою проведено на чотирьохвалковому прокатному стані зі швидкістю 2 м/хв при температурі 370°C зі ступенем обтискування (ϵ) 75%.

Термічну обробку здійснено за наступним режимом: гартування при $T = 470^{\circ}\text{C}$, $t = 30$ хв з охолодженням у воді, старіння при кімнатній температурі 3 доби.

Фазовий склад та розподіл легуючих елементів між фазами і структурними складовими вивчали за допомогою аналізатора серії INCA Energy 250.

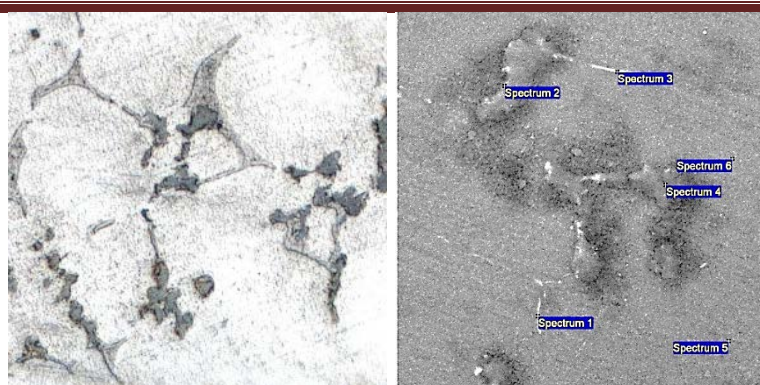
Еволюція структури, фазового складу та розподілу елементів між структурними складовими сплаву В95 на кожному з етапів технологічного процесу валкова розливка – гаряча прокатка – термічна обробка представлено на рисунках 1-3.

Мікроструктура алюмінієвого сплаву В95 після валкової розливки представлена дендритами α -Al-твердого розчину, легованого елементами Cu, Mg, Mn, Zn, та інтерметалідними фазами, які знаходяться як всередині зерен, так і входять до складу евтектик, розташованих на їх межах (рис. 1). Гаряча пластична деформація прокаткою ($\epsilon = 75\%$) призводить до орієнтації первинних кристалів α -Al в напрямку прокатування та до зменшення їх розміру в площині, перпендикулярній до поверхні листа, та подрібнення інтерметалідів як механічного, так і за рахунок часткового їх розчинення (рис. 2). Наступна термічна обробка викликає часткову рекристалізацію α -Al та сфероїдизацію інтерметалідних фаз (рис. 3).

Фазовий склад сплаву В95 вивчено добре [6-7]. Встановлено області безперервних рядів твердих четверних розчинів, позначених фазами $T\text{-Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$, $\eta\text{-MgZn}_2$, $S\text{-Al}_2\text{CuMg}$, які можуть додатково розчиняти цинк і мідь, та $\theta\text{-CuAl}_2$. Оскільки алюмінієві сплави завжди містять залізо в кількості 0,4-0,6%, в їх структурі можуть бути присутніми нерозчинні залізовмісні фази, зокрема FeAl_3 , Fe_2SiAl_5 , Fe_2SiAl_8 , $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, в яких частина атомів заліза може заміщуватися атомами марганцю.

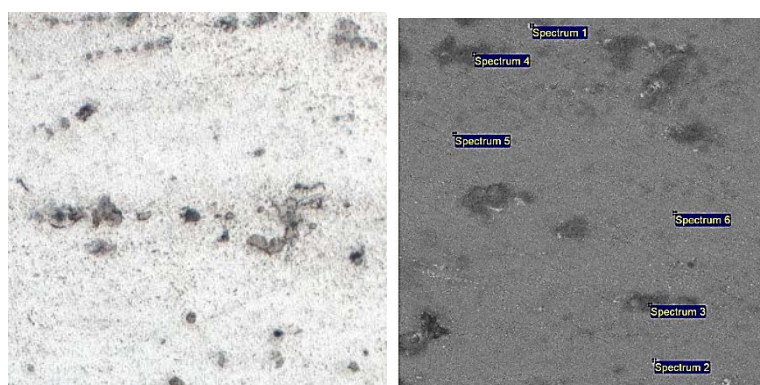
У структурі сплаву В95 після валкової розливки-прокатки (рис. 1) виявлено інтерметаліди $T\text{-Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$, в якому розчинено мідь, $S\text{-Al}_2\text{CuMg}$, а також залізовмісні фази кристалізаційного походження типу $\text{Al}(\text{MnFe})\text{Si}$, що з фазами T і S утворюють евтектики. У α -Al твердому розчині міститься близько 7,0...7,5% Zn, 1.59...1.79 Cu, 1.90...1.3 Mg. Залізо в α -Al не виявлено.

Гаряча деформація прокаткою приводить до подрібнення та часткового розчинення інтерметалідних фаз, змінює кількісне співвідношення фаз T та S . Відбувається виділення фази θ та збільшення розчинності Mg, Cu, Zn у α -Al твердому розчині (рис.2).



Spectrum	Mg	Al	Si	Mn	Fe	Cu	Zn	
Spectrum 1	3.18	80.40	0.09	0.41	0.00	3.86	12.06	T-AlZnMgCu+ α -Al
Spectrum 2	3.23	51.95	1.15	2.15	11.08	15.97	14.48	T+ Al(MnFe)Si+ α -Al
Spectrum 3	1.27	67.41	1.00	1.88	12.67	8.67	7.11	S+Al(MnFe)Si+ α -Al
Spectrum 4	0.93	58.38	1.07	2.62	15.70	11.38	9.91	S+Al(MnFe)Si + α -Al
Spectrum 5	1.90	88.83				1.79	7.48	α -Al
Spectrum 6	1.93	89.28				1.59	7.19	α -Al

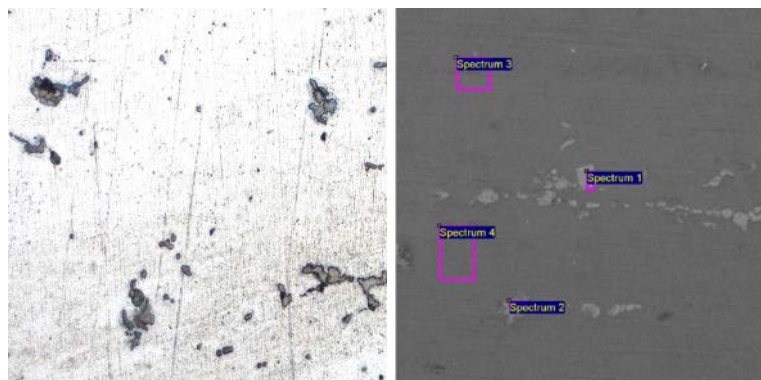
Рис. 1 – Розподіл хімічних елементів у структурних складових сплаву B95 після валкової розливки-прокатки



Spectrum	Mg	Al	Si	Mn	Fe	Cu	Zn	
Spectrum 1	2.51	54.50	1.25	2.91	15.90	18.15	4.79	Θ + Al(MnFe)Si + α -Al
Spectrum 2	2.01	78.85	0.49	0.61	5.09	5.23	7.72	S+ Al(MnFe)Si + α -Al
Spectrum 3	3.90	61.72	0.86		7.13	10.39	16.00	T+ Al(MnFe)Si+ α -Al
Spectrum 4	2.66	76.15	0.52		4.27	5.39	11.01	S+Al(MnFe)Si + α -Al
Spectrum 5	2.58	85.82				3.00	8.60	α -Al
Spectrum 6	1.96	88.30				2.19	7.55	α -Al

Рис. 2 - Розподіл хімічних елементів у структурних складових сплаву B95 після валкової розливки-прокатки та гарячої деформації прокаткою

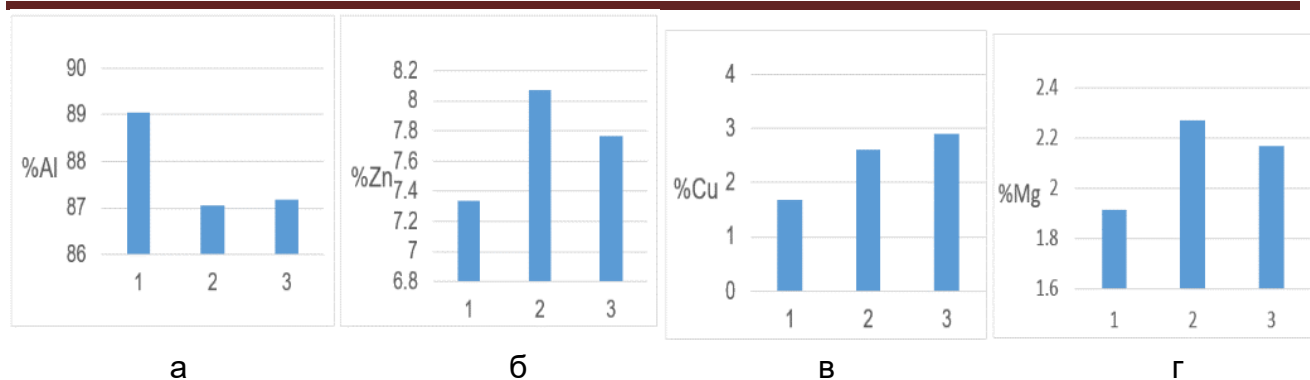
На рис. 3, що відповідає сплаву В95 після комплексної обробки «валкова розливка-прокатка+гаряча деформація прокаткою +термічна обробка» спостерігається подальше подрібнення інтерметалідних фаз. Значне підвищення вмісту заліза в евтектиці і зменшення розміру інтерметалідів може бути пов'язано з частковим розчиненням фаз Т, S, θ і переходом цинку, міді та магнію до α -Al твердого розчину. В структурі фіксуються частково сфероїдизовані залізовмісні нерозчинні фази.



Spectrum	Mg	Al	Si	Mn	Fe	Cu	Zn	
Spectrum 1	0.59	58.65	1.54	3.22	20.29	12.55	3.17	$\theta + \text{Al}(\text{MnFe})\text{Si}$
Spectrum 2	0.46	57.34	1.63	4.33	18.83	13.79	3.61	$\theta + \text{S} + \text{Al}(\text{MnFe})\text{Si}$
Spectrum 3	2.12	87.21				2.96	7.70	$\alpha\text{-Al}$
Spectrum 4	2.21	87.14				2.82	7.83	$\alpha\text{-Al}$

Рис. 3 - Розподіл хімічних елементів у структурних складових сплаву В95 після валкової розливки-прокатки та гарячої деформації прокаткою з наступною термічною обробкою

Зміна розчинності легуючих елементів в α -Al показана на рис. 4. Наведені дані свідчать про підвищення легуваності твердого розчину алюмінію в процесі гарячої прокатки, яка фактично є термомеханічною обробкою, під час якої одночасно можуть відбуватися два процеси – загартування внаслідок швидкого охолодження та деформаційне старіння сплаву. В результаті термічної обробки спостерігається зниження вмісту магнію та цинку в α -Al; вміст міді дещо підвищується. Це може свідчити про виділення з пересиченого α -Al твердого розчину фаз $\text{M}(\text{MgZn}_2)$ та $\text{T}(\text{Al}_2\text{Zn}_3\text{Mg}_3)$ [6].



1 – литий, 2 – литий+гаряча деформація прокаткою, 3 – литий+ гаряча деформація прокаткою+термічна обробка

Рис. 4 – Зміна хімічного складу α -Al твердого розчину сплаву B95 в залежності від обробки

Література

1. Killmore C.R., Greely H., Phillips A. Development of ultra-thin cast strip products the CASTRIP-process // Materials Forum. – 2008. – V. 32. – P. 12-28.
2. P. Campbell, W. Blejde, R. Mahapatra, R. Wechsler, G. Gillen, 'The Castrip Process – Direct Casting of Steel Sheet at Nucor Crawfordsville', Iron and Steel Technology, July 2005, p. 56
3. Lindenberg H.U. u. a. Steel Research. – 2001. – V. 11-12. – P. 727-735.
4. Grydin O. Rolling of flat aluminum strips with tailored mechanical properties / O. Grydin, S. Bondarenko, M. Stolbchenko, M. Schaper // Materials Science Forum. – Switzerland: Trans Tech Publications. – 2016. – Vol.854. – P. 87–92.
5. О.В. Ноговіцин. Структура і властивості литої стрічки зі сплаву Д16 в технологічному ланцюжку ""валкова розливка-гаряча прокатка-термічна обробка"/О.В. Ноговіцин, А.С. Нурадинов, А.Г. Пригунова, В.З. Куцова, Т.А. Аюпова, І.А. Нурадинов//Металознавство і обробка металів 2020 №26(94). С. 49-59.
6. Алиева С.Г. Промышленные алюминиевые сплавы: Справочник. М.: Металлургия, 1984.
7. Chandan Mondal, A.K. Mukhopadhyay. On the nature of T(Al₂Mg₃Zn₃) and S(Al₂CuMg) phases present in as-cast and annealed 7055 aluminum alloy. Materials Science and Engineering: A. Volume 391, Issues 1–2, 25 January 2005, Pages 367-376. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.09.013>

О. В. Ноговіцин, С. В. Пригунов

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: alexey.nogovitsyn@gmail.com

ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ, ЩО ДЕФОРМУЮТЬСЯ, ВИКОРИСТАННЯМ ПОКРИТТІВ

Для підвищення властивостей та покращення товарного вигляду виробів з деформованих алюмінієвих сплавів, використовуються різні способи. Найбільш поширеними серед них є: анодування (анодне оксидування), фарбування, забарвлення, лазерне оброблення, хімічне травлення, електрополірування тощо. Показано, що майже всі методи обробки починаються з проведення спеціальної підготовки поверхні профілів: знежирення, промивання, травлення та освітлення (деоксидація). Анодування - електрохімічний процес, при якому на поверхні алюмінію формується міцна пориста оксидна плівка, що забезпечує більш надійний захист поверхні порівняно з природною оксидною плівкою. Цей процес дозволяє покращити зовнішній вигляд алюмінієвого профілю, підвищує корозійну стійкість профілів, надає поверхневому шару зносостійкості, а також тепло- та електроізоляційні властивості, збільшує міцність зчеплення з поверхнею виробу лакофарбового покриття. Анодований алюміній легко піддається очищенню та витримує короткочасний вплив таких температур, за яких чистий алюміній плавиться. Описано технології анодування, що використовуються для досягнення необхідного кольору покриття.

Технологічний процес анодування виробів включає такі операції: знежирення, травлення, промивання, освітлення, безпосередньо анодування, сушіння та наповнення анодної плівки. Найбільш поширений процес анодування у розчині сірчаної кислоти. Покриття товщиною 2,5-25 мкм утворюються за наступних параметрів процесу: концентрація кислоти 15-20 %, температура 13-25 °С, анодна щільність струму 0,8-1,6 А/дм², тривалість обробки 10-60 хв, напруга 13-24 В. Якщо при анодуванні в електроліті міститься шавлевокислий калій-титан з добавками органічних кислот, покриття має молочно-емалеподібну поверхню. Плівка, що утворюється, тверда, але через малу товщину її ефективність є незначною.

Якість анодного покриття залежить від чистоти алюмінію по домішках, виду сплаву, термообробки, розміру профілів. Табл. 1 демонструє відмінності кольору плівки товщиною 25 мкм на поверхні різних алюмінієвих сплавів після анодування.

Вплив хімічного складу алюмінієвого сплаву на зовнішній вигляд анодної плівки

Сплав	Вид плівки
Чистий Al	Світлий прозорий
1100	Сріблясто-сірий
2014	Блакитно-жовтий
3003	Блідо-коричневий
4043	Сірий
5052	Сріблясто-світло-жовтий
5086	Сріблясто-сірий
6061	Жовтий
6083	Сріблястий непрозорий

Також для захисту алюмінієвих профілів разом з анодуванням застосовуються методи наведені нижче, при цьому процес анодування використовують як окремий процес так і в комбінації з нижче зазначеними методами.

Фарбування є процесом нанесення рідкого або порошкового органічного покриття на поверхню профілю, яке повинно чинити опір впливу сонячного світла, вологи, агресивних середовищ, змін температури та фізичних ушкоджень. Порошкові покриття мають практично такі ж експлуатаційні характеристики, що і рідкі з того ж матеріалу, проте вартість їх нижча. Вони наносяться електростатичним способом. Інгредієнтами порошку є сполучні речовини (смоли та полімер), органічні та неорганічні пігменти для забезпечення кольору покриття, присадки, що покращують технологічні властивості порошку. Найчастіше для алюмінієвих профілів, що піддаються порошковому фарбуванню, застосовується процес хроматації- нанесення конверсійного покриття. Хроматний шар покращує адгезію між поверхнею профілю та покриттям, підвищує корозійну стійкість пофарбованого профілю. Товсте хроматне покриття має хороший опір корозії, але меншу адгезію порівняно з тоншим шаром. Використовують «жовте» та «зелене» хроматування, які, перш за все, відрізняються складом, кількістю компонентів і часом оброблення. Розглянуто технологічні особливості нанесення порошкового покриття. Абразивне очищення використовується як самостійний спосіб

надання особливого вигляду поверхні профілю, а також для підготовки поверхні перед анодуванням або фарбуванням. Абразивне очищення проводиться шляхом обдужування поверхні профілю високошвидкісним потоком сухих металевих або неметалевих частинок, в якості яких, як правило, використовується промитий кварцовий пісок або оксид алюмінію. Цей вид оброблення може застосовуватися перед фарбуванням не тільки для очищення, але й для одержання матової текстури. Обробка лазером дозволяє виготовляти вироби без шорсткості та зазубрин, підвищити корозійну стійкість, зносостійкість і міцність алюмінієвих профілів за рахунок поверхневого легування хромом, нікелем, дисіліцидом ніобію тощо. Насичення поверхневих шарів сплаву легувальними елементами відбувається в результаті дифузії і масопереносу в рідкій фазі при можливому конвективному або чисто механічному перемішуванні розплаву в зоні дії лазерного випромінювання. Хімічне полірування здійснюється в розчинах кислот. Малі концентрації важких металів у розчині посилюють поліруючий ефект, особливо при обробці сплавів з незначним вмістом міді. Зазвичай у ваннах використовується повітряне перемішування, хоча кращим є механічний спосіб. Занадто інтенсивне перемішування може призвести до смугастості та пітингу металу профілю. Технологічний процес електрополірування включає попередню обробку (очищення, промивання) і, власне, електрополірування. Профіль поміщають у ванну, через яку проходить постійний струм, де він виконує роль аноду. Цей вид оброблення застосовується як самостійна операція, так і в технологічних процесах поверхневої обробки, що включають анодування. Типові режими електрополірування суттєво залежать від хімічного складу алюмінію та його сплавів.

Для підвищення корозійних, механічних і експлуатаційних властивостей виробів з алюмінієвих профілів, надання їм товарного вигляду використовують різні способи оброблення поверхні, зокрема: анодування (анодне оксидування), фарбування, забарвлення, лазерне оброблення, хімічне травлення, електрополірування тощо. Кожний з цих способів використовується окремо або для підсилення ефекту в комплексі.

¹О.О. Педаш,¹Н.О.Лисенко, ²С.М. Данилов, ²Д.О. Тьомкін, ³В.В. Наумик

АТ «МОТОР СІЧ», Запоріжжя, Україна

Запорізький машинобудівний завод ім. В.І. Омельченко, Запоріжжя, Україна

Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна

ugmet@motorsich.com

ПІДВИЩЕННЯ ІНТЕГРАЛЬНОЇ ПЛАСТИЧНОСТІ ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ МОДИ- ФІКУВАННЯМ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ ВІДПОВІДАЛЬНИХ ДЕТАЛЕЙ ГТД

Лопатки авіаційних двигунів зазвичай мають складну геометрію з наявністю зон з підвищеною концентрацією напружень, розподілення котрих за їх перерізом зазвичай має нерівномірний характер [1]. Важливим питанням забезпечення експлуатаційної надійності лопаток турбін є можливість локалізації їх руйнування у випадку їх обривання під дією зовнішніх або внутрішніх чинників в процесі роботи. В цьому плані забезпечення заданого рівня інтегральної пластичності в лопатках є чинником, що дозволяє розподілити діючі напруження в матеріалі й суттєво їх знизити в об'ємах, де їх рівень максимальний.

На сьогодні підвищення характеристик деталей гарячого тракту газотурбінних двигунів й експлуатаційного ресурсу в цілому досягають розробкою нових жароміцних матеріалів з удосконаленими схемами легування, а також модифікуванням й мікролегуванням існуючих промислових сплавів, що підтвердили свою надійність впродовж тривалої експлуатації в реальних умовах [2]. Застосування комплексного підходу при модифікуванні жароміцного литва дозволяє отримати синергетичний ефект від суміщення різних технологічних методів, й відповідно більш повно реалізовувати переваги окремих видів модифікування та досягти підвищеного рівня експлуатаційних характеристик матеріалу відповідальних виливків [3,4].

В даній роботі досліджували вплив комплексного модифікування модифікаторами різного механізму дії на структуру й властивості жароміцного сплаву, перш за все ударної в'язкості та показників пластичності на рівні, з метою унеможливлення критичні ситуацій в експлуатації (розліт уламків великогабаритних лопаток по складовим частинам газотурбінного двигуна спричинених їх випадковим обривом під дією зовнішніх або внутрішніх чинників або пробиття корпусу мотогондоли).

Досліджували зразки отримані методом литва за витоплюваними моделями з жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, що був комплексно модифікований ітрієм (0,01% (мас.)) та частками карбонітриду титану $Ti(C,N)$ у кількості 0,050%. Кількість модифікаторів, що вводилася у розплав була визначена на основі літературних даних та виходячи із досвіду проведення промислових плавок жароміцного литва, що реалізуються для забезпечення заданого рівня, міцності, пластичності й жароміцності. Зразки були відлиті у керамічну форму, перший робочий шар котрої, виконано з використанням інокуючої добавки – алюмінату кобальту. Виливки піддавали гарячому ізостатичному пресуванню та стандартній термічній обробці.

Результати дослідження показали, що хімічний склад комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ, за основними елементами, відповідав вимогам НТД на матеріал.

Встановлено, що під дією комплексного модифікування у виливках сформована макроструктура з трьох зон: зона стовбчастих кристалів котра розповсюджується від поверхні виливків до їх центральної частини де зерна набувають рівновісної форми.

Реалізація високої швидкості кристалізації розплаву під дією інокуючого впливу алюмінату кобальту та об'ємного модифікування карбонитридами титану $Ti(C,N)$, призводила до формування в мікроструктурі тонких меж зерен з наявністю дрібних примежових карбідів типу $M_{23}C_6$ сферичної морфології тарозміром, що переважно не перевищував 2 мм. Наряду із карбідами сферичної морфології в структурі дослідних зразків виявлені глобулярні карбіди, в місцях розташування котрих спостерігаються зони, що збагачені на ітрій, молібден та титан, та збіднені на хром.

При металографічному дослідженні встановлено, що мікроструктура зразків після ГП та термічної обробки являє собою γ -твердий розчин, зміцнений інтерметалідною γ' -фазою, з наявністю карбідів і карбонітридів та відповідає нормально термообробленому стану сплаву ЖСЗДК-ВІ й прийнятій шкалі мікроструктур.

Механічними випробуваннями встановили, що комплексним модифікуванням забезпечено рівень механічних властивостей матеріалу, що відповідає вимогам нормативно-технічної документації. При цьому вплив на пластичність матеріалу більш яскраво виражений, оскільки отримані значення відносного видовження перевищують вимоги більше ніж у два рази. Подібна тенденція спостерігається й випробуваннях на ударну в'язкість, значення котрої перевищували 65 Дж/см².

Для оцінки спроможності комплексно-модифікованого матеріалу до забезпечення інтегральної пластичності конструкції й здатності лопаток сприймати робочі на-

вантаження без руйнування, виконували випробування натурних виливківлопаток турбіни вентилятору на кут загину. Аналіз результатів випробувань на кут загину модифікованих лопаток показав, що за місцем згину на лопаток тріщин не виявлено, середнє значення куту загину складає 120°. Отримані дані дозволяють зробити висновок, що модифікування жароміцного розплаву дослідним комплексом модифікаторів дозволяє отримати задані структуру та характеристики матеріалу й забезпечити у реальних виливках високі показники пластичності, ударної в'язкості та кута загину.

Список літератури

1. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. В 2 х ч.: Ч. 2. "Лопатки турбины" / В. А. Богуслаев, Ф.М. Муравченко, П.Д. Жеманюк, В.К. Яценко, А.Я. Качан, Э.И. Цивирко, С. Б. Беликов, М. Р. Орлов, В. Е. Замковой, В. Ф. Мозговой, О. В. Рубель. – Запорожье: Издательский комплекс ОАО "Мотор Сич", 2003. –Ч. 2. – 420 с.
2. Chester T. Sims, Norman S. Stoloff, William C. Hagel Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power (2nd edition) / Wiley-Interscience. John Wiley & Sons, New York – 1987. – 615 p.
3. О. О. Педаш, Е. І. Цивірко. "Комбіноване модифікування рафінованого жароміцного сплаву ЗМІЗУ-ВІ" Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні, №. 2, 2008, С. 8-13.
4. Жеманюк П. Д., Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Наумик В. В. "Комплексное влияние технологических операций на структуру и свойства жаропрочного никелевого сплава ЖСЗДК-ВИ" Восточно-Европейский журнал передовых технологий, Т. 3, №. 12 (63), 2013, С. 68-73.

Ю. П. Петруша, С.О. Юрчук

Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя

ПІЧНЕ ОБЛАДНАННЯ, УСТАТКУВАННЯ ТА ОСНАЩЕННЯ ДЛЯ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ВИРОБНИЦТВА БІМЕТАЛЕВИХ ЗАГОТОВОК

Обладнання і устаткування в ряді галузей промисловості працюють в умовах, коли на матеріал впливає цілий ряд факторів, які можуть призводити до передчасного руйнування його деталей. Це – знос, знакозмінні механічні, ударні навантаження, вплив агресивних середовищ, що викликає прискорений розвиток корозійних процесів, а для багатьох деталей обладнання ще й високі температури та тиск.

Тому для виготовлення деталей цього обладнання необхідні сучасні високотехнологічні матеріали, які одночасно мають високі показники міцності, зносостійкості, корозійної стійкості та інших експлуатаційних характеристик.

Отримати весь перелік вищезазначених властивостей в окремо взятому монометалічному матеріалі практично неможливо, тому оптимальне рішення полягає у використанні біметалевих матеріалів, що мають основний шар з високоміцної конструкційної сталі і робочий шар із сплаву зі спеціальними властивостями (зносостійкість, корозійна стійкість та тощо) [1].

Пічна установка для виробництва біметалевих заготовок включає апарат для зварювання пластинчатим електродом А-550У-02 з механізмом затискання, переміщення і корекції електроду, джерело живлення – трансформатор ТШС-3000-1 з короткою мережею та системою управління, устаткування та оснащення для формування електрошлакового зливка.

Механізм затискання, переміщення і корекції електроду призначений для утримання і переміщення електроду в трьох просторових координатах. Механізм забезпечує затискання електроду на вихідній позиції, переміщення його в позицію над кристалізатором, переміщення електроду вниз в початкову робочу точку, робочу подачу електроду в процесі плавки, зупинку електроду в кінці плавки в заданій точці та переміщення залишку електроду в позицію, де відбувається його звільнення від затискання. Механізм забезпечує можливість здійснювати переплав витратних електродів масою до 100 кг і довжиною до 1500 мм.

Електрошлакова піч оснащена джерелом живлення ТШС-3000-1. Трансформатор забезпечує ступінчасту зміну робочої напруги за рахунок зміни загального числа витків котушок первинної обмотки. Живлення трансформатору здійснюється від однофазної мережі змінного струму напругою $380 \pm 20\%$ частотою 50 Гц. Включення та виключення трансформатора відбувається в ручному режимі. Джерело живлення забезпечує отримання біметалевих заготовок діаметром до 400 мм.

Коротка мережа призначена для підводу електричної енергії від джерела живлення до механізму затискання електроду і піддону кристалізатора, що охолоджується водою. Підведення струму до піддону здійснюється мідними шинами і гнучким кабелем, що охолоджується водою.

Устаткування та оснащення забезпечує якісне формування біметалевої електрошлакової заготовки і складається з кристалізатора спеціальної конструкції, який забезпечує бездефектне сплавлення основного (кованого, катаного, литого тощо) і електрошлакового (литого) металів та різних пристроїв технологічного призначення, які забезпечують проведення процесу виплавки біметалевої заготовки [2, 3].

Конструкція кристалізатора, устаткування та оснащення дозволяють отримувати високоякісні електрошлакові біметалеві заготовки різної форми та маси з різних конструкційних, легованих і високолегованих сплавів.

Одним з напрямків використання пічної установки для електрошлакового отримання біметалевих заготовок є її застосування для відновлювання деталей та інструменту різного призначення. Пічна установка, устаткування та оснащення дозволяють відновлювати електрошлаковою технологією деталі відповідального призначення і інструмент вагою від 5 до 200 кг.

При цьому необхідно зауважити, що витратний електрод виготовляється з відходів виробництва ковкою, литвом та зварюванням без значних додаткових витрат, а технологічне устаткування і оснащення, що застосовуються прості за конструкцією і не складні у виготовленні. Обладнання та оснащення установки завдяки своїй універсальності може бути використано в будь-якій галузі господарства.

Література

1. Рибалко І.М., Сайчук О.В., Захаров А.В., Потоскаєв О.М. Електрошлакова наплавка поверхонь виробів композиційним зносостійким сплавом / І.М. Рибалко, О.В. Сайчук, А.В. Захаров, О.М. Потоскаєв // Вісник Сумського національного аграрного університету. Серія «Механізація та автоматизація виробничих процесів». Суми: Видавничий дім «Гельветика», 2022. Випуск 2 (48). С. 61-65.

2. АС СРСР № 1160748, МПК С22С В9/18. Пристрій для відновлення відпрацьованих деталей методом електрошлакового наплавлення [Текст] / Б.С. Сперанський, П.С. Кіреев, Ю.А. Шульте та інш. (Україна); заявник ЗМІ ім. В.Я. Чубаря; заяв. 24.11.1982 – 8с.

3. UA № 79985, МПК С22С В9/18. Пристрій для відновлення відпрацьованих деталей методом електрошлакового наплавлення [Текст] / Ю. П. Петруша, В.В. Луньов, Є.М. Парахневич та інш. (Україна); заявник ЗНТУ; заяв. 13.05.2013, Бюл. №9. – 3с.

УДК 621

Б.О. Пічиневський, Т.В. Берлізева

Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут», Україна, м. Харків

ОСОБЛИВОСТІ ВИБІВКИ ЛИВАРНИХ ФОРМ ЗА ДОПОМОГОЮ ІНЕРЦІЙНОЇ ВИБІВНОЇ РЕШІТКИ

Ливарне виробництво відноситься до заготівельної бази виробництва в машинобудуванні. За допомогою ливарних технологій виготовляється велика частина заготовок для подальшої механічної обробки і отримання готових деталей машинобудування.

Щоб уникнути спотворення конфігурації, утворення тріщин та інших дефектів виливків, вибівку слід проводити тільки після завершення процесів кристалізації розплаву і формування виливків у формі.

Вибівка виливки – процес видалення затверділої і охолодженої до певної температури виливки з ливарної форми, при цьому ливарна форма руйнується [1]. В процесі вибівки необхідно зруйнувати разову ливарну форму з метою звільнення виливки [2].

Зважаючи на великий різновид конструкцій та технологічних процесів виготовлення форм, що підвергають вибівці, в ливарних цехах використовують різні типи обладнання для вибівки форм, видалення виливок з них та стрижнів з виливок.

До найбільш поширеного вибівного обладнання, що застосовують практично для вибівки форм будь-якої маси в цехах з різним характером виробництва, відносяться

електромеханічні вібраційні решітки ексцентрикового, інерційного та інерційно-ударного типу.

Вибивка форм з опок та виливок з форм – найбільш тяжка операція з всього циклу виготовлення виливок за своїми санітарно-гігієнічними умовами, так як супроводжується великим пило-, газо- та тепловиділенням і високим рівнем шуму. Тому механізація і автоматизація робіт по вибивці є першочерговими завданнями.

Операція вибивки виливок з форм полягає в відділенні формувальної суміші від затверділих і досить охолоди виливків. Вибивка форм проводять після охолодження виливків до $200...800^{\circ}\text{C}$. Витяг виливків у формах обумовлюється родом сплаву (сталь, чавун, кольорове лиття), а також розмірами, товщиною стінок і формою самих виливків. Складні виливки, схильні до викривлення і утворення тріщин, охолоджуються в формі до $200...250^{\circ}\text{C}$. Вибивку виливків, які не схильні до утворення тріщин, для підвищення їх міцності і твердості виробляють при температурі до 800°C [3, 4].

Практичний досвід показує, що чавунні виливки можна витягати при температурах: дрібні – $700...800^{\circ}\text{C}$, середні – $400...500^{\circ}\text{C}$, великі – $300...400^{\circ}\text{C}$. Виливки з бронзи вибивають з форм при температурі $300...500^{\circ}\text{C}$, алюмінієві при $200...300^{\circ}\text{C}$, магнієві – після охолодження до $100...150^{\circ}\text{C}$.

Інерційна решітка є найбільш використовуваним видом обладнань для вибивки ливарних форм.

Продуктивність вибивних решіток також залежить від ступеня ущільнення форми, складу формувальної суміші, розмірів опоки, а в разі опок із хрестовинами – від розмірів комірок.

Зазвичай інерційна вибивна решітка являє собою решітчасту раму, яка оперта на амортизатори. Вона приводиться в коливальні рухи від вала з дебалансом. Вал обертається у підшипниках, які монтовані на рамі решітки, та обертається від стационарного електродвигуну за допомогою клиноременної передачі.

При роботі інерційної вибивної решітці відбуваються періодичні співударення опоки, що вибивається, яка підскакує над решіткою. Удар опоки чи ливарної форми, що вибивається об решітку має напівпружний характер, з частковим відновленням швидкості, тобто миттєвим відображенням, чи відскоком, опоки від решітки після удару. Тому решітка здійснює коливання одна, без опоки, протягом усього періоду між співударами.

Інерційна решітка не має жорсткого привода з примусовою кінематикою. Привід інерційної решітки – вал з дебалансом, що обертається, неврівноважена центробіжна сила якого і змушує її коливатися на своїх пружних опорах. Вертикальна складова

цієї збурюючої сили змінюється за періодичним законом гармонічного коливання руху та має свій постійний період та постійну амплітуду.

Список літератури

1. Nyembwe, K., Bhero, S., De Beer, J. G., & Van der Walt, J. G. (2012). Assessment of surface finish and dimensional accuracy of tools manufactured by metal casting in rapid prototyping sand moulds: general article. *South African Journal of Industrial Engineering*, 23(3), 130– 143.
2. Lakirev SG, Khilkevich Ya M, Sergeev SV (1991) Method of excitation of circular oscillations and a device for its implementation. RF Patent 1664412, Bul. No. 27
3. Sergeev SV, Reshetnikov BA, Zakirov RG, Sergeev Yu S (2011) Method of excitation of oscillations. RF Patent 2410166, IPC B06B 1/16, 2009119832/28, Bul. No.3
4. Chen, J.C., Savage, M.: A Fuzzy-Net-Based Multilevel In-process Surface Roughness Recognition System in Milling Operations. (2001), *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. vol. 17, pp. 670– 676.

A. G. Prigunova, M. V. Koshelev, A. G. Borisov

Physical and Technological Institute of Metals and Alloys of the NASU, Kyiv

E-mail: adel_nayka@ukr.net**PRIMARY SILICON IN HYPEREUTECTIC ALLOY AL – 16.5 % WT. SI TREATED IN THE LIQUID STATE BY A CHANGING UNIPOLAR PULSED ELECTRIC CURRENT**

Hypereutectic Al alloy – 16.5% wt. Si was smelted in an electric muffle furnace in graphite crucibles at a temperature of 850 ± 5 °C. Single-crystalline silicon of semiconductor purity was introduced into the matrix melt of zone-melted aluminium A999 (purity 99.999%) by intensive mechanical mixing (vortex process). The resulting alloy was poured into a mould in which it was cooled at a rate of 2 °C/s. From the resulting casting, a sample was cut out with a size corresponding to the length of the heating chamber in the installation for processing the melt with electric current pulses.

Contacts were welded to the sample, melted while in the oxide shell. The melt at a temperature of 720 °C was treated with a series of pulse packages. The duration of the packet is 0.5 s, and the interval between packets is 0.2 s. The envelope of the signals in the packet is described by a sinusoid.

The series consisted of packages of low, mid and high frequencies. The series consisted of seven packets, the maximum amplitude of each packet was different and was set separately. The modes of processing the melt with an electric current in one series of experiments are given in **Table. 1**. The melt was processed in three series in a row. During the experiments, two types of series were used - the frequency of pulses in the packets forming the series was the same, however, the maximum values of the current density in the packets differed (mode 1 and mode 2, see Table 1), thus two types of processing were used. The treated melt solidified in the installation chamber at a speed of 0.3 °C/sec, and samples were cut from the resulting castings to study the microstructure, X-ray diffraction studies and DTA.

The phase composition was studied by X-ray diffraction analysis. Diffraction curves from the samples were obtained on a DRON-3M diffractometer in Cu-K α radiation by scanning point by point with an interval of 0.1 degrees. in the 2θ angle range: 15°–105°. The exposure time was such that the statistical error in intensity measurements at large scattering angles did not exceed 1%. A graphite monochromator was placed on the primary beam. The recording equipment modes for each sample were selected experimentally to exclude

noise, fluorescent scattering from the sample, as well as radiation from a continuous spectrum with a wavelength of $\lambda/2$ transmitted by the monochromator crystal.

Table 1. Mode of processing the melt with electric current in one series of experiments

Types of processing	Pulse frequency in each packet of one series, Hz	Maximum value of current density in packets forming one series, A/cm ²
Mode 1	700→3000→ 30000→3000→700 → 3000 →30000	700→250→70→ 250→700→250→70
Mode 2	700→3000→ 30000→3000→700 → 3000→30000	1300→450→150→ 450→1300→450→150

The microstructure was studied on a NEOPHOT-21 microscope after polishing and etching the surface of sections with a standard reagent - a 0.5% aqueous solution of HF, as well as after deep electrolytic etching on a REM-106I scanning electron microscope. The parameters of phase transformations were determined on a Derivatograph Q 1500-D instrument (MOM Hungary). Thermograms were recorded at a linear heating and cooling rate of 10 K/min in the temperature range of 20 – 750 °C in air, with a sample weight of 50 mg. Annealed (1500°C) aluminium oxide ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$) was used as a standard. The sample and standard were placed in closed crucibles made of heat-resistant steel. The device was calibrated according to reference samples, which used metals Sn, Bi, Zn, Al, and Sb, characterized by phase transformations over the entire temperature range of interest.

The microstructures of the untreated and treated samples are shown in **Fig. 1** and **2**. As a result of melt processing, the size of the primary silicon crystals (denoted as Si^1) significantly decreases. For the untreated sample, it was about 100-160 μm (**Fig. 1a**), for mode 1 - 8-15 μm (**Fig. 1b**). After treatment in mode 2, primary silicon is practically invisible in the microphotograph, **Fig. 1c**, with visible dendrites of the aluminium solid solution. Their formation may be associated with an increase in the volume fraction of microregions with a statistical distribution of aluminium and silicon atoms in the melt under the influence of a pulsed electric current. This led to changes in the crystallization process

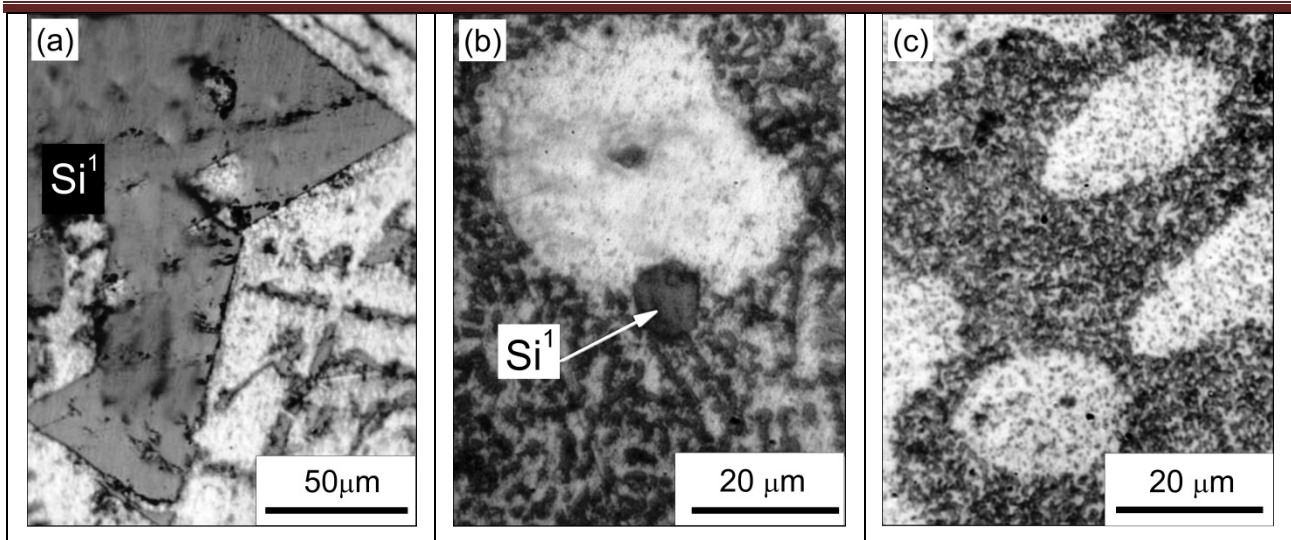


Fig. 1 Microstructure of Al alloy - 16.5% wt. Si: a – initial state; b – after processing the melt according to mode 1, c - after processing the melt according to mode 2. Primary silicon is designated as Si¹.

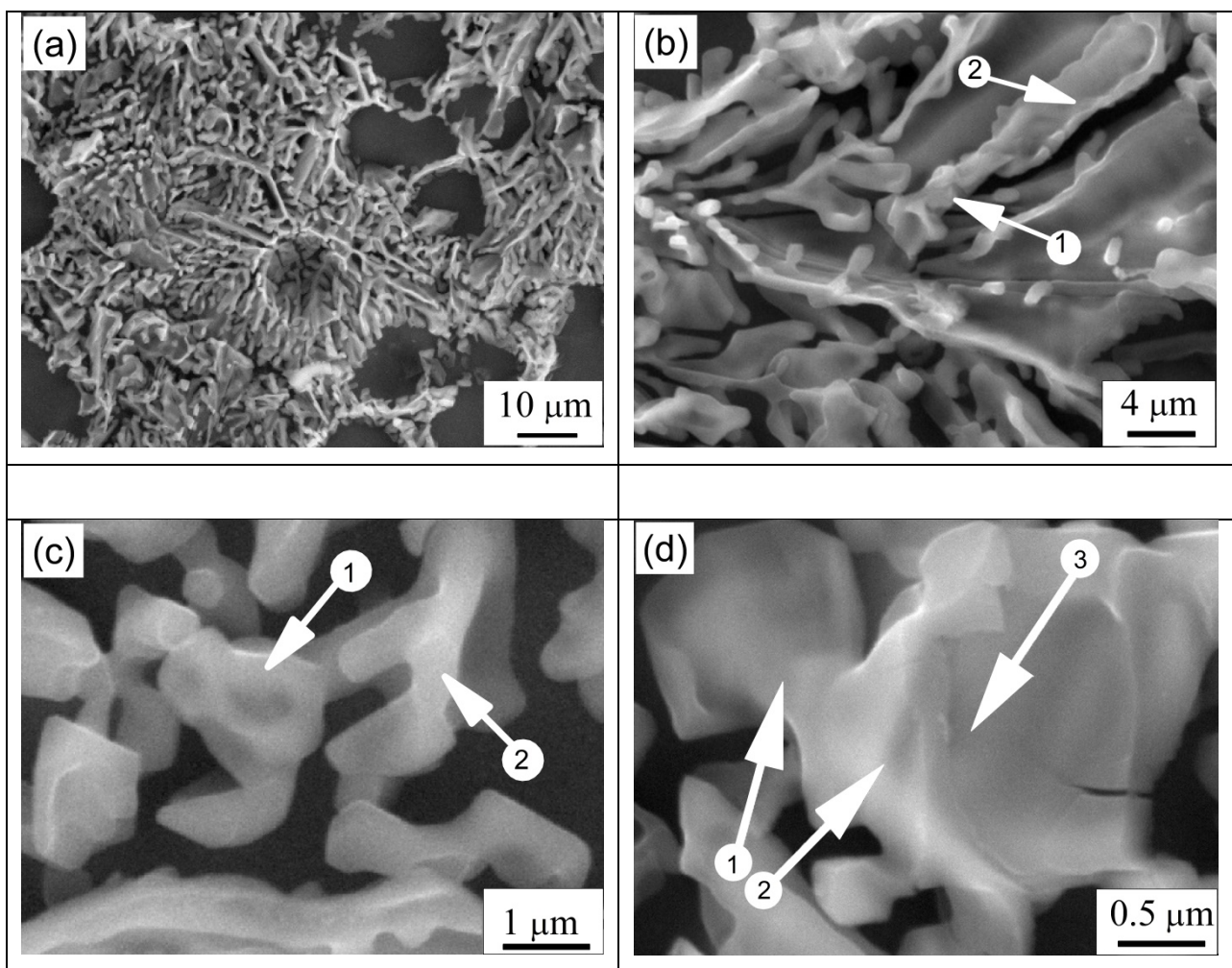


Fig. 2. Details of the structure of the sample processed in mode 2 (scanning electron microscopy). Descriptions of the arrows are given in the text.

and the formation of pseudo-primary dendrites of the aluminium solid solution in the structure of hypereutectic Al-Si alloy.

For mode 2 **Fig. 2** shows images obtained by electron microscopy. **Fig. 2a** shows a general view of the eutectic framework, which is formed by branched silicon dendrites with rounded branches 100-500 nm thick. Primary silicon crystals are shown in **Fig. 2 b-d**:

Fig. 2 b, arrow 1 - cylindrical crystals, atypical for primary silicon, with a thickening in the form of a pentahedron with a hole at the butt at one end;

Fig. 2 b, arrow 2 - The growth of eutectic silicon crystals begins from primary cylindrical silicon crystals;

Fig. 2 c, arrow 1 - Against the background of the eutectic (**arrow 2**), single, difficult-to-distinguish crystals of primary silicon are observed, on the surface of which there are round or ellipse-like depressions;

Fig. 2 d arrow 1 - cylindrical crystals, atypical for primary silicon, with a thickening in the form of a pentahedron with a hole at the butt at one end;

Fig. 2 d, arrows 2, 3 - crystals atypical for primary silicon with a disk-like thickening with a fairly large depression at the other butt.

The observed changes - significant grinding of primary silicon under the influence of unipolar electrical pulses varying both in frequency and amplitude (and the grinding effect intensifies with an increase in the maximum values of the current density in the pulse packet) are apparently associated with changes in short-range order silicon atoms in the melt. To study the features of phase formation processes, DTA studies were carried out, the results of which are shown in **Fig. 3** and in **Table 2**. On the DTA melting curve of the untreated alloy two endothermic peaks are observed (**Fig. 3 a**) - the eutectic melting peak ($T_{1H} = 567.5\text{ }^{\circ}\text{C}$) and the melting peak of primary silicon Si1 crystals, observed in the temperature range from $632\text{ }^{\circ}\text{C}$ to $681\text{ }^{\circ}\text{C}$. The intensity of the second peak is significantly lower than the first, which is due to the large volume fraction of eutectic in the alloy. On the DTA curve obtained in the cooling, the temperature of the onset of crystallization of primary silicon Si¹ is only 628°C (**Fig. 3 a**). During crystallization of the eutectic (573°C), a slight overcooling of the alloy of $\sim 3^{\circ}\text{C}$ is observed. Treatment of the melt with a pulsed periodic (cyclic) unipolar electric current in mode 1 (**Fig. 3 b**) leads to an increase in the temperature range of eutectic melting ($567.5 - 645\text{ }^{\circ}\text{C}$). Under these heating conditions, a shift in the melting temperature range of primary silicon Si¹ crystals to the region of higher temperatures ($645 - 661\text{ }^{\circ}\text{C}$) is observed. In this case, compared to the untreated alloy, the melting temperature range of Si¹ is reduced by almost three times, and the total melting range of the alloy (eutectic + Si¹) is reduced by $20\text{ }^{\circ}\text{C}$.

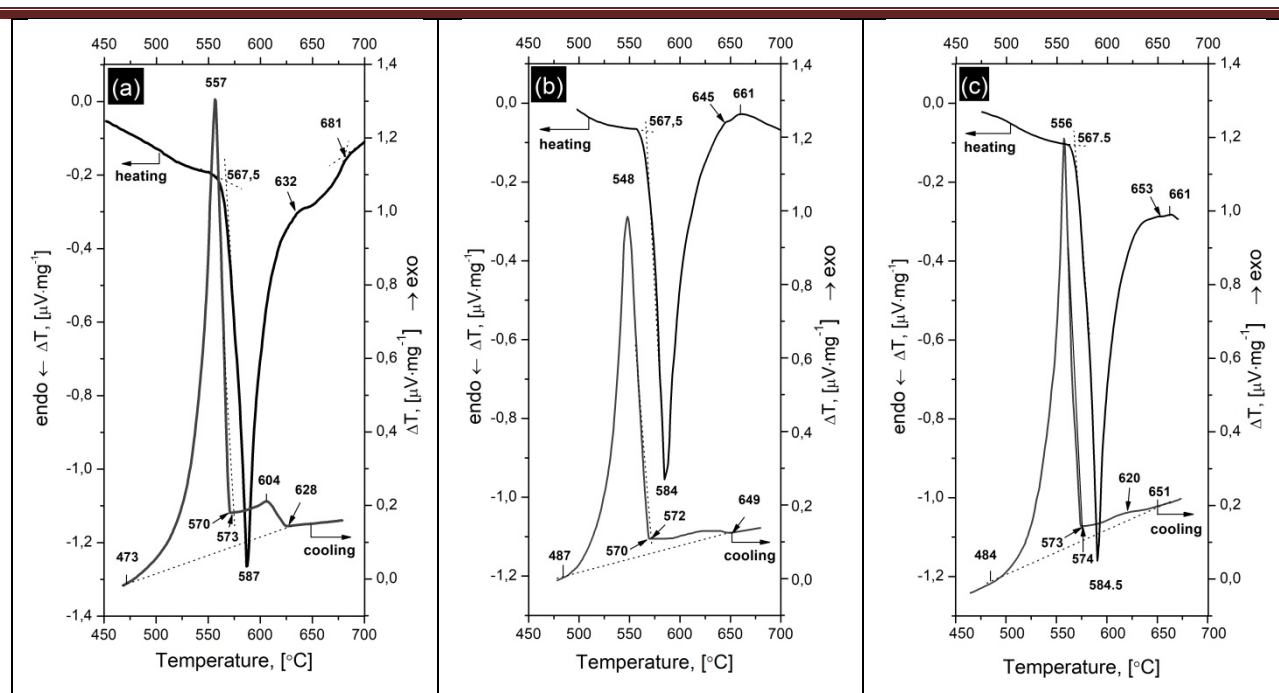


Fig. 3. DTA curves of alloy Al—16.5 wt.%. Si at a linear heating and cooling rate of 10 °C/min: a – initial state; b - after processing the melt with mode 1, c - after processing the melt with mode 2

Table 2. Parameters of melting and crystallization of the Al-16.5 wt.% alloy. Si

Sample	Heating					Cooling					
	T1 _H	T2	T3	ΔT ₁	ΔT, s	T1 _K	T2	T3	ΔT ₁	ΔT	ΔT, s
Non treated	567,5	632	681	49	665	628	573	473	55	155	390
Mode1	567,5	645	661	16	695	649	572	487	77	162	540
Mode 2	567,5	653	661	8	540	651	574	484	77	167	420

T1_H – melting temperature of eutectic; T2 – temperature of the beginning of primary silicon melting, T3 – completion of the melting process; ΔT₁ – temperature range of silicon melting; ΔT, s – time of the melting process; T1_K – temperature of the beginning of crystallization of primary silicon; T2 – temperature of the beginning of crystallization of the eutectic; T3 – completion of the melting process; ΔT₁ – temperature interval between the beginning of crystallization of silicon and the eutectic (crystallization interval of primary silicon); ΔT – crystallization interval; ΔT, s – crystallization time

Comparing the DTA curves obtained during the cooling of the melt, it can be argued that processing the melt according to mode 1 leads to the expansion of the temperature

range of phase transformations with a significant (by more than 20 °C), shifting the beginning of the Si¹ precipitation process to the region of higher temperatures. In the alloy processed according to mode 1, on the DTA cooling curve, the beginning of crystallization of primary silicon is fixed at a temperature of 649 °C, and the temperature of the beginning of eutectic precipitation practically does not change (is within the error limits of the method).

In the DTA curves of the alloy treated with pulsed electric current in mode 2 (**Fig. 3c**), a further, even more significant, expansion of the eutectic melting range (567.5 – 657 °C) is observed; Si¹ melting occurs in a very narrow temperature range (653 – 661 °C), while the melting peak of Si¹ is barely noticeable (virtually absent). Upon cooling, the beginning of the precipitation of the Si¹ phase on the DTA curve (**Fig. 3 c**) is recorded at a temperature of 651°C. This suggests that the higher the density of the pulsed electric current (mode 2), the greater the shift to the region of high temperatures of the onset of crystallization of primary silicon.

The decrease in the total thermal effect and the expansion of the overall crystallization range (see Table 2) are most likely associated with a decrease in the microheterogeneity of the liquid phase and a change in the short-range order of atoms in silicon clusters. A decrease in the magnitude of the exothermic crystallization peak of primary silicon crystals on the DTA curves and a decrease in the volume fraction of this phase in the solid state may be a consequence of the dissolution of silicon-containing clusters and a decrease in their size.

Conclusions

1. Impact of periodic (cyclic) unipolar pulsed electric current on Al melt – 16.5% wt. Si leads to a change in the parameters of the crystallization process and a significant refinement of the primary silicon crystals; the grinding effect intensifies with an increase in the maximum values of the current density in the pulse packet.
2. The observed changes are most likely associated with a change in the structure of the aluminium-silicon melt, the appearance of silicon clusters with a short-range order of Si-Si atoms that differs from the untreated melt and a higher degree of metallization of the interatomic bond.

УДК 543.442.2:669.017.15/.16

**О. С. Роїк¹, О. М. Яковенко¹, Д. С. Каніболоцький², А. М. Верховлюк²,
Р. А. Сергієнко², О. А. Щерецький², О. В. Железняк²**

¹Київський національний університет імені Тараса Шевченка, Київ

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

E-mail: anatoliiverkhovliuk@gmail.com

РЕНТГЕНОФАЗОВИЙ АНАЛІЗ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМ FeNiCrCuAl ТА FeNiCrCuMn

Сплави виплавляли методом індукційної плавки в тиглі з набивною нейтральною футерівкою із оксидів алюмінію та магнію з їх масовим співвідношенням 9:1, а в якості зв'язуючої речовини використовували буру з масовою часткою 2%. Через високу хімічну активність до кисню алюміній і марганець вводили у розплав у вигляді лігатур мідь-алюміній та мідь-марганець. Хром через його відносно високу температуру плавлення (1857 °С) також вводили у вигляді низьковуглецевої лігатури хром-залізо промислової марки ФХ010А, що дозволяло не перегрівати розплав. Крім того приготування лігатур дозволяло поліпшити розчинення елементів в розплаві, що у свою чергу сприяло його гомогенізації. При виготовленні лігатур Cu-Mn і Cu-Al використовували мідь марки М1 (99,9 мас. %), алюміній чушковий марки А85 (99,85 мас. %) та порошковий марганець (99,55 мас. %). Лігатури отримували методом індукційної плавки у графітовому тиглі. В першу чергу розплавляли мідь, а потім в рідкий метал вводили алюміній або марганець. Масова частка марганцю в лігатурі Cu-Mn складала на рівні 34 %, при такій кількості ліквідус системи має мінімум біля 870±5°С. При масовій частці алюмінію 33 % в лігатурі Cu-Al температура плавлення складає близько 800 °С, а при кімнатній температурі утворюється твердий розчин η₂, який формується в результаті перитектоїдної реакції. Іншими шихтовими матеріалами були чавун марки ЧН17Д3Х2 та нікель чистотою 99,5 мас. %. Склад отриманих сплавів показаний в таблиці 1.

Фазовий аналіз сплавів здійснювали методом рентгенівської дифракції на дифрактометрі ДРОН-3 з використанням Со-К α та Мо-К α випромінювань та з фокусуванням рентгенівських променів за Бреггом-Брентано.

Вимірювання проводились у кутовому діапазоні 10 - 60 градусів з кроком 0,02° та часом набору імпульсів 2 с.

Таблиця 1 – Склад дослідних сплавів, ат. %

№	Fe	Ni	Cr	Mn	Al	Cu	C	Si	P	S
1	22,01	19,93	16,78	0,035	19,86	18,27	2,67	0,43	0,011	0,008
2	26,58	19,24	15,65	0,160	18,17	16,56	2,89	0,71	0,013	0,013
3	20,90	19,71	16,88	19,06	-	20,36	2,36	0,69	0,020	0,028
4	24,21	19,87	15,36	16,10	-	20,54	3,15	0,72	0,022	0,024

Для точного визначення параметрів ґратки в області дальніх піків на великих кутах обирали крок $0,01^\circ$ та час набору імпульсів 12-16 с в залежності від зразка.

На рисунку 1 приведено дифрактограми, отримані на сплавах систем FeNiCrCuAl та FeNiCrCuMn. Аналіз показує, що всі сплави кристалізуються у вигляді простих твердих розчинів на основі фаз з ОЦК- і ГЦК-ґратками.

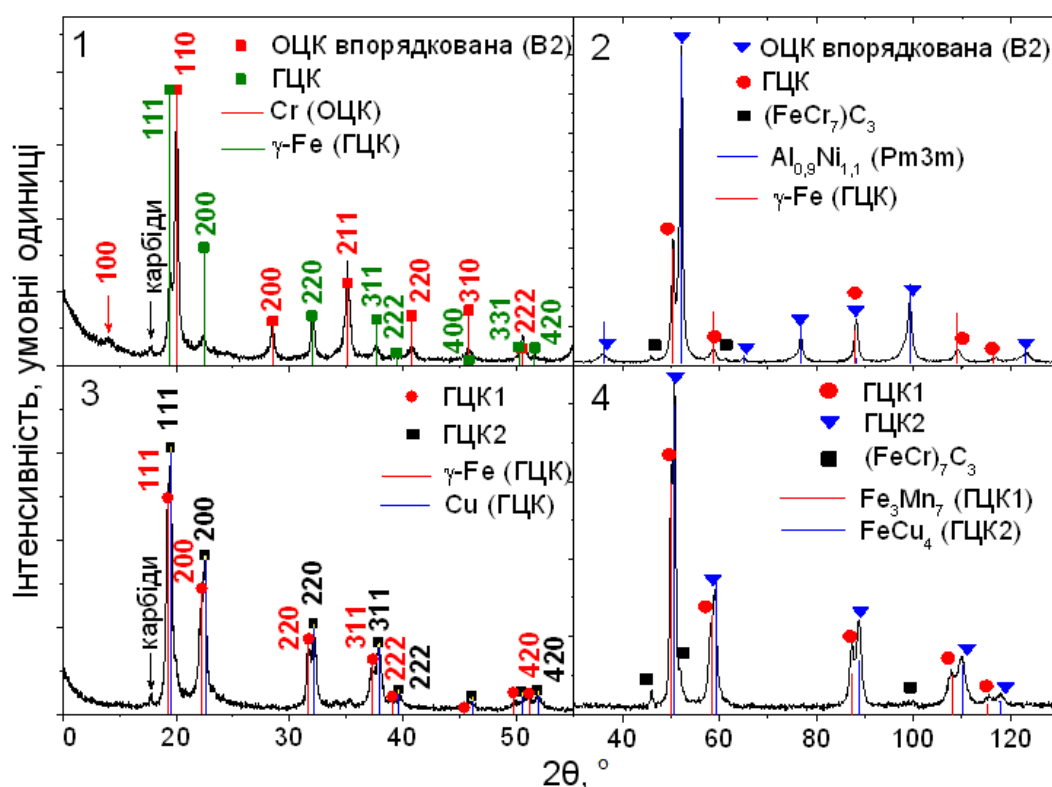


Рис. 1 – Дифрактограми високоентропійних сплавів. Номера в лівих верхніх кутах відповідають номерам сплавів в таблиці 1. Ліва частина – випромінювання Мо-К α , права – Со-К α .

На зовнішній вигляд дифрактограми зразків від різних груп сплавів виявились близькими між собою в межах кожної групи, оскільки сплави мають схожий хімічний склад. Сплави системи FeNiCrCuAl мають двофазну структуру з ОЦК- та ГЦК-ґратками, а сплави системи FeNiCrCuMn також мають двофазну структуру, але від ГЦК ґраток (ГЦК1, ГЦК2) з різними періодами.

Періоди ґраток розраховували для кожного рефлексу (hkl) на рентгенограмі, а потім визначали середнє значення періодів ґраток. Для деяких рентгенограм вибирали індекси Міллера на великих кутах і по ним визначали параметри ґраток. Зокрема, це пік (222) від зразка № 2 при куті $50,76^\circ$ для молібденового випромінювання $\text{MoK}\alpha_1$ з довжиною хвилі $0,7093187 \text{ \AA}$.

Періоди ґраток залежать від хімічного складу і для сплавів системи FeNiCrCuAl період ОЦК-ґратки змінюється від $2,8859 \text{ \AA}$ до $2,8983 \text{ \AA}$, а ГЦК-ґратки – від $3,6406 \text{ \AA}$ до $3,6666 \text{ \AA}$. Для сплавів системи FeNiCrCuMn період ГЦК1-ґратки змінюється від $3,6667 \text{ \AA}$ до $3,6833 \text{ \AA}$, а ГЦК2-ґратки – від $3,6243 \text{ \AA}$ до $3,6388 \text{ \AA}$.

Зразок № 2 має найменший період $3,6406 \text{ \AA}$ ГЦК1-ґратки. Очевидно цьому сприяє те, що атомний радіус заліза є одним з найменших серед елементів даного сплаву ($0,126 \text{ нм}$). Зразок № 2 має найбільшу кількість заліза $26,6 \text{ ат. \%}$.

Більш детальний аналіз рентгенограм показує, що для сплавів системи FeNiCrCuAl дифракційна картина від однієї фази схожа на дифракційну картину аустеніту ($\gamma\text{-Fe}$) з ГЦК-ґраткою, а від другої фази – на дифракційну картину хрому з ОЦК-структурою (сплав 1) або подібна на дифрактограму від впорядкованої ОЦК-структури типу B2, яка існує у еквіатомних сплавах NiAl з примітивною кубічною ґраткою (сплав № 2). Слід зауважити, що на дифрактограмах сплавів № 1 та № 2 присутній дифракційний максимум на куті $2\theta = 36^\circ$, який можна однозначно ідентифікувати як дифракційний максимум (100) від впорядкованого твердого розчину на основі фази з ОЦК-структурою. Структура типу B2 подібна до неупорядкованого твердого розчину на основі фази з ОЦК-структурою ($A2$) і відрізняється тим, що положення в центрі елементарної комірки займає один певний тип атомів, а іншу позицію – інший тип атомів. Найбільш поширеними бінарними сполуками, що мають цю структуру, є NiAl , CsCl , CuZn . B2 структура фіксувалася у великій кількості ВЕСів як в якості основної структури, так і у вигляді включень.

Щодо сплавів системи FeNiCrCuMn , дифракційна картина однієї з фаз подібна на аустеніт або сплав заліза з марганцем Fe_3Mn_7 з періодами ГЦК1-ґраток $3,683 \text{ \AA}$, $3,669 \text{ \AA}$, відповідно, а друга фаза – на тверді розчини в мідно-залізних сплавах, але з дещо меншими параметрами гранецентрованої кубічної ґратки ГЦК2 ($3,634 \text{ \AA}$, $3,639 \text{ \AA}$). Невеликий пік при $2\theta = 17,7^\circ$, $2\theta = 46^\circ$ на дифрактограмах з використанням молібденового та кобальтового випромінювання, відповідно, можна віднести до складного карбіду $(\text{CrFe})_7\text{C}_3$.

За законом Вегарда було розраховано теоретичні періоди кристалічних ґраток сплавів з номінальним шихтовим складом $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Cu}_{20}\text{Al}_{20}$ та $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Cu}_{20}\text{Mn}_{20}$.

Виявилося, що вони відрізняються від експериментальних, причому теоретичний період ОЦК-ґратки має більше значення (2,9125 Å), а періоди ГЦК-ґраток – менші значення (3,5039 Å, 3,6152 Å) в порівнянні з експериментальними періодами. Розбіжність у значеннях експериментально визначеного та теоретично розрахованого періодів може бути обумовлена, як неточністю розрахунку, так і зміною електронної структури, хімічного складу, локальним порядком, магнітними і багатьма іншими властивостями твердих розчинів. Крім того, у розрахунках не враховували вплив домішок кремнію та вуглецю.

УДК 621

А.А. Севоян, О.В. Акімов

Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут»
м. Харків

ПІДВИЩЕННЯ ТЕХНІКО-ЕКОНОМІЧНИХ ПОКАЗНИКІВ ПІД ЧАС ЛИТТЯ ЗА- ГОТІВОК ІЗ БРОНЗИ

Бронзові втулки/вкладиші використовуються як вставки у роботі промислових вузлів, а також як підшипники ковзання, шестерні і т.д. У складі найпоширеніших бронз БрА9ЖЗл та БрО5Ц5С5 – понад 83% міді, а також інших дорогих компонентів – олова та нікелю. Попит та ціна на ці метали постійно зростає, висока ціна переробки, а отже важливим та актуальним стає питання – ефективності переробки сировини у готову продукцію.

Одним із найголовніших показників впливають на вартість готових виробів є коефіцієнт використання металу. При виготовленні складних тонкостінних виробів до 70% виливки перетворюється на стружку, що робить готову деталь значно дорожчою. Також у такому разі використовується більша кількість машинного часу. Підвищення КІМ безпосередньо впливає не лише на вартість продукції, а й значно підвищує продуктивність підприємства.

Також знизити собівартість продукції допомагає мінімізація відсоток шлюбу та виявлення шлюбу на якомога більш ранньому етапі. Наприклад, якщо після відрізки

литників видно значні дефекти усадки, то не варто віддавати цю заготовлю на механічну обробку.

До механічної обробки складно знати чи є у виливку брак. У такому разі навіть на браковані виливки витрачається людино-години на розбирання форми, очищення виливки, перевезення на механічну ділянку, а також час висококваліфікованих фахівців – токарів. Тому так важливо усувати причини браку ще до його появи.

Весь брак відзначається, а потім проводяться заходи щодо аналізу та усунення таких явищ як системні. Саме стандартизація робочих процесів та постійний аналіз над її дотриманням дозволяє досягти високої якості та передбачуваного результату.

Перегляд технічного процесу відбувається не рідше 1 разу на рік і туди вноситься вся додаткова інформація та досвід у тому вигляді, в якому це можна повторити. Його дотримання дозволяє випускати якісну продукцію – заготовлі бронзових втулок і прутків, що застосовуються в найрізноманітніших галузях машинобудування.

УДК 621.745.55

В.Ю. Селівьорстов, Ю.В. Доценко, Т.В. Селівьорстова¹

¹Інститут промислових та бізнес технологій

Українського державного університету науки та технологій (УДУНТ), Дніпро

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ МОДИФІКУВАННЯ КАРБІДОМ КРЕМНІЮ НА МАКРО-СТРУКТУРУ ЛИТОГО ВТОРИННОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ AL-SI

Для підвищення якості ливарних сплавів системи Al-Si використовується технологія обробки порошковими модифікаторами [1]. За результатами проведених досліджень встановлений вплив модифікування високодисперсним SiC, зокрема, на ливарні властивості вторинного сплаву [2]. Також до значущих властивостей можна віднести наявність макродефектів, зокрема шпаристості, в литому модифікованому металі за різних теплофізичних умов затвердіння.

Для проведення досліджень із вторинного алюмінієвого сплаву (табл. 1) виготовляли виливки циліндричної форми в сталевому витряхному кокілі з середньою товщиною стінки 20 мм, середнім діаметром 55 мм та висотою робочої порожнини 150

мм, а також в піщано-глинистій формі (ПГФ) з тією ж конфігурацією та розмірами робочої порожнини з вмістом у розплаві від 0,1 до 0,3 мас.% порошкоподібного карбіду кремнію марки F1200 фракцією 1 – 3 мкм. Заливку здійснювали при температурі 690 – 700 °С.

Таблиця 1 – Хімічний склад вторинного алюмінієвого сплаву, мас.%

Mg	Cu	Si	Al	Fe	Zn	Mn
0,528	1,124	11.539	84,969	0,905	0,692	0,242

Аналіз макроструктури виливків проводили з використанням шкали шпаристості ВІАМ (рис. 1).

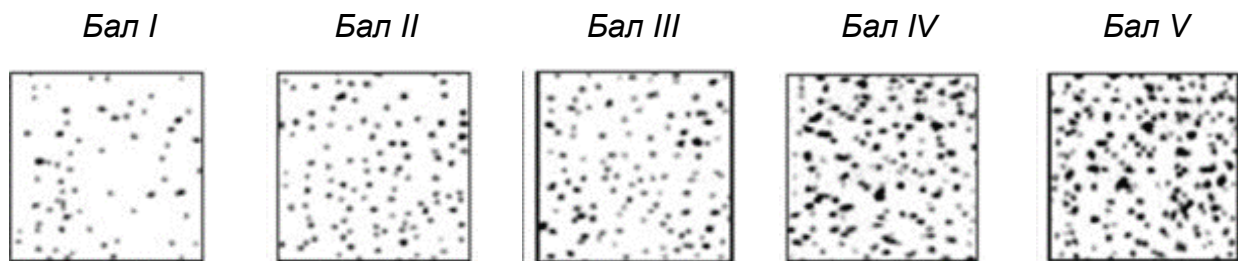


Рис. 1 – Шкала шпаристості ВІАМ

Газову шпаристість темплетів виливків визначали на трьох квадратах площиною 1 см² кожний (рис. 2).

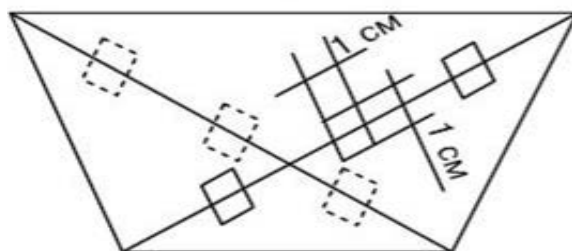


Рис. 2 – Схема розташування квадратів на макрошліфах

Кількість пор та їхній розмір визначали як середнє арифметичне трьох вимірів. Ступінь шпаристості макрошліфів в балах встановлювали порівнянням їх з етало-нами шкали: бал 1 – дрібна шпаристість; бал 2 – знижена шпаристість; бал 3 – середня шпаристість; бал 4 – підвищена шпаристість; бал 5 – висока шпаристість.

Макроструктура виливка, що не модифікувався, включає в себе зосереджену шпаристість у верхній частині тіла виливка, а також розосереджену у всьому його

тілі. За шкалою шпаристості BIAM даний дефект відповідає 3-ьому балу – середня шпаристість.

Макроструктура зразка, залитого в кокіль з 0,1% SiC, має концентровану усадкову раковину глибиною 27 мм з грубими тріщинами 10 – 12 мм в нижній частині раковини. А також зосереджену усадкову шпаристість в верхній частині виливка. Макродефекти в нижній частині виливка відсутні. Загалом виливок відповідає 2-ому балу – знижена шпаристість.

Макроструктура металу виливка, залитого в кокіль з 0,2% SiC, включає концентровану усадкову раковину глибиною 30 мм з грубими тріщинами довжиною 12-15 мм в нижній його частині. Під раковиною утворилася зосереджена шпаристість, яка за своєю концентрацією менша за шпаристість у зразку з 0,1% SiC. Макродефекти в іншій частині тіла виливка також відсутні. Виливок відповідає 1-ому балу шпаристості за шкалою шпаристості BIAM – дрібна.

Макроструктура виливка, отриманого в кокілі з 0,3% SiC, має концентровану усадкову раковину глибиною 26 мм з тріщиною довжиною 8 мм в правій її частині, а також зосереджену усадкову шпаристість, що і у виливку з 0,2% SiC. Газові пори в іншій частині виливка відсутні. Загалом виливок відповідає 1-ому балу за шкалою шпаристості BIAM – дрібна шпаристість.

Аналіз макроструктури зразків виливків, відлитих в ПГФ, що модифіковані карбідом кремнію в кількості 0,1% та 0,3%, показав, що виливки за макроструктурою між собою майже не відрізняються. В верхній частині обох виливків присутня зосереджена шпаристість. В середині виливка та вздовж бічної поверхні, модифікованого 0,3% SiC, містяться газові пори різного діаметру. Виливки відповідають 1-ому балу шпаристості за шкалою шпаристості BIAM.

Отримані дані свідчать про те, що, і спосіб отримання виливків, і модифікування сплаву впливають на його макроструктуру.

Список літератури

1. Куцова В.З. Модифікування алюмінієвих сплавів / В.З. Куцова, О.В. Швець, Т.А. Аюпова // «МОМ». – 2001. – № 1-2. – С. 99-109.
2. Ямшинський М.М., Селівьорстов В.Ю., Лук'яненко І.В., Кивгило Б.В. Вплив модифікування високодисперсним карбідом кремнію на ливарні властивості вторинного сплаву системи Al-Si // Метал та лиття України №1 (30). – Київ, 2022. – С. 77 – 83.

УДК 69.14.018.298:621.789

**А. Ю. Семенко, Ж. В. Пархомчук, В. І. Вейс, Р. Ф. Ліхацький, І. Ф. Ліхацький,
М. М. Ворон, А. М. Тимошенко, О. В. Желєзняк**

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: semenko.au@gmail.com

ОСОБЛИВОСТІ ВИПЛАВКИ Fe-Mn-Al-C СТАЛЕЙ ІНДУКЦІЙНИМ СПОСОБОМ

Сталям системи Fe-Mn-Al-C з високим вмістом марганцю та алюмінію останні роки приділяється все більше уваги завдяки поєднанню низької густини, високого рівня механічних властивостей та стійкості до корозії. Застосування такого виду сталей в автомобілебудуванні, авіакосмічній промисловості та ВПК є постійно зростаючим трендом через можливість суттєвого зниження маси широкого ряду елементів конструкцій техніки, зниженню рівня споживання нею палива, тощо. Використання високомарганцевих сталей з низькою густиною також займає важливе місце в парадигмі розвитку «зелених технологій», зокрема – для зниження викидів парникових газів [1].

Fe-Mn-Al-C сталі є надзвичайно технологічно привабливими з огляду на те, що їх механічні властивості можливо змінювати в широких межах завдяки деформаційній та термічній обробці, а також їх комбінаціям. Багато в чому широта можливостей таких підходів визначається хімічним складом сталей, який, в свою чергу, впливає на структурно-фазовий стан та задіяння різних механізмів зміцнення – деформаційного, твердодорозчинного та карбідного [1-5].

Вельми перспективними для максимального задіяння всіх цих механізмів є сталі, які містять 25-35 Mn, 7-12 Al, 0,7-1,2 C (% мас.) [6] та можуть бути додатково леговані такими елементами, як Si, Mo, Cr, V та Ni. Між тим, подібний хімічний склад сталей викликає труднощі в їх одержанні. Головним чином це проявляється в складності дотримання необхідного хімічного складу розплаву та забезпеченні однорідного розподілу компонентів у об'ємі. Перше питання пов'язане з утворенням великої кількості шлаку, який містить багато марганцю та алюмінію, а друге – з ліквідацією алюмінію за густиною.

Для злитків високомарганцевих сплавів з високим вмістом алюмінію, одержаних різними промисловими способами, вказана проблема зберігається приблизно в однаковій мірі. Найкраще себе проявляє технологія електродугової виплавки таких сталей,

проте одержані злитки надалі часто мають велику кількість дефектів усадкового походження та тріщини в центрі. Індукційний спосіб виплавки та подальше лиття розплаву, приготованого таким чином, є більш контрольованим процесом, який дозволяє одержувати більш якісні злитки. Тим не менш, такий спосіб є менш популярним, а тому і менш дослідженим.

Для визначення особливостей технології індукційної виплавки сталей з високим вмістом марганцю та алюмінію було проведено серію експериментальних плавок. Планувалось одержувати зразки з вмістом марганцю вище 25 % мас., алюмінію від 6 до 18 % мас., вуглецю вище 0,8 % мас. та кремнію близько 1 % мас. Для цього використовували різні шихтові матеріали, як чисті компоненти, так і феросплави чи сплави на основі одного з компонентів. Для приготування розплавів використовували лабораторну індукційну піч потужністю 20 кВт. Розплав готували в алундовому тиглі, розміщеному в графітовій обоймі. Графіт, нагріваючись, передавав тепло алунду, а той, в свою чергу – завантаженим в нього шихтовим матеріалам. Такий тигель обирали для мінімізації реагування розплаву з футерувальними матеріалами.

Процес приготування розплавів експериментальних сплавів передбачав поступове додавання шихтових матеріалів. Спочатку утворювали розплав заліза, або сталі, до якого згодом по чергово у невеликих кількостях додавали марганець та алюміній. Розплав час від часу перемішували і знімали шлак. Заливку зразків проводили у пісчано-глинисту форму з подальшим одержанням вертикально-орієнтованого прямокутного злитку масою близько 2 кг.

В ході досліджень встановлено, що найбільш складно спрогнозувати кінцевий хімічний склад сталі при використанні великої кількості феромарганцю. Це пов'язано з нерівномірним хімічним складом даного компоненту шихти і схильністю до утворення великої кількості шлаку при його використанні. Встановлено, що кількість шлаку, який утворюється при спробі виплавки сталі з вмістом марганцю вище 35 % мас. та алюмінію вище 14 % мас. може складати до 12 % від маси розплаву. При цьому вміст марганцю в шихті та в одержаному злитку може відрізнятись на 20 %, а алюмінію – на 15 %. Зменшення кількості марганцю та, головним чином – феромарганцю, зменшує подібні розбіжності.

Втрати алюмінію пов'язані як з вмістом марганцю у сплаві, так і з чистотою та дисперсністю обох компонентів шихти, що містить вказані елементи. Вигорання вуглецю з фероматеріалів є мінімальним і складає максимум до 8 % при високих температурах перегріву розплаву на рівні 1600 °С. Звичайні втрати вуглецю при температурі розплаву до 1550 °С складають до 5 % від початкового його вмісту в шихті. Під час

приготування сплавів з високочистих компонентів і додаванні вуглецю у вигляді графіту, вміст останнього в литих зразках міг бути меншим на 15-30 % від закладеного.

Кремній, як розкислювач, на рівні з марганцем і алюмінієм приймав участь у формуванні шлаку. Його вміст у литих зразках був меншим від початкового в шихті на значення близько 30 %, не залежно від того, знаходився він у складі феросплавів, або в чистому вигляді.

Найкращі результати було одержано при використанні наступної комбінації шихтових матеріалів: сталь з середнім або високим вмістом вуглецю та до 20 % складу шихти – феромарганцю. Алюміній, або сплави алюмінію з кремнієм, так само як і сталь або залізо повинні були знаходитись у вигляді відносно крупних шматків шихти. Не допускалось використання стружки, дробу, або порошку.

Найбільш рівномірний розподіл компонентів в литих зразках досягався при достатньому перегріві розплаву до температури не нижче 1550 °С. Також відмічається, що рівномірність розподілу алюмінію обернено пропорційна його концентрації.

Список літератури

1. Min Chul Ha, Jin-Mo Koo, Jae-Kon Lee, Si Woo Hwang, Kyung-Tae Park. (2013). Tensile deformation of a low-density Fe–27Mn–12Al–0.8C duplex steel in association with ordered phases at ambient temperature. *Materials Science and Engineering: A*, Volume 586, pp. 276-283, <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.07.094>
2. E. Welsch, D. Ponge, S.M. Hafez Haghighat, S. Sandlöbes, P. Choi, M. Herbig, S. Zaefferer, D. Raabe. (2016). Strain hardening by dynamic slip band refinement in a high-Mn lightweight steel. *Acta Materialia*, Volume 116, pp. 188-199, <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.06.037>
3. I. Gutierrez-Urrutia, D. Raabe. (2012). Multistage strain hardening through dislocation substructure and twinning in a high strength and ductile weight-reduced Fe–Mn–Al–C steel. *Acta Materialia*, Volume 60, Issue 16, pp. 5791-5802, <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.07.018>
4. M.J. Yao, E. Welsch, D. Ponge, S.M.H. Haghighat, S. Sandlöbes, P. Choi, M. Herbig, I. Bleskov, T. Hickel, M. Lipinska-Chwalek, P. Shanthraj, C. Scheu, S. Zaefferer, B. Gault, D. Raabe. (2017). Strengthening and strain hardening mechanisms in a precipitation-hardened high-Mn lightweight steel. *Acta Materialia*, Volume 140, pp. 258-273, <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.08.049>

5. Ch. Haase, L. A. Barrales-Mora. (2019). From High-Manganese Steels to Advanced High-Entropy Alloys. *Metals*, 9, 726. <https://doi.org/10.3390/met9070726>
6. M. Voron, A. Semenko, V. Shemet. (2024) Microstructure, mechanical and high temperature properties of cast high Mn low-density steels alloying by small Lanthanum additions. *Materials Letters.*, 355, 135421 <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2023.135421>

УДК 669.018.9:536.75:620.18

Р. А. Сергієнко, А. М. Верховлюк, О. А. Щерецький, Л. Д. Таранухіна

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: rsruslan17@gmail.com

ТЕРМОДИНАМІЧНІ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ FeNiCrCuMn

В роботах [1-3] проаналізовано структури високоентропійних сплавів і сформульовано основні умови утворення в їх структурі твердих розчинів:

- висока конфігураційна ентропія змішування сплаву (ΔS_{mix}) (більше 11 Дж/моль·К);
- ентальпія змішування (ΔH_{mix}) елементів сплаву повинна знаходитися в межах від -22 кДж/моль до 7 кДж/моль;
- різниця атомних розмірів (δr) не повинна перевищувати 9 %;
- для утворення твердих розчинів заміщення термодинамічний параметр (Ω) повинен перевищувати або дорівнювати 1,1.

Високоентропійні сплави системи FeNiCrCuMn виплавляли методом індукційної плавки, а їх склад та термодинамічні параметри наведено в таблицях 1, 2, відповідно.

Сплави де в якості шихтового матеріалу використовували чавун (табл. 2, сплави № 1, 2) мають негативні значення ентальпії змішування, більшу різницю атомних радіусів елементів і електронегативностей елементів ($\Delta \chi$), а також менші значення термодинамічного параметру, ніж в сплавах, які були виготовлені із сталі (табл. 2, сплави № 3, 4), така різниця пояснюється утворенням значної кількості складних високохромистих карбідів в сплавах № 1, 2.

Таблиця 1 – Результати вимірювань хімічного складу зразків, виплавлених на повітрі, мас. част. %

№ сплаву	Fe	Ni	Cr	Mn	Cu	C	Si	P	S
1	24,54	19,76	18,76	15,73	20,00	0,81	0,37	0,012	0,015
2	20,88	20,69	15,70	18,72	23,14	0,51	0,34	0,011	0,016
3	23,35	20,99	13,24	17,78	24,38	0,09	0,15	0,011	0,009
4	23,58	21,01	12,89	18,55	23,69	0,08	0,18	0,012	0,010

Таблиця 2 - Термодинамічні параметри дослідних сплавів

№ сплаву	S_{mix}/R	ΔS_{mix} , Дж/моль·К	ΔH_{mix} , кДж/моль	Ω	δr , %	$\Delta \chi$, %	VEC
1	1,73	14,41	-5,58	4,33	8,11	19,74	8,16
2	1,71	14,25	-2,71	8,75	6,85	18,26	8,35
3	1,64	13,60	1,99	11,50	4,09	14,74	8,56
4	1,64	13,60	1,80	12,74	4,05	14,75	8,54

Із таблиці 2 видно, що концентрація валентних електронів (VEC) у сплавах системи FeNiCrCuMn вище 8,2. При такому значенні VEC стабільним є твердий розчин на основі фаз з гранецентричною кубічною (ГЦК) ґраткою [4, 5].

Температури та теплоти плавлення сплавів досліджували за допомогою термоаналізатора STA 449 F1 фірми NETZSCH. При цьому, зразки дослідних сплавів нагрівали до температури 1450 °С із швидкістю 20 К/хв, а потім охолоджували до кімнатної температури. При нагріванні визначали температуру початку плавлення сплаву (t_c – температуру солідус), а при охолодженні температуру початку кристалізації (t_l – температуру ліквідус) та інтервал кристалізації сплаву (Δt), як різницю між температурами ліквідус та солідус (табл. 3). Плавлення сплавів системи FeNiCuCrMn відбувається в два етапи: на першому етапі близько 1000 °С плавиться легкоплавка фаза (ймовірно евтектика), а потім вище температури 1200 °С починає плавитися більш тугоплавка фаза. Відмінність температур солідус і ліквідус сплавів однієї системи пояснюється різним хімічним складом зразків. Як правило, сплави при плавленні та охолодженні мали два простих окремих ДСК піка, але в деяких випадках другий пік нагріву мав більш складну форму і розділявся на два і більше піків, а кристалізація відбувалася в три етапи, що говорить про багатофазний склад сплавів.

Таблиця 3 - Температури солідус, ліквідус та інтервали кристалізації дослідних сплавів

№ сплаву	t_c , °C	t_l , °C	Δt , °C	Опис піків
1	1004,6	1264,2	259,6	Два простих окремих піка при нагріві і охолодженні
2	995,3	1268,4	273,1	Другий пік нагріву подвійний, два окремих піка при охолодженні
3	988,6	1284,4	295,8	Два простих окремих піка при нагріві і охолодженні
4	984,6	1281,2	296,6	

Зразки системи FeNiCuCrMn з масовою часткою вуглецю 0,81 %, 0,51 %, як в сплавах № 1, № 2, відповідно, показали більшу твердість, ніж сплави № 3, № 4 з масовою часткою вуглецю 0,09 %, 0,08 %, відповідно. Цей факт пояснюється великою різницею радіусу атомів вуглецю C (70 пм) у порівнянні з атомними радіусами основних елементів Fe (126 пм), Ni (124 пм), Cr (130 пм), Cu (128 пм), Mn (127 пм). Поряд з атомами вуглецю в твердих розчинах виникають максимальні локальні спотворення ГЦК ґратки, тому твердість зразків із сплавів № 1, № 2, в 1,4 рази більше ніж у зразків сплавів № 3, № 4 (табл. 4). Формування структури твердого розчину з ГЦК ґраткою прогнозовано має забезпечувати високий рівень пластичних властивостей, що підтверджується механічними випробуваннями на розтягування циліндричних зразків діаметром 3 мм і довжиною 35 мм високоентропійних сплавів системи FeNiCuCrMn у литому стані. Дослідний сплав № 2 (табл. 4) з більшою кількістю вуглецю і з включеннями високохромистих карбідів продемонстрував значно меншу пластичність, ніж сплав № 3 в якому вуглець знаходиться в твердому розчині і не утворює карбідів.

Таблиця 4 – Твердість і механічні властивості литих дослідних зразків

№ сплаву	HB, МПа	HV, МПа	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	E, ГПа
1	227±6	-	365,5±34	-	-	-	-
2	207±14	233±9	495	387	4,0	2,5	128
3	156±13,5	-	603	335	40	64	122
4	125±12	-	-	-	-	-	-
10X18H9Л*	-	-	≥ 441	≥ 177	≥ 25	≥ 35	-
25Л*	-	-	≥ 441	≥ 235	≥ 19	≥ 30	-

Зразки системи FeNiCrCuMn, які мають тверді розчини з ГЦК структурою і масовою часткою вуглецю не більше 0,1 % показали високу пластичність та відносно низьку твердість, а їх межа міцності і умовна межа текучості не менші ніж у високолегованих стандартних сталях (табл. 4). При вимірюванні механічних властивостей дослідні зразки виявили знижений модуль пружності у порівнянні з теоретично розрахованим модулем (176 ГПа) із-за дефектів литої структури та гострих грубих включень карбідів, які слугують концентраторами напруг та послаблюють зразки.

Список літератури

1. Zhang, Y. Solid-solution phase formation rules for multi-component alloys / Y. Zhang, Y.J. Zhou, J.P. Lin, G.L. Chen, P.K. Liaw // Advanced Engineering Materials. – 2008. – Vol. 10. – № 6. – P. 534-538. <https://doi.org/10.1002/adem.200700240>
2. Yang, X., Prediction of high-entropy stabilized solid-solution in multi-component alloys / X. Yang, Y. Zhang // Materials Chemistry and Physics. – 2012. – Vol. 132. – №2-3. – P. 233-238. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2011.11.021>
3. Sheng, G. U. Phase stability in high entropy alloys: Formation of solid-solution phase or amorphous phase / G.U. Sheng, C.T. Liu // Progress in Natural Science: Materials International. – 2011. – Vol. 21. – № 6. – P. 433-446. [https://doi.org/10.1016/S1002-0071\(12\)60080-X](https://doi.org/10.1016/S1002-0071(12)60080-X)
4. Yang, X. Microstructure and compressive properties of NbTiVTaAlx high entropy alloys / X. Yang, Y. Zhang, P. K. Liaw. // Procedia Engineering. – 2012. – Vol. 36. – P. 292–298. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2012.03.043>
5. Фирстов, С.А. Новый класс материалов-высокоэнтропийные сплавы и покрытия / С.А. Фирстов, В.Ф. Горбань, Н.А. Крапивка, Э.П. Печковский // Тез. док. – Вестник ТГУ. – 2013. – Vol. 18. – № 4. – С.1938-1940.

**Р. С. Сергійко¹, Р. А. Сергієнко¹, О. М. Яковенко², В. О. Щерецький¹,
О. В. Железняк¹, М. І. Науменко¹**

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

²Київський національний університет імені Тараса Шевченка, Київ

E-mail: rsruslan17@gmail.com

СТРУКТУРА ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ FeNiCrCuMn

У 2004 р. були опубліковані перші роботи, пов'язані з конструюванням і комплексним дослідженням нового класу матеріалів – так званих високоентропійних багатокомпонентних сплавів (ВЕС) [1]. В своєму складі ВЕС містять від 5 до 13 основних елементів, з відносною атомною часткою від 5 % до 35 % і характеризуються унікальною структурою та багатьма корисними характеристиками, такими як висока твердість та зносостійкість, стійкість до окислення і корозії, а також термічною стабільністю. Переважна більшість високоентропійних сплавів, створених на сьогоднішній день, виготовлені з чистих металів і містять значну кількість таких дорогих елементів, як Co, W, V, Nb, Mo, Ta, Ti [2] та ін., що значно знижує економічну доцільність їх практичного застосування. Тому, метою даної роботи було створення високоентропійних сплавів на основі переважно недорогих і поширених металічних елементів, дослідження їх фазової структури.

Сплави системи FeNiCrCuMn виплавляли методом індукційної плавки в тиглі з набивною нейтральною футерівкою із оксидів алюмінію та магнію. Через високу хімічну активність до кисню марганець вводили у розплав у вигляді лігатури мідь-марганець, яку отримували методом індукційної плавки у графітовому тиглі. Масова частка марганцю в лігатурі Cu-Mn складала біля 34 %. Інші компоненти вводили таким способом: хром у вигляді низьковуглецевого ферохрому промислової марки ФХ010А, залізо за допомогою чавуну марки ЧН17Д3Х2 або високолегованої сталі марки 10Х18Н9Л та чистого нікелю (99,5 %, мас. частки). Дослідні сплави не містили дорогого кобальту, який зазвичай присутній у системах ВЕС з перехідними металами, їх склад наведено в таблиці 1. Кількість вуглецю в сплавах № 1, № 2, які були виплавлені з використанням чавуну на порядок більше, ніж у сплавах № 3, № 4, виготовлених із сталі. Масову частку вуглецю в дослідних сплавах визначали на експрес-аналізаторі АН-7529 методом автоматичного кулонометричного титрування за величиною рН.

Таблиця 1 – Відносна атомна частка дослідних сплавів, %

№ сплаву	Fe	Ni	Cr	Mn	Cu	C	Si	P	S
1	24,15	18,51	19,83	15,74	17,30	3,71	0,73	0,021	0,026
2	20,90	19,71	16,88	19,06	20,36	2,36	0,69	0,020	0,028
3	23,88	20,42	14,54	18,49	21,92	0,43	0,299	0,020	0,016
4	24,09	20,43	14,14	19,27	21,27	0,38	0,37	0,022	0,018

Фазовий аналіз дослідних сплавів здійснювали методом рентгенівської дифракції на дифрактометрі ДРОН-3 з використанням Мо-К α випромінювання. Вимірювання проводились у кутовому діапазоні 10 - 60 градусів з кроком 0,02° та часом набору імпульсів 2 с. На рисунку 1 представлено дифрактограми з рефlekсами від декількох ГЦК ґраток з різними періодами (табл. 2). На зовнішній вигляд дифрактограми від зразків № 1 і № 2 виявились однаковими між собою, оскільки високоентропійні сплави мають схожий хімічний склад. Рентгенограма однієї з фаз подібна на аустеніт (γ -Fe) або на сплав заліза з марганцем Fe₃Mn₇ (PDF 03-065-4891) з періодами ґраток ГЦК1 (3,6712 Å, 3,6833 Å) (табл. 2), а другі фази близькі за структурою до твердих розчинів в мідно-залізних сплавах (наприклад FeCu₄, PDF 03-065-7002), але з більшими ніж у чистої міді параметрами ґратки ГЦК2 (3,6283 Å, 3,6388 Å), ГЦК3 (3,6170 Å). Невеликий за інтенсивністю пік при 2 θ куті 17,7° вірогідно належить до складного карбїду (CrFe)₇C₃ (рис. 1).

Номера кривих відповідають номерам сплавів в таблицях 1 и 2.

Таблиця 2 – Результати фазового аналізу та періоди ґраток дослідних сплавів системи FeNiCuCrMn

№ сплаву	Номер ґратки (просторова група)	Період ґратки, Å
1	ГЦК1 (Fm3m)	3,6712±0,00627
	ГЦК2 (Fm3m)	3,6283±0,00446
	ГЦК3 (Fm3m)	3,6170±0,00624
2	ГЦК1 (Fm3m)	3,6833±0,00916
	ГЦК2 (Fm3m)	3,6388±0,02240

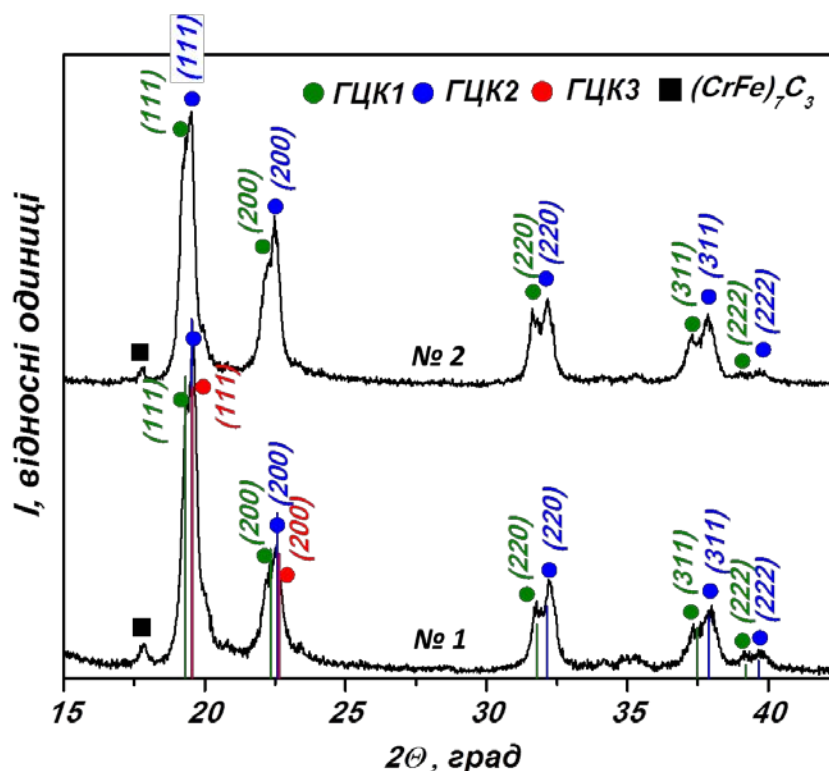
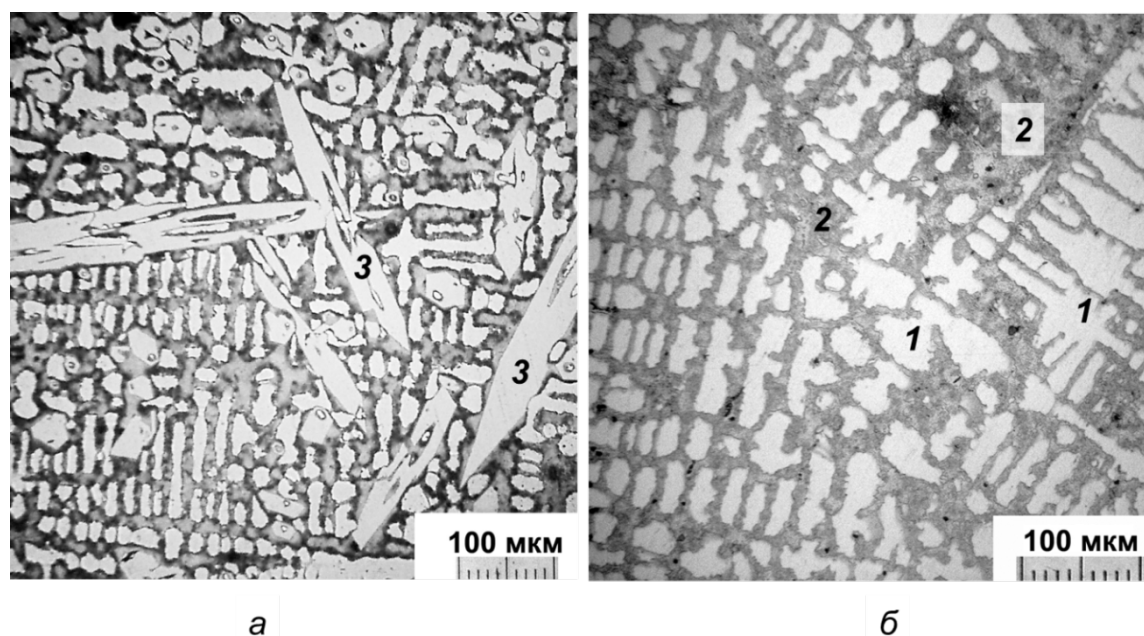


Рис. 1 – Дифрактограми високоентропійних сплавів № 1, № 2. Монохроматичне Мо-К α випромінювання.

Дослідження мікроструктури зразків показали, що сплави складаються із первинних дендритів та другої фази, що утворюється з залишкової рідини і формує міждендритний простір (рис. 2). Дендрити мають подовжену овальну форму з нерівними краями. Складні високохромисті карбіди у поперечному розрізі мають шестигранну форму, а в продольному перерізі мають голчасту морфологію (рис. 2 (а)). Утворення карбідів шестигранної форми обумовлене високим вмістом вуглецю та хрому. Вуглець міститься в сплавах № 1, № 2 оскільки в якості джерела заліза використовували чавун. В сплавах № 3, № 4 карбідів на мікрофотографіях невиявлено через використання в шихті сталі з масовою часткою вуглецю не більше 0,1% (рис. 2 (б)). За допомогою рентгенівського мікросонду MS-46 фірми «CAMECA» встановлено хімічний склад дендритів і міждендритного простору. На рисунку 2 структурні складові високоентропійних сплавів позначено цифрами, а їх хімічний склад наведено в таблиці 3. В дендритах присутні в більшій кількості тугоплавкі елементи (Fe, Cr), в міждендритному просторі розташовуються елементи з меншою температурою плавлення (Cu, Mn), а нікель в рівних відносних атомних частках розподілений між двома фазами. Концентрація валентних електронів вказує на ймовірність утворення двох твердих розчинів в сплаві

№ 2 на основі фаз з ГЦК ґратками (табл. 3). ГЦК1 в гілках дендритів та ГЦК2 в міждендритному просторі, що також підтверджується рентгенофазовим аналізом. Мікротвердість дендритів більша, ніж мікротвердість міждендритного простору (табл. 4) через більшу кількість хрому та заліза в них. Мікротвердість карбідів в 3-5 разів вище, ніж мікротвердість дендритів та міждендритного простору.



1 – дендрити; 2 – міждендритний простір; 3 – карбіди.

Рис. 2 – Мікроструктури литих високоентропійних сплавів системи FeNiCrCuMn: а – сплав № 1 та б – сплав № 4.

Таблиця 3 – Відносна атомна частка, % та середня концентрація валентних електронів (VEC) фазових складових високоентропійного сплаву № 2

Місц е ана лізу	Ni	Fe	Cr	Mn	Cu	Si	C	P	S	VEC, ел./ат
Кар біди	0,664	8,370	61,43 7	4,057	0,416	0,01 6	25,03 6	-	-	-
Д	21,93 1	37,51 6	18,92 1	12,61 2	6,070	0,83 8	2,034	0,03 8	0,04 1	8,00
МД	21,85 0	7,544	3,194	25,43 0	39,67 0	1,67 1	0,535	0,04 9	0,05 6	9,22

Д – дендрити, МД – міждендритний простір.

Таблиця 4 – Мікротвердість (Н_μ, МПа) фазових складових дослідних сплавів

№ сплаву	Міждендритний простір	Дендрити	Карбіди	Джерело заліза в шихті
1	231±22	258±19	1240±191	Чавун ЧН17Д3Х2
2	252	310	1049±112	
3	233±39	233±32	-	Сталь 10Х18Н9Л
4	172±13	192±37	-	

Список літератури

1. Zhang, Y., High-Entropy Materials: A Brief Introduction, Singapore: Springer-Verlag, 2019. <https://doi.org/10.1007/978-981-13-8526-1>
2. Myslyvchenko, O. Laser treatment of electrospark-deposited Ti_{0.8}W_{0.25}Cr_{0.5}FeCo_{1.75}Ni₃AlB_{0.6} high-entropy coatings /O. Myslyvchenko, R. Lytvyn, K. Grinkevich, O. Zgalat-Lozynskyy, A. Bondar, O. Shyrokov, S. Ivanchenko, O. Bloshchanevich & A. Stegnyy // JOM. – 2024. – Published 17 April, 2024. <https://doi.org/10.1007/s11837-024-06552-z>

УДК 621.74:669.136.9

К. А. Сіренко, В. Л. Мазур

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: thermoexp.metal@gmail.com, prof.vlm@ukr.net

ПЕРЕВАГИ І НЕДОЛІКИ ГАЛЬМІВНИХ КОЛОДОК З ЧАВУНУ ТА БАГАТОКОМПОНЕНТНИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України протягом декількох десятиліть займається дослідженнями, розробкою і впровадженням у виробництво ефективної технології виплавлення високоякісного чавуну для виготовлення ливарних

виробів рухомого складу залізничного транспорту, зокрема гальмівних колодок. У роботах [1–4 та ін.] наведені порівняння технічних характеристик чавунних гальмівних колодок з показниками колодок із композиційного матеріалу. Результати, висновки, рекомендації цих досліджень представляють науковий і практичний інтерес. В доповнення зазначено наступне.

Гальмівні колодки залізничного транспорту значною мірою впливають на безпеку експлуатації рухомого складу, на економічні показники діяльності залізниці, на санітарно-епідеміологічний стан прилеглих до залізниці територій тощо. Протягом останніх 20 років на рухомому складі, який обертається на залізницях України, використовують три види гальмівних колодок: чавунні, з композиційних матеріалів (азбестової чи безазбестової гумосуміші) і металокерамічні, виготовлені в Україні та інших державах. Питання щодо переваг чи недоліків чавунних або композиційних колодок, як з технічних, експлуатаційних, економічних, так й еколого-гігієнічних аспектів досі остаточно не вирішені, незважаючи на їх стратегічну значущість. Подальші дослідження в зазначеному науковому і практичному напрямках є актуальними.

В технічній літературі зазвичай переваги віддають тій чи іншій концепції залежно від двох позицій: яке виробництво представляють автори або залежно від ціни питання. У багатьох країнах зроблені кроки для переходу від чавуну, еталонного матеріалу для виробництва гальмівних колодок [1], до використання композиційних матеріалів при проектуванні рухомого складу залізничного транспорту нових конструкцій. Такий напрям розвитку гальмівних колодок є перспективним. Але неспростовні недоліки гальмівних колодок із композиційного матеріалу (гумосуміші), а саме продуктів їх зносу, токсичність, низька теплопровідність, підвищена схильність до пошкодження робочої поверхні коліс залізничного транспорту є суттєвою перешкодою для розвитку гальмівних колодок в цьому напрямі. Вочевидь, треба ретельно дослідити якість гальмівних колодок різних виробників і рекомендувати сфери застосування як чавунних, так й композиційних колодок відповідно до кожного типу рухомих засобів. На даному етапі стану залізничного рухомого складу в Україні представляється доцільним використання чавунних колодок у вагонах, швидкість руху яких не перевищує ~ 120 км/год, а також на транспортних засобах, де потрібна посилена безпека перевезення вантажів.

Для поширення використання композиційних колодок необхідно, перш за все, вирішити питання щодо виключення негативного впливу продуктів зносу композитної гумосуміші на здоров'я людей і довкілля. Окрім того необхідно розробити рішення щодо посилення пожежонебезпечності композиційного матеріалу. При тому, що температура у зоні контакту колодки з колесом рухомого складу під час гальмування може

досягти 900 °С [5, с. 125], температура самозаймання композиційної гумосуміші згідно з даними, наведеними у технічних умовах на композиційні колодки, складає 300...550 °С. Гальмівні чавунні колодки, як відомо, не займаються. Відповідно до законодавства України, а саме згідно з ГОСТ 2.114-95, в Технічних умовах на гальмівні композиційні колодки мають бути регламентовано відсотковий вміст компонентів у композиційному матеріалі колодок та їх хімічний склад. Ніякі аргументи і «обґрунтування», що нібито композиційні колодки пройшли процедуру поставлення на виробництво, отримали якись сертифікати, рішення комісій тощо не відміняють цієї обов'язкової вимоги щодо дотримання законодавства України при створенні технічних умов, за якими гальмівні колодки із композиційної гумосуміші виготовляються.

Список літератури

1. Неижко И.Г., Найдек В.Л., Гаврилюк В.П. Тормозные колодки железнодорожного транспорта. Киев: НАН Украины, Физ.-технол. ин-т металлов и сплавов. 2009. 121 с.
2. Шафран Л.М. та інші. Токсиколого-гігієнічні та екологічні аспекти безпеки гальмівних систем рухомого складу залізничного транспорту. Частина 1. Міграція шкідливих речовин у довкілля // *Актуальні проблеми транспортної медицини*. 2022. № 1 (67). С. 7–18.
3. Шафран Л. М. та інші. Токсиколого-гігієнічні та екологічні аспекти безпеки гальмівних систем рухомого складу залізничного транспорту. Частина 2. Забруднення довкілля важкими металами та азбестом // *Актуальні проблеми транспортної медицини*. 2022. № 2 (68). С. 15–26.
4. Мазур В.Л., Сіренко К.А. Економічні та екологічні аспекти використання гальмових колодок з чавуну чи композиційного матеріалу для залізничного транспорту // *Процеси лиття*. 2022. Том 149. № 3. С. 52–62.
5. Неижко И.Г. Термическая обработка чугуна. Киев. Наукова думка. 1992. 208с.

К. А. Сіренко, О. А. Фролов, В. Л. Мазур

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: thermoexp.metal@gmail.com, frolovolesiy@ukr.net, prof.vlm@ukr.net

ВИЗНАЧЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЧАВУНУ НЕРУЙНІВНИМИ МЕТОДАМИ

Актуальною темою у ливарному виробництві на нинішньому етапі розвитку теорії і технології виплавлення чавуну в індукційних печах є удосконалення методики прогнозування його механічних властивостей за результатами контролю хімічного складу. При виготовленні литва відповідального призначення, стандартами і технічними умовами на готову продукцію, зазвичай, передбачені вимоги до хімічного складу виливків, їх мікроструктури, твердості, границі міцності під час розтягування тощо. Для забезпечення необхідної якості виробів, що виготовляють із чавуну способом лиття, підприємства-виробники обумовлюють параметри процесів виплавлення, розливання, охолодження розплавленого металу технологічними інструкціями та регламентами. Хімічний склад чавуну визначають на пробах, відібраних з розплаву перед випуском металу із печі.

Характеристики границь міцності під час розтягування та твердості чавуну, наприклад згідно з ДСТУ 8833:2019 «Виливки із сірого чавуну з пластинчастим графітом. Загальні технічні умови» визначають на зразках для випробування вирізаних із тіла виливка. Зазначеним стандартом передбачено, що для перевіряння відповідності показників механічних властивостей чавуну виливків визначеним вимогам для кожної партії продукції відливають пробні бруски в кількості, наведеній у конструкторській та/або нормативній документації на виливки. Методами контролювання хімічного складу чавуну і визначення його механічних властивостей передбачена також можливість відливання заготовок для проведення необхідних випробувань. Вочевидь, що проведення контрольних випробувань пов'язано зі значними витратами на їх підготовку і виконання. Саме тому науковцями і виробничниками ведуться пошуки неруйнівних методів контролю механічних властивостей виливків з чавуну [1–2 та ін.]. Результати виконаних у Фізико-технологічному інституті металів та сплавів досліджень засвідчили, що перспективними є спроби визначити твердість і міцність виливків із чавуну за даними його вуглецевого еквівалента, ступеня евтектичності, відношення вмі-

сту вуглецю до вмісту кремнію. Але труднощі з використанням представлених у літературних джерелах формул [1, с. 133; 2, с. 154–155 та ін.] пов'язані з недостатньою інформацією щодо визначення застосованих у формулах показників хімічного складу чавуну. В наших статтях [3–4] на прикладі сірого чавуну з пластинчастим графітом, який виплавляють згідно з вимогами ДСТУ 8833:2019, розроблені із застосуванням ймовірнісного підходу і використанням методу Монте-Карло, методика і формули для розрахунків твердості й міцності чавуну залежно від його вуглецевого еквівалента та ступеня евтектичності. Запропонований підхід і отримані рішення мають перспективи щодо використання для неруйнівного контролю і оцінки механічних властивостей чавуну у промисловій практиці ливарних підприємств.

Список літератури

1. Гиршович Н.Г. Справочник по чугуному литью. Л. *Машиностроение*. 1978. 758 с.
2. Воздвиженский В.М., Грачев В.А., Спасский В.В. Литейные сплавы и технология их плавки в машиностроении. М.: *Машиностроение*, 1984. 432 с.
3. Сіренко К.А., Мазур В.Л. Прогнозування механічних властивостей сірого чавуну (ймовірнісний підхід) // *Металознавство та обробка металів*. 2023. № 3. Т.29. С. 19–30.
4. Сіренко К.А. Напрями розвитку методології регулювання хімічного складу і властивостей чавуну в ливарному виробництві на базі ймовірнісного підходу // *Металознавства та обробка металів*. 2023. Т. 29 (108). № 4. С. 23–33.

**Вяч. М. Сліпченко, Ю.М. Коваль, С.М. Кедровський, В.В. Односум,
Вік. М. Сліпченко, І.Р. Бублей**

Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України, Київ

vika_slip@yahoo.com

ВИГОТОВЛЕННЯ ТА ЛАБОРАТОРНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ ЛИТИХ СМАРТ СПЛАВІВ

Виготовлення різних пристроїв та конструкцій зі смарт сплавів, які демонструють здатність відновлювати форму має на сьогоднішній день суттєве значення в техніці, особливо в приладобудуванні. До смарт матеріалів відносяться матеріали яким притаманні такі властивості як ефект пам'яті форми (ЕПФ), над пружність, над пластичність, підвищена демпфуюча здатність. Властивості таких матеріалів використовуються при конструюванні деталей, які часто поєднують в собі суперечливі характеристики. Це надає конструкціям нових конкурентних переваг. Наприклад, серцево-судинні імпланти, що виготовлені з смарт сплавів на основі системи Ni-Ti, під час імплантації та експлуатації поєднують в одній конструкції ефект пам'яті форми, надпластичність, над пружність, відмінну біологічну сумісність з тканинами та середовищем людського організму [1]. Важливо постійно розширювати діапазон використовуваних сплавів.

Зазвичай прояв незвичайних фізико-механічних властивостей в смарт сплавах спостерігається в доволі вузькому концентраційному діапазоні складових елементів сплаву. Так, температури мартенситного перетворення можуть змінюватися більше ніж на 100 K при зміні концентрації елементів навіть на 1 ат.% [2]. Більшість таких сплавів є прицезійними. Тому є важливим мати уявлення про процеси які відбуваються в процесі виготовлення зливок та мати контроль над процесом лиття.

Для дослідження незвичайних фізико-механічних властивостей функціональних матеріалів (ефект пам'яті форми, над пружність та інш.) у литому стані, було вибрано подвійну систему Cu-Al та цю ж систему, леговану додатково Fe, Ni, Mn. Були виготовлені методом спеціальної електрометалургії зливки базових сплавів вагою 1-3 кг. Гомогенність зливку (верхня частина та нижня частина) було підтверджено рентгеноспектральним аналізом. Відхилення не перевищувало 0,01 ат.%. Методами спеціального

прецизійного литва було отримано зливки для лабораторних досліджень таких як рідиноплинність, заповнюваність форми, вплив швидкості кристалізації на структуроутворення та параметри мартенситного перетворення в цьому матеріалі в литому стані (рис.1).

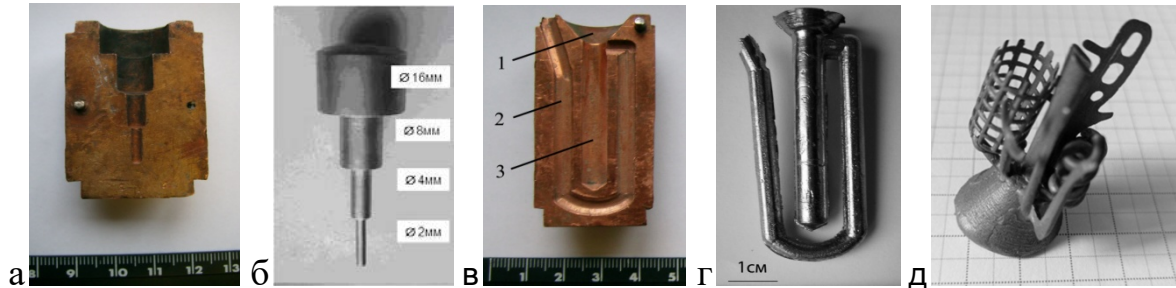


Рис. 1 - Ливарна форма (а) та відливка зі змінним поперечним перерізом (б); комплексна проба Нехензі-Купцова (в) та відливка (г); приклад складного прецизійного лиття в керамічну форму (д).

Від зливка вирізались шихтові заготовки вагою від 10 г до 50 г для подальшого переплаву та заливки в ливарну форму. Переплав шихтової заготовки виконувався в мідному тиглі з застосуванням аргано-плазмової установки. Підготовлений розплав на відцентровій ливарній машині під дією відцентрової сили заливався в ливарну форму.

Для дослідження впливу швидкості охолодження на параметри МП відливали зразки зі ступінчастим переходом діаметрів від одного розміру до іншого (рис. 1 а,б). Ливарна форма такої конфігурації дозволяє одночасно отримати різні ступені переохолодження. Відведення тепла в такій формі головним чином відбувається в напрямку від центру до стінок форми. Дослідження ливарних властивостей проводили з використанням комплексної проби Нехензі-Купцова (рис.1 в, г), конструкційно адаптованої до лабораторних зразків малого об'єму. Комплексна проба об'ємом 4 см³ дозволяє одночасно визначати здатність металу заповнювати форму, лінійну усадку та ступінь ураження зливку ливарними тріщинами. Відлиті деталі в одноразову керамічну форму дозволяють аналізувати технологічні параметри формування відливки: рідиноплинність, термохімічні процеси на межі розділу відливка-форма, вивчається вплив умов кристалізації на процеси структуроутворення відливки.

Також було досліджено лиття в комбіновані ливарні форми, що складаються з керамічної заливної чаші та кварцевих або мідних трубок діаметром від 1мм до 5мм довжиною до 150мм. Відливка в комбіновану форму дозволяє використовувати фор-

моутворюючи мідну трубку в якості захисного конверта відливки, який обмежує небажане високотемпературне окислення при нагріванні литої заготовки перед ковкою, прокаткою, волочіння.

Висновки: Виплавка функціональних сплавів на основі Cu-Al в захисному інертному середовищі, аргоно-плазмовий переплав в мідному тиглі та відцентрова заливка в ливарну форму зразків для лабораторних досліджень,, дозволяє вивчати зміни характеристик функціональних сплавів в залежності від змін хімічного складу сплавів.

Список літератури

1. Патон Б.Є., Калеко Д.М., Коваль Ю.М., Неганов Л.М., Сліпченко В.М., Шпак А.П. Сплав на основі системи титан-нікель з пам'яттю форми // ПАТ. 84465. УКРАЇНА — 2008-10-27 МПК С 22 С 14/00
2. V. Shelyagin, A. Bernatskyi, O. Siora, S. Kedrovskiy, Yu. Koval, V. Slipchenko, V. Filatova, and G. Firstov, Laser Welding of Ti–Ni Shape Memory Alloy for Medical Application, Metallofiz. Noveishie Tekhnol., 43, No. 3: 383–398 (2021), DOI: 10.15407/mfint.43.03.0383.

УДК 621.74.047:621.746.27

**О. М. Смірнов, А. Ю. Семенко, Ю. П. Скоробагатько, М. С. Горюк,
Ю. О. Смірнов, В. В. Буряк, А. О. Горшков, Л. М. Лакомська**

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: semenko.au@gmail.com

ПЕРСПЕКТИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ БЕЗПЕРЕРВНОЛИТОЇ ЗАГОТОВКИ

В останній час зросла актуальність досліджень процесів безперервного лиття, які передбачають зменшення товщини литих виробів. Приклади включають лиття тонких слябів і смуг. Зокрема, однією з головних переваг більшості заводів, які використовують електродугову піч (ДСП) є саме те, що вони виробляють кінцевий продукт шляхом безперервного розливання. Рідкий метал забирається з рафінувальної ємності і для плоского прокату безперервно відливається в сляби товщиною 30-60 мм, які

потім можуть бути прокатані до більш тонких розмірів. Нові технології завжди кидають нові виклики в процесі розробки, і сталевий лист з рідкого металу не є виключенням.

Ефективність даного процесу може бути підвищена шляхом покращення якості металу в проміжному ковші, кристалізаторі та запобіганні утворенню дефектів у зоні вторинного охолодження (ЗВО). Однак виробництво бездефектних литих виробів все ще є великою проблемою, оскільки внутрішні дефекти, включаючи макросегрегацію легуючих елементів, тріщини та пори, можуть легко утворюватися в процесі твердіння, що серйозно погіршує мікроструктуру та механічні властивості литих виробів.

Для покращення формування та підвищення якості заготовки потребують розвитку технології електромагнітного перемішування (ЕМП) та м'якого обтиснення (SMR), що обумовлено відсутністю глобальної реорганізації при їх впровадженні на виробництво.

Безперервнолита заготовка має схильність до мікроструктурної нерівномірності, включаючи центральну сегрегацію, яка утворюється через нерівномірність локального тепловиділення в процесі твердіння. Для вирішення проблеми центральної сегрегації та покращення внутрішньої якості заготовки застосовують технології лиття з низькотемпературним перегрівом розплаву, електромагнітне перемішування наприкінці кристалізації і технологію м'якого обтиснення. Переваги і недоліки вищезазначених технологій наведено в таблиці.

Табл. – Оцінка технологічних рішень для запобігання центральної сегрегації у безперервнолитих заготовках

Технології	Переваги	Недоліки
Низькотемпературний перегрів	Збільшення кількості рівновісних кристалів, контролює утворення стовпчастих кристалів і центральну макросегрегацію	Форсунку легко заблокувати при дуже низькій температурі; не сприяє спливанню включень; легко викликати напівмакросегрегацію
Електромагнітне перемішування (ЕМП)	Збільшення кількості рівновісних кристалів, забезпечення однорідності розплаву та зменшення макросегрегації	Позицію змішування важко контролювати, дороговартісне обслуговування; ефективність зменшується при збільшенні твердої частки
М'яке обтиснення	Зменшення центральної сегрегації заготовки та контроль утворення внутрішніх тріщин	Високі вимоги до параметрів контролю; високі вимоги до кінцевого положення рідкого сердечника; ускладнена можливість динамічного регулювання

На даний час технологія м'якого обтиснення широко застосована у виробничому процесі, що відіграло значну роль у підвищенні якості безперервнолитої продукції.

Основний принцип технології обтиснення полягає в застосуванні зовнішньої сили у відповідній зоні литого виробу під час процесу кристалізації, яка компенсує об'єму усадку. Застосована кількість обтиснення може значно розірвати «кристалічний місток» і гомогенізувати залишковий розплав між дендритами та контролювати макросегрегацію вуглецю, що додатково сприяє зворотному потоку розплаву та гомогенізує його наприкінці кристалізації. Гомогенізація розплаву додатково сприяє зародженню дендритів, очищає зерна, збільшує кількість рівновісних дендритів і покращує внутрішню якість заготовки. Однак все ще існують деякі технічні проблеми, які необхідно подолати, наприклад, великі варіації в секціях заготовки безперервного лиття та контроль швидкості лиття, які ускладнюють визначення точного положення обтиснення.

Застосування електромагнітного перемішування (ЕМП) має значний вплив на формування заготовки, що обґрунтовано можливістю досягнення більш точних та однорідних геометричних розмірів заготовки, зменшення її деформації, а також зменшення кількості дефектів, таких як внутрішня пористість, тріщини та неоднорідності в структурі заготовки. ЕМП полягає у використанні сил електромагнітного поля для створення обертового руху розплаву, що дозволяє гомогенізувати розплав за температурою і хімічним складом.

При застосуванні сучасних електромагнітних пристроїв стає можливим запобігання заростанню занурених стаканів оскільки електромагнітне перемішування забезпечує рівномірний потік сталі. Окремо слід виділити можливість контролю позиції розплаву під час розливання, що може бути реалізована за допомогою електромагнітного гальмування в зоні зануреного стакана або у верхній частині кристалізатора для пригнічення вихроутворення в зоні меніска. Це може бути корисним для підтримання постійного потоку розплаву, а також уникнення небажаних деформацій.

У цілому, застосування технології електромагнітного перемішування при безперервному розливанні сталі має потенціал покращити якість продукції, знизити витрати і підвищити ефективність процесу.

М. О. Соловей¹, М. М. Ворон²

¹Національний технічний університет України

«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», м. Київ

²Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, м. Київ

e-mail: mykhailo.m.voron@gmail.com

ЛИВАРНІ АЛЮМІНІЄВІ СПЛАВИ СИСТЕМИ Al-Fe-Mn-Ni, ЯКІ ПІДДАЮТЬСЯ ПЛАС- ТИЧНІЙ ДЕФОРМАЦІЇ ТА ТЕРМІЧНІЙ ОБРОБЦІ

Важливими факторами технологічного розвитку в наш час є широке застосування принципів енергозбереження та екологічності. З огляду на це, значна увага приділяється підвищенню ефективності різноманітних двигунів, зокрема – автомобілів та літаків, що досягається використанням новітніх легких матеріалів. Значну їх частину складають алюмінієві сплави, для яких важливим залишається підвищення допустимих робочих температур, що досягається переважно їх ефективним легуванням, модифікуванням та армуванням [1-3].

Розробка нових жароміцних алюмінієвих сплавів включає як оптимізацію традиційних складів, так і розробку нових. Під час цього пошуку часто використовується аналогія з нікелевими суперсплавами, які витримують деградацію механічних властивостей приблизно до 0,75 від їх температури плавлення. В даному випадку реалізується механізм, пов'язаний головним чином з підсиленням міжатомних зв'язків та насиченням твердого розчину легуючими елементами. Інший підхід базується на утворенні максимальної кількості дрібнодисперсних інтерметалідних фаз, що не мають бути схильними до розчинення в матриці, або коагуляції при температурі понад 150 °C [4, 5].

Важливе значення для створення таких жароміцних сплавів має вибір компонентів, які повинні мати низький коефіцієнт дифузії в матриці. Аналогічну дифузію, як самодифузія алюмінію, показують Co, Ni, Mg та Cu; більшу дифузію мають Zn та Ag, а найнижчі коефіцієнти дифузії мають Fe, Mn, Cr, Ti, V, Hf, Mo та Pd. Стійкість від взаємодії з алюмінієм та між собою утворених зміцнюючих фаз є основним фактором опору дифузійно-контрольованого об'єднання, яке називається розростанням Оствальда. Фази, які утворено з елементами, що мають низький коефіцієнт дифузії в алюмінії, не схильні до розчинення і коагуляції до майже 500 °C, що зберігає властивості сплаву при високих температурах.

Сплави евтектичних систем алюмінію та Fe, Ni, Mn, Cr, Ce та La розглядаються як перспективні ливарні композиції, здатні проявляти високі показники жароміцності. Так, наприклад, сплави системи Al-Fe-Ni з концентрацією нікелю та заліза близькою до потрібної евтектики, активно розглядаються в якості перспективних жароміцних матеріалів, у тому числі завдяки нанорозмірній волокнистій евтектиці [3, 6]. Міцність таких сплавів може складати 125-183 МПа за кімнатної температури та 71 ± 10 МПа при 350 °C, залежно від дисперсності структури.

Для забезпечення вищих показників високотемпературної міцності таких сплавів намагаються збільшити дисперсність їх структури та стабілізувати її додатковим легуванням. За умови забезпечення вказаних критеріїв підбору легуючих елементів, основними серед них можуть бути марганець та хром, які можуть розчинятися в твердому розчині та зміцнювати його. При цьому, вміст марганцю може складати до 2 % мас., але оптимальний його вміст знаходиться на рівні 1 % мас., так само, як і вміст нікелю. Марганець та хром також здатні утворювати стабільні дрібнодисперсні інтерметалідні включення, які не є схильними до коагуляції при підвищенні температури. В невеликій кількості до вказаних сплавів також можуть бути додані мідь та магній, титан та цирконій.

Важливою особливістю сплавів на основі алюмінію, які леговані основним чином залізом, марганцем та нікелем є волокниста нанорозмірна евтектика, яка забезпечує цим ливарним сплавам з біляевтектичним складом пластичність на рівні 7-10%. Наявність марганцю в складі сплавів дозволяє проводити в них термічну обробку, так само як і присутність невеликої кількості магнію, міді та зерноподрібнюючих модифікаторів. В результаті названих особливостей формується комплекс властивостей сплавів на основі системи Al-Fe-Mn-Ni, які будучи ливарними мають помітну пластичність і можуть піддаватися термообробці. Здатність до деформаційної та термічної обробки таких сплавів обумовлює великий додатковий потенціал підвищення їх властивостей, зокрема – жароміцності та опору повзучості, за рахунок суттєвого подрібнення мікроструктури та рівномірному розподілу зміцнюючих фаз первинного походження і виділення вторинних зміцнюючих пресипітатів з твердого розчину на основі алюмінію.

Список літератури

1. Lin B. et al. (2019) Improved creep resistance of Al-Cu-Mn-Fe-Ni alloys through squeeze casting. *Materials Characterization*. Vol. 158, pp. 1-7. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2019.109935>

2. Martinez-Sanchez R. et al. (2016) Evolution of Microstructure in Al-Si-Cu System Modified with a Transition Element Addition and its Effect on Hardness. Materials research. 19. (1), pp. 59-66. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2015-0673>
3. Czerwinski F. (2020) Thermal Stability of Aluminum Alloys - A Review. Materials, 13 (15), pp. 1-49. <https://doi.org/10.3390/ma13153441>
4. Knipling K. E., Dunand D. C., Seidman D. N. (2006) Criteria for development castable, creep-resistant aluminium-based alloys - A review. Z. Metallkd, 97, pp. 246-265. <https://doi.org/10.3139/146.101249>
5. Narivskiy A. V., Voron M. M., Fon Pruss M. A., Perekhoda V. V., Chistyakov O. V. (2021) Principles of creep-resistant aluminum alloys development. Casting processes. №1, pp.50-56. <https://doi.org/10.15407/plit2021.01.050>
6. Premkumar M. K., Lawley A., Koczak M. J. (1994) Mechanical behavior of powder metallurgy Al-Fe-Ni alloys. Materials Science and Engineering A. Vol. 174. (2), pp. 127-139. [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(94\)91081-2](https://doi.org/10.1016/0921-5093(94)91081-2)

УДК 621. 74: 389. 6

В. О. Стригун, Н. М. Волошин, С. В. Гнилокурченко, Л. С. Чаплигіна

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: standartfims@gmail.com

РОЗРОБЛЕННЯ ДЕРЖАВНИХ СТАНДАРТІВ УКРАЇНИ ДЛЯ ЛИТИХ ВИРОБІВ, АДАПТОВАНИХ ДО МІЖНАРОДНИХ ВИМОГ

Україна визначила свій курс щодо інтеграції до Євросоюзу, усунення штучних бар'єрів у торгівлі, виконання зобов'язань, прийнятих Україною при вступі до СОТ та підписанні Угоди про асоціацію з ЄС, які вимагають впровадження нової стратегії розвитку, у тому числі в сфері стандартизації.

На шляху до цього Національним органом стандартизації прийнято більше 20 тис. європейських нормативних документів CEN/CENEL як національних методом підтвердження.

Технічним комітетом стандартизації ТК 177 «Ливарне виробництво» було проаналізовано національні стандарти у галузі ливарного виробництва, положення яких

суперечить європейським, та запропоновано продовжити чинність деяких з них на період адаптації національного виробника до європейських стандартів, а частину - скасувати.

Також комітетом було запропоновано розроблення декількох актуальних на сьогодні нормативних документів, які включено до Програми робіт з національної стандартизації.

Наразі розробляється проєкт стандарту «Гальмівні колодки з чавуну. Технічні умови» на заміну ГОСТ 1205-73 «Колодки чугунные тормозные для вагонов и тендеров железных дорог широкой колеи» та ГОСТ 30249-97 «Колодки тормозные чугунные для локомотивов». Цей стандарт поширюється на гальмівні колодки з чавуну, які використовують на рухомому складі залізниці для вагонів, локомотивів та моторвагонного рухомого складу.

Завданням національного НД є встановлення вимог до розмірної точності, механічних та експлуатаційних властивостей, випробування, контролювання, складу матеріалів гальмівних колодок з чавуну. У новому стандарті надана їх загальна характеристика гальмівних колодок, уведено нові типи, сфера застосування, терміни та визначення понять. Також зазначено норми хімічного складу чавуну, твердість та маса колодок, мікроструктура різних типів колодок. При розробці НД було враховано вимоги європейських та міжнародних стандартів до гальмівних колодок.

Також у розробці є національний стандарт України «Люки оглядових колодязів і дощоприймачі зливостічних колодязів. Технічні умови» на заміну ДСТУ Б В.2.5-26:2005 (ГОСТ 3634-99) «Люки оглядових колодязів і дощоприймачі зливостічних колодязів. Технічні умови» з урахуванням вимог європейського стандарту EN 124:2015 «Кришки зливостоків та каналізаційні люки для автомобільних і пішохідних зон» та ДСТУ 3771-98 «Люки для кабельних колодязів телефонної каналізації. Технічні умови».

Завданням цього НД є встановлення вимог до конструкції, випробування, контролювання, складу матеріалів люків оглядових колодязів і дощоприймачів зливостічних колодязів, а також систематизація люків та решіток дощоприймачів і унормування вимог до типів, основних параметрів, розмірів люків, їх якості, характеристик міцності тощо.

Стандарт стосується також люків камер підземних інженерних міських каналізацій: теплових, газових та кабельних мереж, водопроводу, каналізації, а також дощоприймачів.

Залежно від застосування люки поділено на декілька типів: легкий малогабаритний люк, легкий люк, середній люк, важкий люк, важкий магістральний люк тощо.

Розрізняються зокрема:

- важкий магістральний люк, що встановлюється на магістральних дорогах і вулицях різного значення (вироби мають витримувати навантаження - 400 кН);
- важкий люк, що встановлюється на міських автомобільних дорогах з інтенсивним рухом (вироби мають витримувати навантаження - 250 кН);
- середній люк, що встановлюється на автостоянках і тротуарах (вироби мають витримувати навантаження - 125 кН).

Типи, основні параметри та розміри дощоприймачів визначають їх місце встановлення, наприклад:

- дощоприймач магістральний, що встановлюється на магістральних дорогах і вулицях з інтенсивним рухом, з ухилом повздовжнього профілю до 0,005 (вироби мають витримувати навантаження - 250 кН);
- дощоприймач магістральний, що встановлюється на магістральних дорогах і вулицях з інтенсивним рухом, з ухилом повздовжнього профілю більш 0,005 (вироби мають витримувати навантаження - 250 кН);
- дощоприймач великий, що встановлюється на автостоянках і проїзній частині міських автодоріг з ухилом повздовжнього профілю до 0,005 (вироби мають витримувати навантаження - 125 кН).

Зазначено, що такі литі вироби мають бути обладнані антивандальними пристроями. Місця установки ідентичні європейському стандарту, що відображено в умовних позначках. Розміри пазів решітки дощоприймача та їх розташування відносно бордюрного каменю гармонізовано зі стандартом ЄС.

Таким чином технічним комітетом стандартизації ТК 177 «Ливарне виробництво» проводиться важлива робота з оновлення національних стандартів, адаптації їх до європейських, включно з розробкою стандартів актуальних для України металевих матеріалів та литих виробів з них.

**М. І. Тарасевич, О. Й. Шинський, І. В. Корнієць, І. А. Шалевська, О. І. Рибіцький,
М. М. Дьяченко**

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: ivk@ptima.kiev.ua

ВПЛИВ МАСОВОГО СПІВВІДНОШЕННЯ АРМУЮЧОЇ ФАЗИ ТА МАТРИЧНОГО СПЛАВУ НА ФОРМУВАННЯ АРМОВАНОГО ВИЛИВКА

В сучасних умовах потреба у виливках з високими функціональними властивостями виникає в залежності від вимог експлуатації машин та механізмів. Одним із ефективних методів одержання матеріалів зі спеціальними функціональними властивостями є армування сплавів необхідними компонентами у рідкофазному стані.

Для досягнення досконалих результатів щодо суміщення компонентів армованих систем необхідно чітко розуміння технологічних основ такого суміщення, в першу чергу, з точки зору утворення макрогетерогенних структур, виникнення простого зв'язку між різними елементами системи і, як наслідок, виникнення процесу фізико-хімічної взаємодії на межах їх контакту. З'єднання армуючих елементів з матричним розплавом здійснюється під дією конвекційних і циркуляційних потоків, які виникають в рідкому металі в процесі заповнення ливарної форми. Важливою технологічною проблемою при поєднанні компонентів армованої системи є утворення надійного зв'язку на межі "армуючий елемент – матричний сплав" [1]. Найбільш придатною для виготовлення армованих виливків є технологія лиття за моделями, що газифікуються.

В залежності від масового співвідношення армуючого елементу та матричного металу маємо різні умови формування виливка і, як наслідок, різні структурні складові виливка, його фізичні та службові властивості [2].

Виходячи з вище зазначеного в даній роботі досліджена зміна теплового стану армованого виливка, який одержують в піщано-глинистій формі, в залежності від масового співвідношення армуючих елементів та матричного розплаву. Досліди проводились із використанням методів математичного та комп'ютерного моделювання [3].

В якості об'єкта дослідження обрано циліндричний виливок діаметром 100 мм та висотою 200 мм, армований металевими елементами діаметром від 2 мм до 10 мм та висотою 200 мм. Загальний вигляд виливка представлено на рис.1, а [4]. Масове співвідношення армуючих елементів до матричного сплаву змінювали від 10 % до

50 %. Температура металу, що заливали (сталь 35), становила 1600 °С, армуючих елементів (сталь 20) – 20 °С.

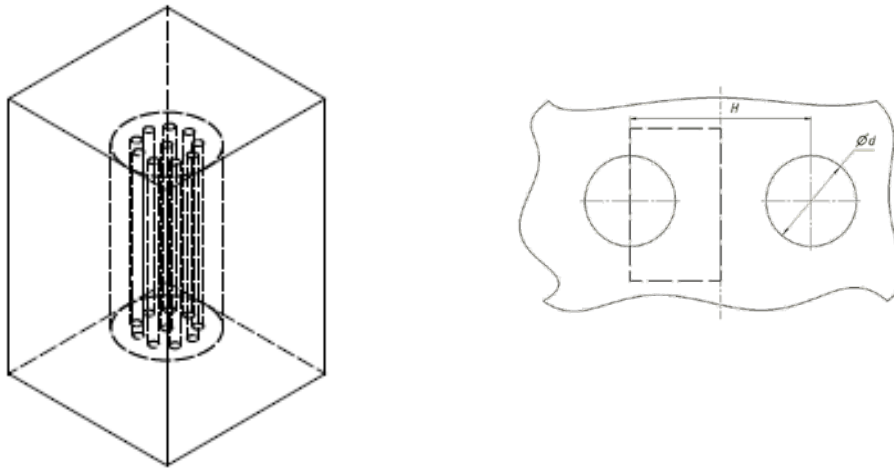


Рис.1 – Загальний вигляд армованого виливка у формі (а) та схема представницького об'єму (б).

Дослідження проводили для представницького об'єму армованого виливка – мінімальної частини об'єму гетерогенного тіла, багаторазовим повторенням якого можна реконструювати тіло в цілому. Причому, представницький об'єм вміщує ту ж частку армуючого елемента, що і весь виливок. Об'ємну частку армуючих елементів визначали із співвідношення :

$$V = \frac{\pi \cdot d^2}{4 \cdot H^2},$$

де d – діаметр армуючого елемента, H – шаг армування (відстань між центрами сусідніх армуючих елементів).

На рис.1 (б) представлено схему представницького об'єму. В силу симетрії щодо вертикальної осі при моделюванні розглядали $\frac{1}{2}$ частину об'єму (пунктирна лінія).

Методом обчислювального експерименту проведено оцінку теплового стану досліджуваного виливка при зміні об'ємного співвідношення основного металу та армуючих елементів при зміні їх діаметру [4]. Розрахунки проводили в центральному перерізі виливка

При контакті перегрітого рідкого металу з армуючим елементом процес теплопередачі може відбуватися за кількома схемами в залежності від об'ємної частки армуючої фази та її діаметру:

- армуючий елемент повністю розплавляється в матричному металі та призводить до зниження часу зняття перегріву розплаву, що заливається;

- на поверхні армуючого елементу утворюється тверда кірка матричного металу, яка під дією теплоти перегріву розплавляється. Разогрів армуючого елементу призводить до повторного утворення твердої кірки і послідовному твердінню розплаву.

- на поверхні армуючого елементу утворюється стійка тверда кірка і твердіння іде послідовно до моменту зустрічі направлених фронтів.

Аналізуючи варіанти армування, що були розглянуті, встановлено залежність об'ємної частки армуючої фази від її діаметру ($V = V(d)$) при зміні діаметру від 6 до 10 мм, що призводить до різного теплового стану виливка (рис.2). Область нижче кривої 1 – армуючий елемент внаслідок взаємодії з рідким металом повністю переходить у рідкий стан. Область між кривими 1 та 2 – поверхня армуючого елементу досягає температури солідус, що гарантує рідкофазне з'єднання з матричним сплавом. Область зміни параметрів вище кр.2 - на армуючому елементі утворюється стійка тверда кірка, при цьому не будуть забезпечені умови для ефективного з'єднання армуючої та рідкої фази в процесі тверднення.

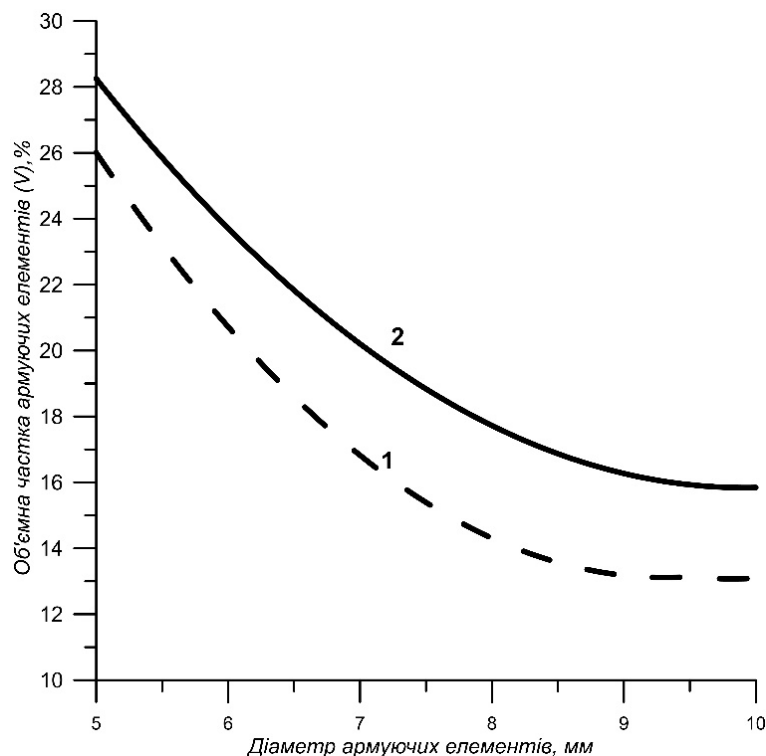


Рис.2 – Залежність об'ємної частки армуючої фази від її діаметру ($V = V(d)$), що призводить до різного теплового стану виливка. 1 – границя «рідкий метал», 2 – границя «твердий метал».

Результати дослідження можуть бути використані при розробці технології одержання армованих виливків з оптимальним співвідношенням діаметру армуючих елементів та їх об'ємною часткою.

Список літератури

1. Лысенко Т. В., Ясюков В. В., Прокопович И. В. Концепции управления формообразованием отливок: монография. Одесса: Экология. 2019. 272 с.
2. Shinsky I, Shalevska I., Musbah J. Efficiency of influence of a metal macroreinforcing phase on process of solidification of large-sized castings. *TEKA. Edition of Lublin University of technology*. 2015, V.15. N. 2. P. 51–59.
3. Тарасевич Н.И., Корниец И.В., Затуловский А. С. Моделирование процесса формирования литых композиционных материалов. *Процессы литья*. 1995. 4. С. 40–49.
4. Тарасевич М. І., Шинський О. Й., Шалевська І. А., Корнієць І. В. [Вплив масового співвідношення армуючого елемента та матричного сплаву на формування гетерогенного виливка.](https://doi.org/10.15407/plit2023.03.025) *Процеси литья*. 2023. № 3. С. 25-33. DOI: <https://doi.org/10.15407/plit2023.03.025>.

УДК 331.45

N.Ye. Tverdokliebova, O.I Ponomarenko

National Technical University «Kharkiv Polytechnic Institute», Kharkiv

EXTINGUISHING FIRES AT METALLURGICAL AND MECHANICAL ENGINEERING ENTERPRISES

In the conditions of advanced growth of machine building development, the issues of fire safety are especially acute [1].

Fires at metallurgical and mechanical engineering most often occur in basements of machine rooms, cable rooms, oil cellars, and on combustible surfaces [2].

A difficult situation is created in the event of a fire in the oil cellar. Spilled oil can burn, which can be continuously replenished when it flows out through flange connections, cracks and holes formed during an accident. As the fire spreads, deformation and destruction of the oil tanks is possible, which will lead to an even greater increase in the area of the fire.

In the case of fires at metallurgical enterprises, it is possible to:

- rapid spread of fire in oil pipelines, cable tunnels and floors, conveyor galleries, on large-area surfaces and in hydraulic systems under high pressure;
- occurrence and spread of fire below ground level and at high altitude;
- dense smoke of large volumes, spreading to a considerable distance from the source of combustion;
- spills of molten metal and slag;
- flaring of gases and liquids in devices and pipelines under pressure;
- gassing of the territory with ammonia, coke, blast furnace and other gases, explosions of gas and soot.

During the investigation, the head of fire extinguishing must establish:

1. place of concentration of flammable substances and materials;
2. type of covering or coverings;
3. the presence and location of ventilation devices, shafts, openings in walls and ceilings, the possibility of fire spreading through them;
4. the possibility of stopping technological equipment and cutting off electricity;
5. the possibility and necessity of stopping the supply of oil to hydraulic systems, flammable liquids and combustible liquids as additives in the charge and on the coal supply tracts;
6. the possibility of fire spreading in transshipment nodes, conveyor galleries, in oil cellars and cable tunnels.
7. necessity and sequence of evacuation of production raw materials, finished products and equipment.

At the initial moment of extinguishing a fire inside the workshops, you can encounter heavy smoke in the entire room, so it is necessary to open the upper parts of the windows or light lanterns to release the smoke - this is done in the presence of trunks. Extinguishing fires has its own characteristics depending on the technological process and the type of combustible load [3].

In buildings with non-flammable coatings, the first trunks are supplied to the workshop, which burns inside, ensuring the elimination of combustion sources; protection of areas where there is an accumulation of flammable liquid and combustible liquid; immediate cooling of metal structures and valuable equipment.

If electric heating of metal or products from it is carried out in a workshop that is burning, it is necessary to turn off electric furnaces.

When the furnace is operating on liquid fuel or gas, it is necessary to stop their supply, empty the consumable tank with flammable liquid through the emergency drain pipe, and in

its absence, provide protection of the tank with foam or water jets. Protect gas pipelines from exposure to fire or radiant energy by cooling them.

In the event of a fire in thermal and forge-press shops, it is necessary to constantly use the advice of the service personnel, before the introduction of water barrels, it is necessary to instruct the barrel makers where the jets cannot be directed, in order to exclude the possibility of deformation of the equipment due to its rapid cooling.

Do not allow water to enter the saltpeter baths to avoid emissions of molten saltpeter.

Extinguish burning oil in tempering baths with foam of medium density or by covering them with special covers. Water contact with hot metal and oil will cause the release of molten mass.

When extinguishing fires in cold metal processing shops:

- it is necessary to protect washing tubs, containers with flammable liquid and combustible liquid stored in separate rooms from fire;
- stop the exhaust ventilation and monitor the air duct;
- in the event of a fire threat to the washing bath, cover them with lids or drain the liquid.

In case of fires in assembly shops:

1. organize fire protection of equipment with foam or water barrels;
2. under the protection of trunks, carry out the evacuation of machinery, units and equipment, involving workers and employees for this.

In case of fires in painting shops:

- turn off the ventilation;
- block air ducts with shutters;
- extinguish with foam and sprayed water;
- do not allow fire to spread to adjacent rooms, fume hoods.

For successful extinguishing of fires at metallurgical and machine-building enterprises, it is necessary to carefully study the fire extinguishing plans by the officials who are responsible for the organization of extinguishing fires at such facilities, as well as conducting fire-tactical exercises with guards and fire-tactical training with the involvement of the facility's services.

References

1. Tverdokhliebova N. E. Ensuring the safety of employees of metallurgical enterprises in the conditions of sustainable development [Electronic resource] / N. E.

Tverdokhliebova, N. S. Yevtushenko // Литво. Металургія. 2023 : матеріали 19-ї, 12-ї Між-нар. 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. 24-25.

2. Твердохлебова Н.Є. Шляхи підвищення рівня техногенної безпеки в Україні. Наука і техніка сьогодні – Київ, 2022. № 3 (3). С. 127-135.

3. Артюхов Д. В. Заходи пожежної профілактики на машинобудівних підприємствах [Електронний ресурс] / Д. В. Артюхов, Н. Є. Твердохлебова // Безпека людини у сучасних умовах : зб. доп. 14-ї Міжнар. наук.-метод. конф. та 149-ї Міжнар. наук. конф. Європ. Асоц. наук з безпеки (EAS), 1-2 грудня 2022 р. = Human safety in modern conditions : coll. of 14th Intern. Sci. and Methodological Conf., 149 Intern. Sci. Conf. of the Europ. Assoc. for Security (EAS), December 1-2, 2022 / відп. за вип. В. В. Березуцький ; Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. ін-т" [та ін.]. – Електрон. текст. дані. – Харків, 2022. – С. 122-124.

А.М. Тимошенко¹, О.В. Шматко¹, В.П. Лихошва¹, М.О. Кудрявченко¹,
Л.М. Клименко¹

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

oleksandrshmatko.ua@gmail.com

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ НАГРІВАННЯ РУХОМОЇ ЗАГОТОВКИ ПІД ВПЛИВОМ ІНДУКЦІЙНИХ ВИХРОВИХ СТРУМІВ ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ПОЛЯ ПРИ ОДЕРЖАННІ БІМЕТАЛЕВОЇ ШТАБИ

Дослідження теплового поля заготовки проводилось в рамках розробки гібридного ливарно-індукційного методу отримання біметалевої штаби. Згідно схеми (рис. 1), заготовка (стальна полоса) подається в механізм подачі заготовки, що транспортує її із постійною швидкістю до індукційного блоку, де вона нагрівається до необхідних температур [1]. Далі на неї наноситься розкисний флюс, з подальшим переміщенням до ливарного вузла де відбувається заливання рідкого чавуну, утворення біметалевого з'єднання, кристалізація та охолодження біметалевої штаби. Однієї із критично важливих умов отримання якісного біметалевого з'єднання являється забезпечення необхідної температури заготовки.

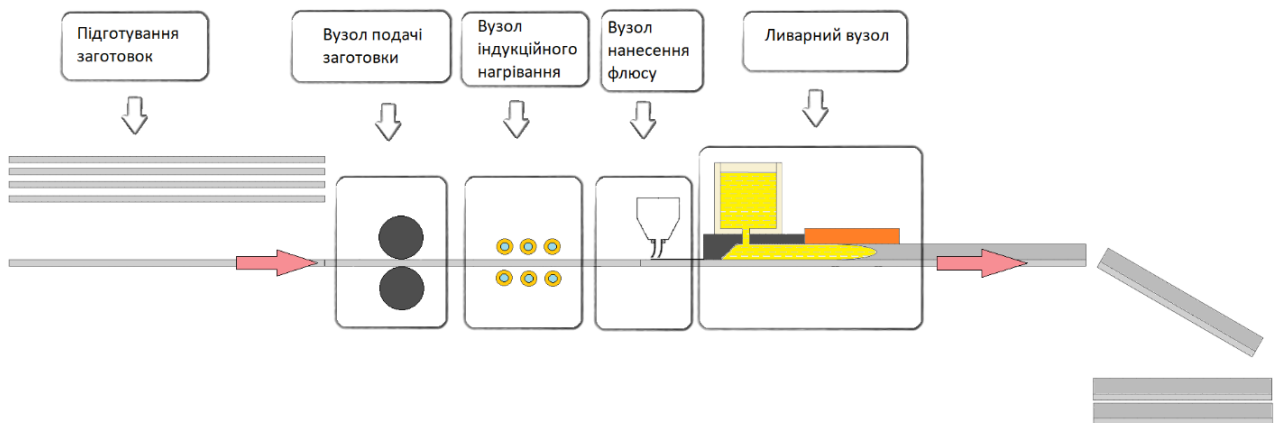


Рис. 1 – Блок-схема безперервного ливарно-індукційного процесу отримання біметалевої штаби.

Для розрахунку використовувався індуктор соленоїдного типу. Розрахунки проводилися в два етапи. Перший етап – нагрів нерухомої заготовки від 20 °С до температур вище 800 °С (необхідна робоча температура визначається в процесі експерименту). Другий етап – вихід на робочу температуру та постійна підтримка температури

рухомої заготовки у заданому інтервалі в залежності від швидкості її руху. Тобто, по перше, розрахунок процесу нагріву ведеться для нерухомої полоси, а потім заготовки задається рух і розрахунок проводиться для рухомої заготовки. З метою визначення оптимальних параметрів, розрахунки проводились при зміні сили струму від 1000 А до 1450 А та відстані між заготовкою та індуктором 8 мм. Для отримання біметалевого з'єднання технологічно необхідна температура нагріву штаби складає від 800 °С до 1350 °С [1-2], що є граничними умовами проведення розрахунків.

Розрахунки теплового стану пластини на першому етапі, показали, що для пластини товщиною 6 мм і шириною 70 мм при вибраних параметрах індукційної обробки, час нагріву складає 3 секунди.

Отримані результати імітаційного моделювання показують, що теплове поле на поверхні сталльної полоси в межах індуктора неоднорідне і симетричне відносно його середини (рис. 2), що відображає неоднорідність електромагнітного поля сформованого даним індуктором. Максимальна температура заготовки знаходиться на бокових гранях. Для підтвердження багатоваріантності використання індукційного нагріву були проведені дослідження по нагріву пластини при різних швидкостях її руху. Швидкість руху варіювали у межах 8 – 16 мм/с. Проведені розрахунки показали, що зі зростанням швидкості переміщення заготовки тенденція зміни розподілу теплового поля зберігається.

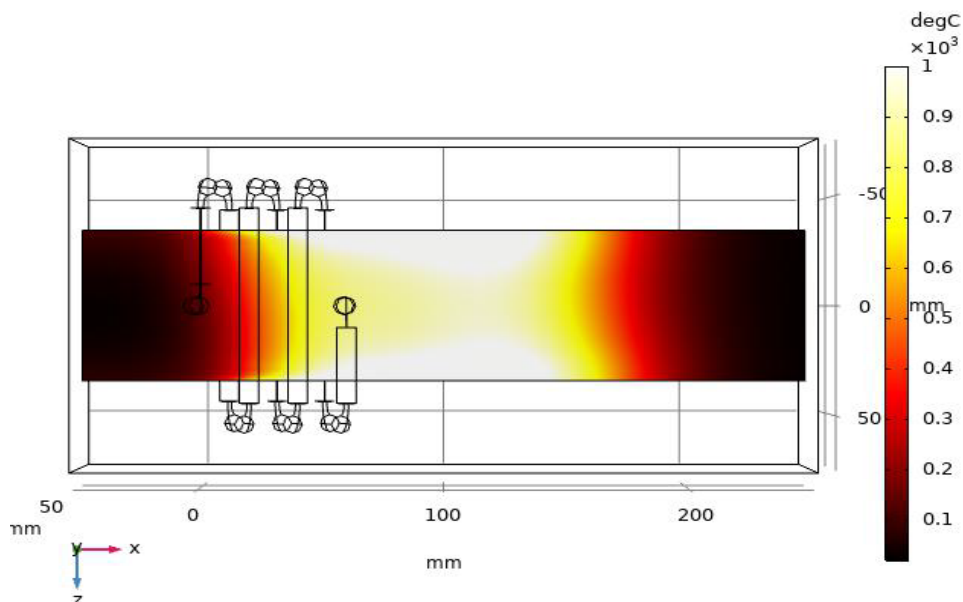


Рис. 2 – Кольорова картина теплового поля поверхні пластини через 18 с після початку процесу нагріву при силі струму $I=1100\text{A}$ та швидкості переміщення 8 мм/с.

Виходячи із конструкційних можливостей процесу одержання біметалевої штаби та геометричних розмірів області формування біметалевого з'єднання відстань

від індуктора до заливального пристрою складає 80 мм. На основі даних імітаційного моделювання визначено довжини областей з температурами 800-1350 °С в залежності від часу нагрівання (рис. 3). Згідно графіка заливання розплаву робочого шару можливо починаючи із 18 с і більше, що забезпечить необхідні температурні параметри в області біметалевого з'єднання.

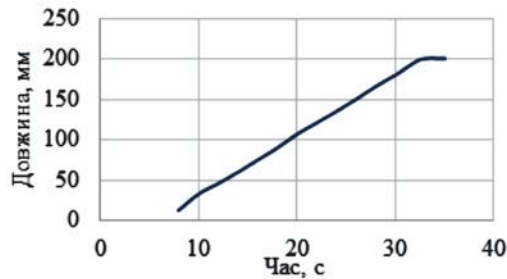


Рис. 3 – Графік залежності умовної довжини до заливального пристрою вздовж центра пластини при силі струму 1100А та швидкості переміщення 8 мм/с.

Таким чином встановлено, що використання індукційного нагріву для отримання біметалевої штаби є доречним, оскільки дозволяє провести нагрів пластини до температур, що гарантовано забезпечують з'єднання шарів при формуванні біметалевих виробів. Враховуючи необхідні значення температури для одержання біметалевих виробів визначено оптимальні значення сили струму та швидкості переміщення заготовки. Так, для сталеної заготовки при швидкості руху 8 мм/с оптимальним значенням сили струму є 1100 А, а при 12 і 16 мм/с – 1300 та 1450 А відповідно.

Список літератури

1. Lykhoshva, V.P., Lykhoshva, A.V., Savin, V.V, Savina, L.V., Shmatko, O.A., Shatrava, A.P.& Tymoshenko, A.M. Technological features of stability of bimetallic billets steel-cast iron continuous casting. AIP Conference Proceedings 2486, 2022. <https://doi.org/10.1063/5.0112310>
2. Тимошенко, А.М., Лихошва, В.П., Шматко, О.В., Пелікан, О.А. & Ліхачький, Р.Ф. Технологічні особливості комбінованого ливарно-індукційного методу одержання тришарових виливків. Процеси лиття, 2022, №4, С 34-42.

М.С.Треньов, О.І. Пономаренко

Національний технічний університет
“Харківський політехнічний інститут”
м. Харків

ВИКОРИСТАННЯ ФУЛЕРЕНІВ У МЕТАЛУРГІЇ

Наноматеріали представляють собою речовини з розміром частинок на рівні нанометрів, що надає їм унікальні фізичні, хімічні та механічні властивості. Прогрес у нанотехнологіях призвів до більшої здатності контролювати структуру матеріалів на атомному рівні. Завдяки своїм малим розмірам та високому співвідношенню поверхні до об'єму, наноматеріали мають підвищену міцність, стійкість до корозії, покращені електричні та теплові властивості, а також інші переваги. Це робить їх перспективними для різних застосувань у металургії.

Металургійна промисловість вже використовує наноматеріали для створення нових видів сплавів і композитів з покращеними характеристиками. Наприклад, додавання наночастинок може покращити механічну міцність, підвищити температурну стійкість та знизити вагу заготовок деталей.

Незважаючи на численні переваги, впровадження наноматеріалів у металургії створює для галузі нові технічні завдання. Серед них - нових методів вводу наноматеріалів в сплав та складність контролю рівномірного розподілу наноматеріалів у сплаві та відкриті. Однак дослідження в цій галузі тривають, що відкриває шлях до нових інновацій та покращення традиційних металургійних процесів. Одним з таких наноматеріалів може бути фулерени, особливо C₆₀, які мають сферичну форму та високий рівень симетрії. Їхня мікротвердість, механічні та фізичні властивості роблять їх привабливими для введення в металеві сплави, де вони можуть надавати нові характеристики або підвищувати існуючі. Через відмінні властивості від основного матеріалу, фулерени можуть бути складними для рівномірного введення у рідкий алюмінієвий сплав. Контроль розподілу та запобігання агломерації наночастинок є критично важливими завданнями

Для вирішення питань рівномірного розподілу фулеренів в сплаві є впровадження нових методів вводу цих часток та використання підходящого обладнання такого як індукційна піч, яка є одним із ключів для рівномірного розподілу наноматеріалів

в рідкому сплаві. Індукційна плавка створює вихрові індукційні струми, які забезпечують перемішування розплаву і сприяють рівномірному розподілу фулеренів у сплаві. Це допомагає уникнути агломерації і забезпечити однорідність кінцевого продукту. Щоб досягти успішного введення фулеренів у рідкий сплав, важливо контролювати параметри процесу, які включають: температуру плавки, швидкість перемішування, тривалість плавки, потужність індукційної печі. Оптимізація цих параметрів дозволяє забезпечити рівномірний розподіл фулеренів і покращити властивості сплаву. Індукційне плавлення дозволяє підтримувати постійну температуру і створювати достатнє перемішування, щоб фулерени не збиралися в кластери, що може призвести до дефектів.

Рівномірне розподілення фулеренів у рідкому сплаві дозволить досягти підвищення бажаних механічних і фізичних властивостей. Сплави з фулеренами мають потенціал для широкого застосування в різних галузях, включаючи аерокосмічну промисловість, автомобілебудування, електроніку та інші сфери, де потрібні високі механічні властивості та знижена вага заготовок деталей. Подальші дослідження в цьому напрямку можуть призвести до нових інноваційних матеріалів і технологій, що змінять традиційні підходи у металургії.

УДК 621.74.046

М.А. Фесенко ¹, А.М. Фесенко ²

¹Державний науково-дослідний інститут МВС України, м. Київ

²Донбаська державна машинобудівна академія, м. Краматорськ

ПЕРСПЕКТИВИ ЗАСТОСУВАННЯ ЧАВУННИХ ДЕТАЛЕЙ ІЗ ФУНКЦІОНАЛЬНО-ГРАДІЄНТНОЮ СТРУКТУРОЮ Й ВЛАСТИВОСТЯМИ ДЛЯ РОЗМІНУВАЛЬНОЇ ТЕХНІКИ

Розмінування вибухово-небезпечних предметів (далі – ВНП) є складною задачею саперів (спеціальних рятівних підрозділів) Державної служби з надзвичайних ситуацій України, Національної гвардії України, Національної поліції України, а також інших служб й пов'язана із значними ризиком для їх життя та здоров'я. Найбільшу небезпеку становить невизначеність конструкції ВНП та алгоритму їх спрацьовування.

Провідні країни світу, в тому числі й Україна для виконання таких робіт в останній час широко використовують самохідні механізми, машини або спеціальну робототехніку, а також інші засоби (спеціальний інструмент), окремі деталі яких працюють в екстремальних умовах, а саме: підвищених навантажень, швидкостях ковзання, сухого тертя, впливу абразивних частинок тощо.

У більшості випадків для такої техніки деталі доцільно виготовляти з матеріалів із підвищеним рівнем міцності та зносостійкості. Задовольнити комплекс підвищених вимог із зносостійкості можливо шляхом застосування деталей з функціонально-градієнтною структурою в об'ємі, різних частинах або зонах. Особливістю таких деталей є виготовлення їх із двох та більше металів або сплавів, які характеризуються різною структурою та властивостями в їх окремих частинах і замість різкої межі розділу між різними матеріалами мають перехідну контактну зону, в якій спостерігається плавний градієнт концентрації, мікроструктури та властивостей.

Із відомих способів отримання деталей із функціонально-градієнтною структурою найбільший інтерес представляють ті, які виготовляються методом лиття. Однак, існуючі ливарні технології отримання деталей з такою структурою мають суттєві недоліки, пов'язані з необхідністю виплавлення двох різних за хімічним складом і властивостями металевих розплавів, а також чіткої синхронізації процесів плавлення та заливання розплавів у ливарну форму.

Не зважаючи на появу нових конструкційних металевих матеріалів із покращеними характеристиками, чавун залишається основним конструкційним сплавом для широкої номенклатури фасонних литих деталей (заготовок, виробів). Тому останнім часом виникає підвищений інтерес до виробництва чавунних литих деталей із функціонально-градієнтною структурою й властивостями.

В представленій роботі запропоновано та досліджено новий спосіб виготовлення литих чавунних деталей (заготовок) із функціонально-градієнтною структурою й властивостями із одного базового розплаву. Сутність способу полягає в тому, що частина базового розплаву чавуну заданого хімічного складу, який виплавляється в одному плавильному агрегаті, заливається у ливарну форму без будь-якого модифікувального, легувального або іншого оброблення. Після визначеного часу витримання залитого розплаву і формуванням в контакт з стінками ливарної форми твердого поверхневого робочого зносостійкого шару литої деталі проводиться декантація залишків незатверділого рідкого чавуну з центральної її частини (зони) і наступне заливання базового розплаву у вивільнений після декантації внутрішній об'єм литої деталі. При цьому розплав,

що заповнює внутрішній об'єм литої деталі, проходить в процесі заливання внутрішньо-формове оброблення модифікатором, лігатурою або іншою зернистою добавкою заданого гранулометричного складу. Внаслідок такого модифікувального впливу добавки або окремих її хімічних елементів на розплав, що заповнює і в подальшому формує центральну частину литої деталі, забезпечується зміна властивостей металу в порівнянні зі структурою і властивостями вихідного (базового) розплаву зовнішнього шару. Між зовнішньою та центральною частиною литої деталі відбувається формування плавної перехідної зони за рахунок взаємодії сформованої на першому етапі заливання форми базовим розплавом твердої кірки з розплавом, який заливався після внутрішньо-формового оброблення.

Під час проведення теоретичних і експериментальних досліджень була підтверджена можливість реалізації запропонованого способу. Встановлені закономірності формування чавунних литих деталей із функціонально-градієнтною структурою, температурно-часові режими заливання рідкого чавуну в ливарні форми, тип модифікувальних добавок, оптимальні їх гранулометричні характеристики, кількість для забезпечення формування заданої структури в різних частинах литої деталі.

Запропонований та досліджений спосіб виготовлення чавунних литих деталей із функціонально-градієнтною структурою та властивостями дає можливість економити дорогі легувальні добавки (реагенти), збільшує ефективність і стабільність отримання зносостійких литих деталей із заданим комплексом структури та властивостей, а також спрощує та здешевлює процес їх отримання.

УДК 621.74:669...4.53.07

В. М. Фіксен

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: vfixsen@i.ua

МОДЕЛЮВАННЯ ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ВПЛИВУ НА НЕМЕТАЛЕВІ ВКЛЮЧЕННЯ В РІДКОМУ МЕТАЛІ З ВИКОРИСТАННЯМ ПРОЗОРИХ ЕЛЕКТРОЛІТІВ

У виробництві алюмінієвого лиття дуже актуальна проблема видалення неметалевих включень (НВ). Сучасним ефективним способом рафінування алюмінієвих сплавів є фільтрування через пінокерамічні фільтри. Найбільш щільні фільтри мають розміри комірок 600 – 700 мкм, тому очевидно, що не всі НВ можуть бути видалені за

один цикл фільтрування. НВ затримуються фільтром як механічно, чому сприяє їх коагуляція, так і за рахунок адгезії частинок до матеріалу фільтра. Оскільки щільність фільтра суттєво впливає на витрату розплаву через нього, було б доцільно застосувати фактор, який дозволив би використовувати фільтри з комірками більшого розміру без зниження ефективності фільтрування та зменшення витрати. В даний час перспективним є застосування електромагнітних факторів для створення в комірках керамічного фільтра фізичних умов, за яких суттєво зросте роль коагуляції та адгезії [1,2,3]. Однак механізм затримання НВ при електромагнітному впливі практично не вивчений, тому необхідна розробка методики досліджень з візуалізацію процесу.

Мета цієї роботи полягає у розробці методики фізичного моделювання процесу руху НВ через канали фільтра з допомогою електропровідних прозорих електролітів, через які пропускається електричний струм, а зовні діє магнітне поле. Для реалізації поставленої мети розроблено пристрій (Рис.1), який складається з двох сполучених посудин, анодного 1 і катодного 2, з'єднаних прозорим каналом 3 і заповнених прозорим електролітом 4. У електроліт, що знаходиться в посудинах 1 і 2 занурені нейтральні (графітові) електроди, закріплені в кришках 7 і 8. Кришка 7 закриває посудину 1 герметично, а в посудині 2 є отвір 10 для виходу повітря. Над каналом 3 розташована відеокамера 11. Другий варіант пристрою відрізняється від описаного тим, що замість відеокамери використовується металографічний мікроскоп, об'єктив якого розташовується знизу каналу 3, а постійні магніти знаходяться зверху цього каналу (на рисунку 1 не показано). Для створення течії електроліту через канал 3 використовувалася гумова груша (на рисунку 1 не показана), приєднана до штуцера 9.

Особливість використання електролітів для моделювання полягає в тому, що під дією електричного струму вони піддаються електролізу, внаслідок чого може змінюватися їхній хімічний склад, що необхідно враховувати. У даній роботі спочатку був використаний водний розчин хлористого натрію, а потім водний розчин сірчаної кислоти. Питомі електропровідності хлористого натрію та сірчаної кислоти при кімнатній температурі та концентраціях, при яких досягається найвища ступінь дисоціації, рівні відповідно 0,169 та 0,724 Ом⁻¹см⁻¹. У електроліти були введені частинки, що імітують НВ, які хімічно не реагують з електролітом. Розмір найдрібніших частинок не перевищував 20 мкм, а найбільших 100 мкм.

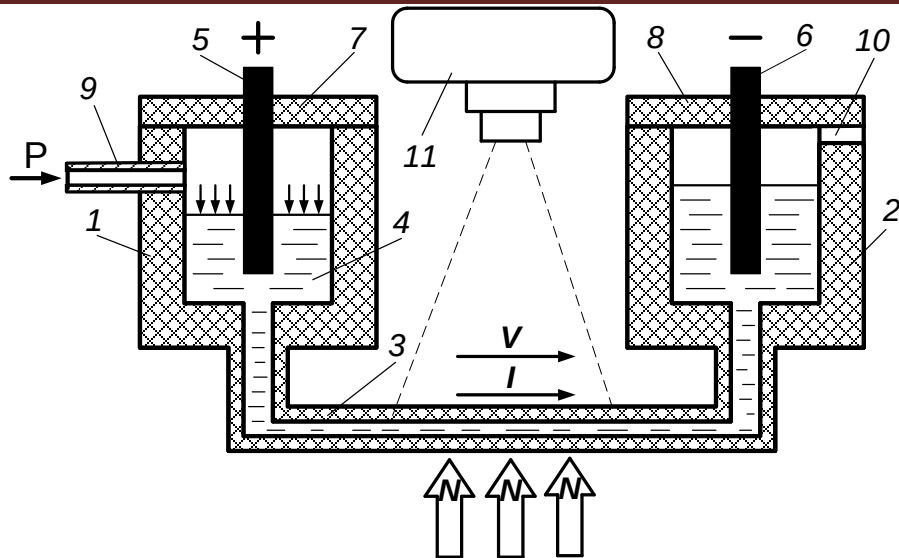


Рис.1. Схема пристрою для моделювання впливу схрещених електричного та магнітного полів на неметалеві включення: 1 – анодна посудина; 2 – катодна посудина; 3 – прозорий канал, що з'єднує посудини 1 та 2; 4 – електроліт; 5 і 6 - нейтральні електроди, 7 і 8 - кришки на посудинах 1 і 2, відповідно; 9 – штуцер для підведення пневматичного тиску в анодну посудину; 10 – отвір для виходу та входу повітря в катодній посудині; 11 – відеокамера або мікроскоп. I , N , V – вектори, електричного струму, магнітного поля та течії електроліту, відповідно.

Канал 3 виготовлявся у різних варіантах: прямолінійний шириною 2 мм та глибиною 2-3 мм; той самий канал, але з окремими круглими розширеннями діаметром 3 - 5 мм. У процесі подальших досліджень розміри та конфігурація порожнини каналу 3 буде змінюватися відповідно до конкретних аспектів та ідей досліджень. При використанні мікроскопа, ймовірно, можна буде спостерігати в протоках розміром до 600 - 700 мкм дію градієнта тиску, створюваного силою Лоренца не тільки у вигляді вихроутворення, а й у вигляді руху частинок у напрямку протилежної дії цієї сили.

У електромагнітних пристроях, що працюють на змінному струмі, в результаті взаємодії змінного електричного струму зі змінним магнітним полем створюються імпульси односпрямованої електромагнітної сили. В моделі, яка розробляється, односпрямовані імпульси є результатом взаємодії пульсуючого струму з постійним магнітним полем. Важливо відмітити, що індукувати в електроліті електричний струм прийнятної величини технічно складно, тому в роботі використано контактне підведення регульованої напруги. В обох варіантах тривалість одного імпульсу дорівнює 0,01 с,

оскільки використовується напруга електромережі частотою 50 Гц, однак форма імпульсів електромагнітної сили у порівнюваних варіантах дещо відрізняється (Рис.2). Для досягнення еквівалентного силового впливу на електроліт, необхідно, щоб повні імпульси електромагнітної сили обох функцій, наприклад, в інтервалі часу $[0; 0,01]$, були рівними. Згідно з проведеним математичним розрахунком, якщо прийняти амплітуду

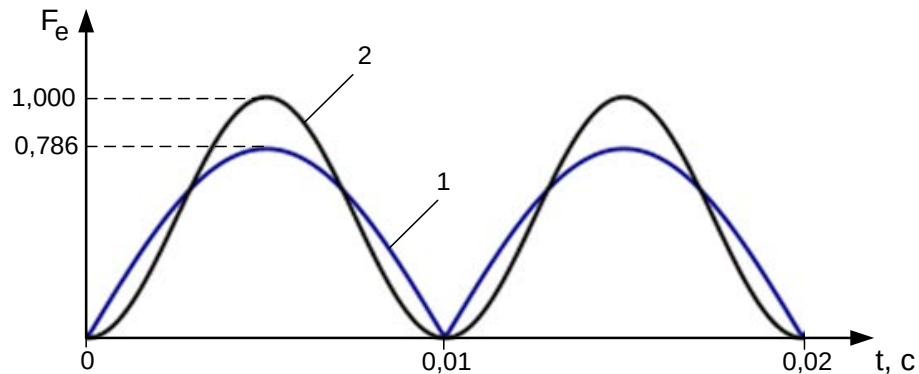


Рис. 2. Порівняння двох варіантів пульсуючої електромагнітної сили: F_e - електромагнітна сила; t – час, секунд; криві 1 і 2 – функції зміни електромагнітної сили в електроліті моделюючого пристрою та в електромагнітних пристроях, що працюють на змінному струмі, відповідно.

функції 2 за одиницю, то амплітуда функції 1 повинна дорівнювати 0,786.

При пропусканні електричного струму через водний розчин хлористого натрію використовувалися мідні електроди, тому відбувалося утворення частинок оксидів міді, які потім коагулювали до розмірів 30 - 200 мкм і більше. Ці частинки на першому етапі досліджень послужили засобом візуалізації гідродинамічної ситуації при дії електромагнітних чинників. Таким чином, експерименти з водним розчином хлористого натрію показали, що навіть при низькій електропровідності електроліту сила електромагнітного впливу на даний електроліт достатня для моделювання поведінки НВ в комірках фільтру.

Водний розчин сірчаної кислоти (масова концентрація 30-35%, щільність 1,26 г/см³) має електропровідність у 4,3 рази більшу, ніж розчин хлористого натрію, тому він більш придатний для моделювання. Крім того, дуже важливою є та обставина, що при його електролізі іони кислоти залишаються незмінними не дивлячись на те, що вода розкладається на кисень і водень. Таким чином, в електроліті поступово підвищується концентрація кислоти, але утворення інших речовин не відбувається. За таких умов є достатньо часу для проведення відеозйомки руху частинок за допомогою відеокамери 11, розташованої над прозорим каналом 3. Слід зазначити, що щільність

струму в електроліті є обмежуючим фактором, оскільки його дія може довести температуру електроліту аж до точки кипіння. При необхідності підвищити щільність струму, відеозйомка повинна проводитися протягом такого проміжку часу, за який температура електроліту не встигне перевищити допустиме значення. У водний розчин сірчаної кислоти були введені частинки оргскла з розмірами 100 -150 мкм, густина якого дорівнює $1,19 \text{ г/см}^3$, тобто близька до густини електроліту. Відеозйомка за допомогою відеокамери 11 показала, що частинки залучаються у вихровий рух електроліту, що сприяє їх коагуляції. Зіткнення зі стінками каналу, який імітує лабіринти пінокерамічного фільтра, свідчить про підвищення ймовірності їх прилипання до стінок реального фільтра за рахунок адгезії.

ВИСНОВКИ

1. Експерименти на водному розчині хлористого натрію з використанням мідних електродів показали, що навіть при невеликій електропровідності електроліту електромагнітна дія на нього добре проявляється. У каналах створюється вихровий рух і спостерігалася коагуляція частинок оксидів міді, які утворювалися при електролізі.

2. При використанні водного розчину сірчаної кислоти з нейтральними електродами магнітогідродинамічні ефекти виявляються інтенсивніше, ніж у розчині хлористого натрію. Незважаючи на розкладання води та повільне підвищення концентрації кислоти, є достатньо часу для відеозйомки руху частинок.

3. Розроблений пристрій для моделювання (рис.1) можна успішно застосовувати для подальших досліджень як на сірчаній кислоті, так і з використанням інших електролітів і введених в них частинок, що імітують НВ в рідкому металі. Завдяки використанню мікроскопа є можливість спостерігати поведінку частинок розмірами до 3 - 5 мкм.

4. Оскільки щільність електроліту нижча за щільність рідкого алюмінієвого сплаву то це треба враховувати при виборі частинок, що імітують неметалеві включення. Тобто відношення щільності рідкого металу до щільності електроліту повинно бути приблизно рівне відношенню щільностей реальних НВ і частинок, що їх імітують.

5. Заміна імпульсів електромагнітної сили, що діють в електромагнітних пристроях, які працюють на змінному струмі, на рівні з ним імпульси, отримані в результаті взаємодії випрямленого пульсуючого струму з постійним магнітним полем, забезпечує фізичну подоби електромагнітної дії на електроліт.

Список літератури

1. Фикссен В.Н. Приготовление, рафинирование и заливка алюминиевых сплавов под действием электромагнитных сил / Фикссен В.Н. // Металлургия машиностроения. – 2012. - № 6. – С. 24-28.
2. V. Fikssen. Increasing the efficiency of refining and modification of aluminum alloys when using electromagnetic factors / V. Fikssen // MAGNETOHYDRODYNAMICS Vol. 58 (2022), No. 1-2, pp. 151-156.
3. V.M. Fikssen. Prerequisites for the use of electromagnetic forces in technologies for refining aluminum alloys from non-metallic inclusions / V.M. Fikssen, O.N. Smirnov, A.O. Gorshkov, L.M. Lakomska, D.S. Vasiliev / Метал та лиття України. – 2023, - №1 – С. 50 – 56.

УДК 669.018.583

М. А. Фон Прусс

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

ВПЛИВ ПРОЦЕСУ ОСАДЖЕННЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВИЙ СТАН СПЛАВУ AlSi9Cu3

Одним із важливих аспектів у виробництві алюмінієвих сплавів є контроль структурно-фазового стану, оскільки він безпосередньо впливає на їхні механічні та фізичні характеристики. Важливо розуміти, які фази утворюються у цих сплавах, їхню кількість, розмір та розподіл по об'єму, що є ключовим для досягнення оптимальних властивостей алюмінієвих сплавів. Наприклад, у сплаві AlSi9Cu3 залізовмісні фази, такі як β -Al₅FeSi, можуть впливати на його механічні властивості: міцність та пластичність [1]. Тому, нейтралізація та контроль залізовмісних фаз є важливим завданням для забезпечення високої якості вироблених сплавів.

Різноманітні методи та способи обробки, як модифікування, фільтрування, осадження та інші, можуть бути використані для досягнення певної структури і фазового складу. Особливо важливою є їхня здатність ефективно нівелювати утворення та розподіл залізовмісних фаз у алюмінієвих сплавах. Наприклад, застосування процесу

осадження може допомогти зменшити кількість залізовмісних фаз у сплаві та підвищити його механічну міцність і корозійну стійкість. Наприклад, застосування процесу осадження може допомогти зменшити кількість залізовмісних фаз у сплаві та підвищити його міцність, пластичність і корозійну стійкість. Такий підхід дозволяє досягти оптимальної структури і фазового складу матеріалу, що в свою чергу позитивно впливає на якість та довговічність виготовлених виробів.

Досліджували можливість осадження залізовмісних фаз для сплаву AlSi9Cu3 з підвищеним вмістом заліза (1,72 % мас.) після модифікування вольфрамом, використовуючи лігатуру Al-15W у кількості 0,45 % мас. Передбачалось, що цей модифікатор, який здатен входити до складу залізовмісних фаз, згідно з даними літератури [2], та за рахунок великої густини ($\rho_w=19,25 \text{ г/см}^3$ [3]) сприятиме їх більш ефективнішому осіданню на дно виливка. Хімічний склад експериментальних зразків наведено в таблиці 1.

Таблиця 1 Хімічний склад експериментальних зразків, одержаних при осадженні (1) та модифікуванні та осадженні (2).

№ сплаву	Хімічний склад, % мас. Al – основа					
	Si	Cu	Mn	Fe	Ni	W
1	15,28	3,29	0,08	1,20	0,49	-
2	16,27	1,94	0,43	1,72	0,31	0,45

Для дослідження мікроструктури за допомогою електронної мікроскопії було взято нижню частину зразків 1 та 2 для більш доцільного аналізу впливу методу осадження. Як видно з рисунку 1а електронної мікроскопії зразка 1 після осадження структура чітко розподіляється на дві частини. У верхній частині рисунку 1а, без застосування модифікування, спостерігається структура з конгломератами залізовмісних фаз, які мають голкоподібну морфологію з розмірами більше 100 мкм. У нижній частині виливка, яка репрезентує результат після застосування методу осадження, видно, що структурні складові сильно подрібнилися та рівномірно розподілилися по об'єму. Однак деякі залізовмісні фази несприятливої голкоподібної морфології розмірами до 50 мкм просочилися після осадження у структуру. Їх розташування також доволі рівномірне.

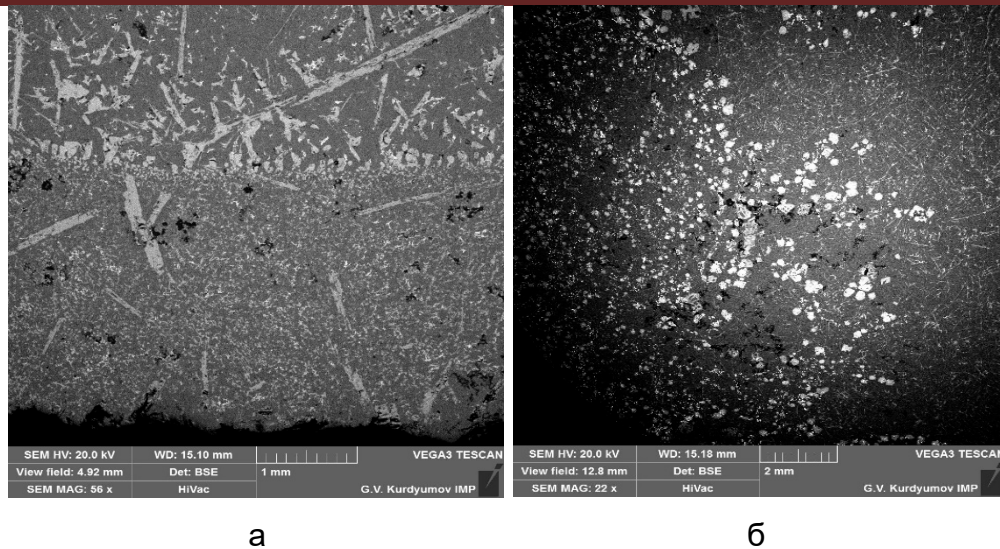


Рис. 1 – Мікроструктури дослідних зразків: а – після осадження, б – після модифікування W та осадження.

На рисунку 1б наведена мікроструктура зразку 2 після модифікування W та осадження. Чіткої границі, як було видно у минулому зразку не спостерігається, але просвітлюється деяка зміна. На рисунку 2б видно, що структура сплаву, що знаходиться праворуч, характеризується вираженою дрібнодисперсністю та однорідним розподілом мікроструктурних елементів. Зазначені особливості свідчать про високий ступінь однорідності в структурі матеріалу. Однак у цій частині все ще присутні голкоподібні залізовмісні фази з розмірами до 60 мкм. У лівій частині рисунку 1б спостерігаємо мікроструктуру, яка сформована в результаті осадження та модифікування W. У осадку присутні залізовмісні фази, які за рахунок модифікування W мають округлу форму у вигляді первинних включень. Утворення первинних включень на основі W говорить про те, що було дотримано точного контролю температури, що стає необхідним для зменшення рівня заліза у сплаві. Важливо зауважити, що у лівій частині мікроструктури сплаву 2 відсутні товсті та великі за розміром голкоподібні фази, які були характерні для попереднього зразка.

Підсумок. Було встановлено певна ефективність використання методу осадження для видалення важкоплавких залізовмісних фаз. Після осадження сплаву 1 з вмістом заліза до 1,20 % мас. були присутні рівномірно розподілені товсті голкоподібні залізовмісні фази з розміром до 50 мкм. Було встановлено, що модифікування W посприяло утворенню первинних округлих залізовмісних фаз з вмістом заліза до 1,72 % мас. з більш компактною морфологією розмірами до 50 мкм, що полегшує їх рух у рід-

кому алюмінії та сприяє більш швидшому осіданню. Після застосування методу осадження у мікроструктурі спостерігається осадження цих фаз з досить рівномірним розподілом.

Список літератури:

1. Szymczak, T. Microstructural characteristics of AlSi9Cu3(Fe) alloy with high melting point elements / T. Szymczak, G. Gumienny, L. Klimek, M. Goły, T. Pacyniak T. // *Metals*. – 2020. – № 10. – Pp.1278-1290.
2. Lazaro-Nebreda, J. De-ironing of aluminium alloy melts by high shear melt conditioning technology: An overview. / J. Lazaro-Nebreda, J. B. Patel, K. Al-Helal, F. Gao, I. Stone // *Metals*. – 2022. – № 12. – Pp. 1579-1589.
3. Zyкова, А., Martyushev, N. Influence of W addition on microstructure and mechanical properties of Al-12%Si alloys. / A. Zyкова, N. Martyushev // *Materials*. – 2019. – № 12(6): 981. – P. 1–10.

УДК 622.276.6

Л. В. Фролова

Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», Харків

ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ РОЗМІРНОЇ ТА ГЕОМЕТРИЧНОЇ ТОЧНОСТІ ВИЛИВКІВ: ПІДХІД ДО ПОШУКУ ОПТИМАЛЬНИХ КОНСТРУКТОРСЬКО-ТЕХНОЛОГІЧНИХ РІШЕНЬ

Об'єктом дослідження є технологія виготовлення фасонних виливків у разових піщаних формах. Метою дослідження є розробка процедури, що дозволяє визначати оптимальні конструкторсько-технологічні рішення у процесі розробки чи вдосконалення ливарної оснастки. Дослідженню піддавалися фасонні виливки корпусу з переважною геометрією у вигляді циліндра, що має дефекти з геометрії, розмірів та суцільності, а також технологічне рішення за ливарною формою. В результаті тиску розплаву в процесі заповнення форми можливе зсув далекого від точки входу

живильника частини стрижня, що викликає нерівномірність товщини стінки виливку (рис. 1).

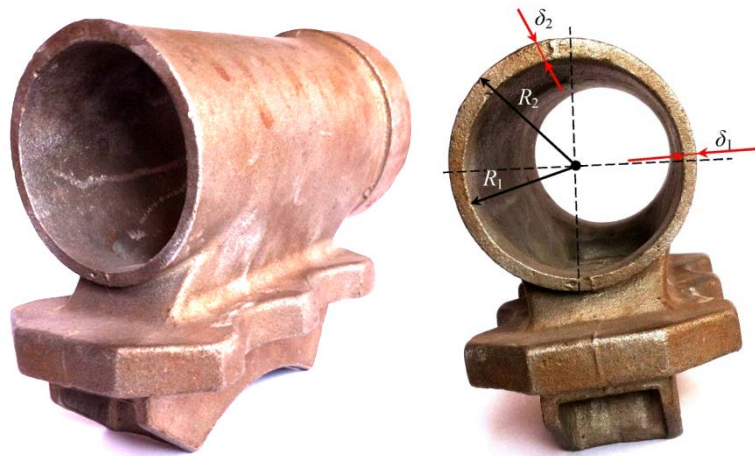


Рис. 1. Демонстрація нерівномірності товщини стінки виливку по задній площині від місця підведення розплаву: R_1 – внутрішній радіус, $R_1 \neq \text{const}$, R_2 – зовнішній радіус, δ_i – товщина стінки, $\delta_i \neq \text{const}$

Запропонована процедура, орієнтована на управління якістю виливків за геометрією та розмірами, складається з наступних кроків.

1. Вибір вхідних змінних – геометричних характеристик ливникової системи у вибраній системі координат, початок якої може бути пов'язаний з центром виливки у площині роз'єму форми.

2. Вибір інтервалів варіювання вхідних змінних та їх нормування.

3. Виготовлення ливарної оснастки та n форм за нею.

4. Заливання n форм.

5. Технологічний аудит процесу, що включає:

5.1. Контроль розмірів та геометрії отриманих виливків;

5.2. Статистичну обробку отриманих даних.

6. Перевірка закону розподілу та, у разі відповідності його нормальному, фіксація результату для обраного набору значень вхідних змінних відповідно до першої точки плану повного факторного експерименту.

7. Перехід до п. 3–6 відповідно до другої точки плану повного факторного експерименту і т. д. до закінчення формування повної таблиці даних для розрахунку коефіцієнтів рівняння регресії $Y = \varphi(x_1, x_2, \dots, x_m)$.

8. Перевірка адекватності, статистичний аналіз точності, круте сходження поверхнею відгуку задля досягнення стаціонарної області та подальшого її дослідження на виявлення оптимумів [1–4].

Знайдені в результаті проведення процедури 1–8 оптимальні значення вхідних змінних, які мінімізують відхилення за розмірами або геометрією виливків, можуть бути закладені в ливарну оснастку.

Список літератури

1. Demin, D. (2019). Development of «whole» evaluation algorithm of the control quality of «cupola – mixer» melting duplex process. Technology Audit and Production Reserves, 3 (1 (47)), 4–24. doi: <https://doi.org/10.15587/2312-8372.2019.174449>
2. Kurny, M. (2011). Determination of optimum performance liquid glass of magnetization mixtures with liquid glass. Technology Audit and Production Reserves, 2 (2 (2)), 14–20. doi: <https://doi.org/10.15587/2312-8372.2011.4860>
3. Demin, D. (2017). Strength analysis of lamellar graphite cast iron in the «carbon (C) – carbon equivalent (Ceq)» factor space in the range of C=(3,425–3,563) % and Ceq=(4,214–4,372) %. Technology Audit and Production Reserves, 1 (1 (33)), 24–32. doi: <http://doi.org/10.15587/2312-8372.2017.93178>
4. Demin, D. (2017). Synthesis of optimal control of technological processes based on a multialternative parametric description of the final state. Eastern-European Journal of Enterprise Technologies, 3 (4 (87)), 51–63. doi: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2017.105294>

УДК 621.74

Л. В. Фролова

Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», Харків

ВИЗНАЧЕННЯ ВПЛИВУ ПАРАМЕТРІВ ЛИВАРНОЇ ОСНАСТКИ НА ЧАС ФОРМУВАННЯ ВИЛИВКІВ «КОЛОДКА ГАЛЬМІВНА»

Об'єктом дослідження у роботі є технологія виготовлення виливка «колодка гальмівна» із чавуну базової марки СЧ20 за ГОСТ 1412-85 (ДСТУ EN 1561, EN-GJL-200). Предметом дослідження був вплив конструкторських параметрів ливарної оснастки на час формування виливків у разовій піщаній формі. Задача полягала в

розробці заходів щодо удосконалення технології виготовлення чавунних виливків для автомобільної техніки на прикладі виливка-представника «колодка гальмівна» (рис. 1).

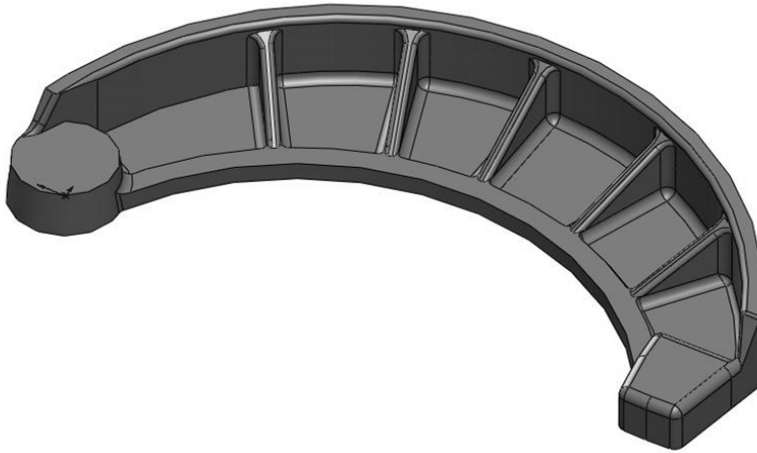


Рис. 1. Виливок «колодка гальмівна»

Існуюча проблема полягає в тому, що використання технологічних рішень, які є не раціональними, може приводити до формування браку виливків за розмірною чи геометричною точністю, за наявністю остаточних дефектів в тілі виливку усадкового характеру чи пористістю, формуванню відбілу чи відхиленням за хімічним складом тощо. Усе це призводить до незворотних ресурсних втрат, або о перевитрати енергетичних чи інших ресурсів на виробництві. Окрім цього, не раціональна технологія разової піщаної форми чи конструкція ливарної оснастки може підвищувати часові витрати на процес, що впливає на продуктивність, знижуючи її.

Зважаючи на те, що зменшення витрат на освоєння технології можливе лише за використання сучасних методів комп'ютерного моделювання на основі CAD/CAM/CAE систем, в роботі для пошуку рішень щодо удосконалення технології виливку було обрано саме такий підхід. Разом з математичним плануванням експерименту це створило методологію даного дослідження.

Предметом дослідження є вплив конструкторських параметрів ливарної оснастки на час формування виливків у разовій піщаній формі

Було виявлено, що досліджувана технологія забезпечує відсутність остаточних дефектів усадкового характеру та пористості. Тому за напрям удосконалення було обрано розробку рішень щодо коригування конструкторських параметрів щодо оснастки.

Отримана математична модель, що пов'язує конструкторські характеристики ливарної оснастки – товщини стінки виливку «колодка гальмівна» та площі перетину жи-

вильника на реальний час фізичного процесу формування виливку. На основі цієї моделі встановлено, що найбільш суттєвим фактором впливу на реальний час фізичного процесу заповнення та охолодження виливків здійснює площа живильників. Зі збільшенням і товщини стінки виливка, і площини перетину живильника, тривалість реального фізичного процесу збільшується. Щоб зменшити цей показник, треба зменшувати значення вхідних змінних. Отримані рішення можуть бути практично корисними задля відпрацювання технології виготовлення виливку «колодка гальмівна» в чавуноливарних цехах машинобудівних підприємств.

Список літератури

- [1]. Kuryn, M. (2011). Determination of optimum performance liquid glass of magnetization mixtures with liquid glass. *Technology Audit and Production Reserves*, 2 (2 (2)), 14–20. doi: <https://doi.org/10.15587/2312-8372.2011.4860>
- [2]. Demin, D. (2017). Strength analysis of lamellar graphite cast iron in the «carbon (C) – carbon equivalent (Ceq)» factor space in the range of $C=(3,425–3,563) \%$ and $Ceq=(4,214–4,372) \%$. *Technology Audit and Production Reserves*, 1 (1 (33)), 24–32. doi: <http://doi.org/10.15587/2312-8372.2017.93178>
- [3]. Demin, D. (2017). Synthesis of optimal control of technological processes based on a multialternative parametric description of the final state. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 3 (4 (87)), 51–63. doi: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2017.105294>

**В.Є. Хричиков, О.В. Меньяйло, Є.Г. Афтанділянц¹, С.Г. Гнилоскуренко²,
О.В. Яровий, В.А. Сорока**

Інститут промислових та бізнес технологій

Українського державного університету науки та технологій, Україна, м. Дніпро

¹ Національний університет біоресурсів і природокористування України, м. Київ

² Фізико-технологічного інституту металів та сплавів НАН України, м. Київ

РОЗРОБКА МЕТОДІВ УСУНЕННЯ УСАДКОВИХ ДЕФЕКТІВ У ЧАВУННИХ ПРОКАТНИХ ВАЛКАХ

Одним з видів браку виробів, отриманих способом лиття, є усадкові раковини, що утворюються внаслідок усадки металу при твердінні. На відміну від виливків з сірого чавуну, в яких мінімальна кількість усадкових дефектів, у чавунних прокатних валках відділ технічного контролю вальцеливарних заводів часто фіксує усадкові раковини і пористість в верхній шийці. Їх формування обумовлено великою об'ємною усадкою чавуну при кристалізації робочого шару в кокілі. Висока швидкість охолодження і хімічний склад з підвищеним вмістом елементів, що утворюють карбіди з вуглецем, призводить до підвищення щільності металу. Так, в робочому шарі валка з бочкою діаметром 450 мм щільність чавуну з кулястою формою графіту становить $7,66 \text{ г/см}^3$ на глибині 10 мм від поверхні валка до $7,60 \text{ г/см}^3$ на глибині 30 мм. Рідкий чавун має щільність $\approx 6,95 \text{ г/см}^3$ при температурі заливання валка 1320°C . Така різниця щільності рідкого і затверділого металу призводить до необхідності встановлювати надливи, розміри яких іноді вищі ніж у виливків зі сталі.

Крім того, підвищення вмісту цементиту в чавуні сприяє підвищенню його щільності. Але поступове зменшення щільності чавуну в бочці валка до $7,52 \text{ г/см}^3$ на глибині 135 мм обумовлено нагрівом кокілю, зменшенням швидкості охолодження і кількості цементиту. Так, площа цементиту на глибині 10 мм становить $\approx 32\%$, на глибині 30 мм – 27% , на глибині 90 мм – 19% і на глибині 130 мм – $17,5\%$, а площа графіту збільшується з $\approx 2\%$ на глибині 10 мм до $4,5\%$ на глибині 155 мм. Аналогічна залежність фіксується при вимірюванні твердості бочки валка: на глибині 10 мм – 425 НВ, на глибині 30 мм – 382 НВ, на глибині 90 мм – 344 НВ, на глибині 135 мм – 341 НВ, на глибині 170 мм – 340 НВ.

Для зменшення непродуктивних втрат металу на надливи при литті валків використовують різні методи збільшення тривалості твердіння надливів. Дослідження в умовах Дніпропетровського заводу прокатних валків і моделювання процесів твердіння показало, що екзотермічні вставки і суміші мало ефективні для виливків масою більше 2000 кг із-за високої тривалості твердіння виливків у порівнянні з тривалістю роботи екзотермічних сумішей. Для масивних виливків, тривалість твердіння яких складає декілька годин, необхідно підводити додаткове тепло у надлив і зменшувати втрати тепла з надливу в довкілля. Для цієї мети були спроби використовувати струми високої частоти, однофазні і трифазні електричні дуги. Але більш ефективним і технологічним для реалізації у діючий процес виробництва виявився електрошлаковий обігрів надливу. Так, шлакова ванна з температурою $\approx 1550^{\circ}\text{C}$, як джерело тепла, є активною фазою, здатною поглинати гази і домішки, що ліквують у надлив, знижує кількість неметалевих вкраплень у виливку, практично не відбувається вигорання легуючих елементів, а вміст азоту і водню не збільшується, як при обігріві електричною дугою.

Експериментально встановлено кінетику об'ємної усадки валків з високоміцного чавуну з різними розмірами бочки і шийок. Максимальна усадка відбувається в процесі кристалізації бочки валка. Крім того, у деяких видів валків в нижній шийці в осьовій зоні утворюються усадкові раковини, що приховані від візуального контролю, і виявляються тільки при ультразвуковій дефектоскопії. Нижня шийка валка є приводною в прокатному стані, має високе навантаження, тому усадкові дефекти можуть привести до поломки валка в процесі експлуатації. Утворенню раковин і пористості сприяє порушення живлення усадки з надливу із-за прискореного твердіння бочки в кокilі, а нижня шийка повільно охолоджується у піщаній формі. Для забезпечення послідовного твердіння з низу нижньої шийки вгору до бочки змінювати їх розміри не припустимо. Тому для усунення усадкових дефектів у окремих типорозмірів валкі запропоновано встановлювати в нижню шийку зовнішній сталевий холодильник завтовшки ≈ 22 мм, який забезпечує її прискорене твердіння у порівнянні з тривалістю твердіння бочки. При твердінні рідкого металу холодильник спочатку швидко нагрівається, але подальше відведення тепла затримує формувальна суміш із зовні холодильника, яка забезпечує графітізувальне відпалювання чавуну в ливарній формі без застосування термічної печі і зменшення цементиту в нижній шийці.

Zhang Jianguang, T. Berlizieva

National Technical University "Kharkiv Polytechnic Institute", Kharkiv

**EXPLORING NEW METHODS, PROGRESSIVE TECHNOLOGIES, AND
EQUIPMENT IN FOUNDRY PRODUCTION**

Introduction. Foundry production is a critical component of various industries, including automotive, aerospace, and construction. It involves the casting of molten metal into desired shapes and forms. To meet the evolving demands of modern manufacturing, it is essential to explore and adopt new methods, progressive technologies, and advanced equipment in foundry production.

Automation and Robotics in Foundry Processes. Automation and robotics play a significant role in improving productivity, precision, and efficiency in foundry processes. Robotic systems are increasingly used for tasks such as mold handling, pouring, and post-processing. These systems can handle heavy loads, perform repetitive tasks with high accuracy, and reduce the risk of human error. Integration of artificial intelligence allows for real-time process monitoring and control, leading to optimized production and reduced waste.

Advanced Simulation and Modeling Techniques. Computer-aided engineering (CAE) software enables virtual casting simulations, allowing for the prediction of defects, optimization of gating and risering systems, and reduction of material waste. Advanced simulation techniques help in understanding the flow of molten metal, solidification behavior, and heat transfer during the casting process. Additionally, 3D printing technology is revolutionizing foundry production by enabling the rapid prototyping of complex geometries and the production of high-precision sand molds and cores.

Advancements in Materials Science and Metallurgy. Materials science and metallurgy have witnessed significant advancements in recent years. New alloys and composite materials are being developed with improved mechanical properties, corrosion resistance, and heat resistance. These materials are designed to meet the specific requirements of different applications, such as lightweight components for the automotive industry or high-temperature components for aerospace applications. Techniques like powder metallurgy and metal injection molding are being used to produce near-net-shape components with complex geometries, reducing the need for extensive machining.

Integration of Data Analytics and IoT Technologies. The integration of data analytics and internet of things (IoT) technologies is transforming foundry production. Sensors and data collection systems are used to monitor process parameters in real-time, enabling predictive maintenance and process optimization. Data analytics techniques are employed to analyze the vast amount of data generated during the production process, leading to improved quality control and defect detection. The IoT enables connectivity and data exchange between different components of foundry production, facilitating seamless communication and coordination.

Economic Benefits and Market Opportunities. Implementing new methods, progressive technologies, and advanced equipment in foundry production can lead to significant economic benefits. Improved efficiency, reduced material waste, and optimized production processes can result in cost savings for foundries. Furthermore, the adoption of innovative technologies and processes can create new market opportunities and provide a competitive advantage to foundries in the global market.

Sustainability and Environmental Considerations. Sustainability is a growing concern in the manufacturing industry, including foundry production. Foundries are implementing eco-friendly practices and technologies to reduce their environmental impact. This includes the use of renewable energy sources, such as solar or wind power, to power foundry operations. Additionally, cleaner production processes are being adopted, minimizing emissions and waste generation. The concept of circular economy is gaining traction, promoting recycling, and minimizing waste in foundry production.

Workforce Development and Training. The advancement of new methods, progressive technologies, and advanced equipment in foundry production necessitates a skilled workforce. Foundries need professionals who can effectively operate and maintain the sophisticated equipment used in modern foundry processes. Continuous learning and upskilling programs are essential to ensure that the workforce remains updated with the latest advancements and can adapt to changing industry requirements.

Collaboration and Knowledge Sharing. The conference provides a platform for researchers, industry professionals, and decision-makers to collaborate and share knowledge. Networking opportunities allow participants to exchange ideas, discuss challenges, and explore potential collaborations. Such collaborations can drive innovation and advancement in foundry production by leveraging the collective expertise and experience of the participants.

Emerging Trends and Future Prospects. The conference will also explore emerging trends in foundry production. One such trend is the potential of additive

manufacturing technologies, commonly known as 3D printing, to revolutionize the industry. Additive manufacturing allows for the production of complex geometries with reduced material waste and faster production times. Additionally, advancements in digital twin technology enable the creation of virtual replicas of foundry processes, facilitating optimization and predictive maintenance.

Predictive Maintenance and Equipment Optimization. The implementation of data analytics and IoT technologies in foundry production enables predictive maintenance strategies. By continuously monitoring equipment performance and collecting data on key parameters, potential equipment failures can be identified in advance. This proactive approach allows for timely maintenance and reduces unplanned downtime, resulting in improved productivity and cost savings. Additionally, data analytics can be used to optimize equipment performance, identifying areas for improvement and maximizing operational efficiency.

Market Opportunities and Global Trends. The conference will also explore market opportunities and global trends in foundry production. With the increasing demand for lightweight materials, the use of advanced casting techniques, such as squeeze casting and semi-solid casting, is gaining traction. These techniques allow for the production of high-quality, lightweight components with improved mechanical properties. Additionally, the growing focus on sustainable manufacturing practices and the circular economy presents opportunities for foundries to adopt eco-friendly processes and materials. The conference will provide insights into emerging market trends and help participants identify potential growth areas and market niches.

Digital Transformation and Industry 4.0. The digital transformation of the foundry industry is a key focus area at the conference. Industry 4.0 technologies, such as digital twin, cloud computing, and real-time data analytics, are being increasingly integrated into foundry production. Digital twin technology, which creates a virtual replica of the physical casting process, allows for simulations and optimization of production parameters. Cloud computing enables secure data storage and remote access to information, facilitating collaboration and knowledge sharing. Real-time data analytics provides valuable insights into process performance, enabling continuous improvement and informed decision-making.

Training and Education for Industry Professionals. The conference recognizes the importance of training and education for industry professionals in the foundry sector. Workforce development programs and initiatives are crucial for equipping workers with the necessary skills to operate advanced equipment and leverage new technologies

effectively. The conference will feature workshops, training sessions, and presentations on the latest advancements in training methodologies and educational programs. It will provide a platform for knowledge exchange and best practice sharing in workforce development, ensuring a skilled and competent workforce for the future of foundry production.

Collaboration and Partnerships for Innovation. Collaboration and partnerships play a vital role in fostering innovation in the foundry industry. The conference will provide opportunities for networking and collaboration among researchers, industry professionals, and decision-makers. Participants can share their experiences, challenges, and success stories, fostering a culture of collaboration and knowledge sharing. Collaborative projects and research initiatives can be developed, leading to the development of new technologies, processes, and materials in foundry production. The conference will serve as a catalyst for fostering partnerships and driving innovation in the industry.

УДК 669.715:66.067

Т. Г. Цір, А. Г. Вернидуб

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

e-mail: jknd-t@ukr.net

ПОКРАЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИЛИВКІВ ІЗ ЗАЕВТЕКТИЧНОГО СИЛУ- МІНУ З ПІДВИЩЕНИМ ВМІСТОМ ЗАЛІЗА ПРИ РЕОЛИТТІ

Негативний вплив заліза в сплавах системи Al-Si, зумовлений присутністю крихкої залізовмісної фази β -FeSiAl₅ з моноклінною решіткою. Одним із методів нейтралізації такого впливу є введення до сплаву марганцю в співвідношенні Mn/Fe (від 0,5 до 1,1) [1], що приводить до заміни характеру фазових перетворень при кристалізації. Внаслідок яких утворюється нова фаза α -(FeMn)₃Si₂Al₁₅ з об'ємно-центрованою кубічною структурою морфологія яких залежить від співвідношення марганцю до заліза.

Введення елементів-компенсаторів (Mn, Cr та інших) є необхідною, але часто недостатньою мірою для досягнення високого рівня властивостей при використанні класичних методів лиття. Для цього використовуються більш сучасні технології, зокрема, тиксолиття [2] та реолиття [3]. Остання, через простоту реалізації в промислових

умовах заслугоує на особливу увагу і використана в даній роботі для підвищення ефективності модифікування заевтектичного силуміну.

Для досліджень використовувався заевтектичний сплав Al - 16,5 % Si з масовими частками заліза 1,2 % та 3,0 %. Марганець додавали в кількості необхідній щоб отримати співвідношенні Mn/Fe = 0,85. При застосовуванні технології реолиття порцію розплаву перемішували локально-охолоджуючим елементом [4] зі швидкістю 800 об/хв, від температури 735 °C – 740 °C, що відповідала перегріву ~ 100 °C над температурою ліквідусу сплаву Al - 16,5 % Si ($T_L = 636,5$ °C), до температури 660 °C, при якій розплав заливали у форми з різними теплофізичними характеристиками, швидкість охолодження у формах $V_{\text{охол}} = 50$ та 67 °C/с. Дані швидкості охолодження вибрані з урахуванням факту, який встановлено раніше [5], що існує якісний перехід у формування евтектики між цими швидкостями охолодження. Для оцінки ефективності технології реолиття проводили експерименти на тих же сплавах без перемішування. На рис.1 продемонстровано мікроструктури зразків отриманих за різних умов експерименту (I-IV). Результати отриманих при однаковій швидкості охолодження $V_{\text{охол}} = 50$ °C/с (рис. 1 а, в) демонструють вплив технології реолиття.

При концентрації заліза 1,2 % з використанням реолиття розміри залізовмісної фази ($\alpha\text{-(FeMn)}_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$) та первинного кристали кремнію (ПКК) більші ніж без використання реолиття. Це зумовлено тим, що локально-охолоджуючий елемент створює умови для зародження та росту фаз в області його дії, яка відбувається раніше (вище температури ліквідус) ніж при класичній схемі лиття. При концентрації заліза 3,0 % розмір фаз немає суттєвої різниці при використанні технології реолиття чи без, що можна пояснити впливом високого вмісту заліза та відповідним формуванням залізовмісної α -фази, яка створює концентраційні та температурні поля впливаючи на розмір первинного кремнію. Порівнюючи структури при різних швидкостях охолодження можна спостерігати, що при $V_{\text{охол}} = 67$ °C/с (рис.1, д-е) є поява дендритів алюмінію, умовами появи яких стали швидкий ріст ПКК [6]. Залізовмісна фаза, в переважній більшості має дендритну морфологію, добре розгалужену зі збільшеним розміром кристалу.

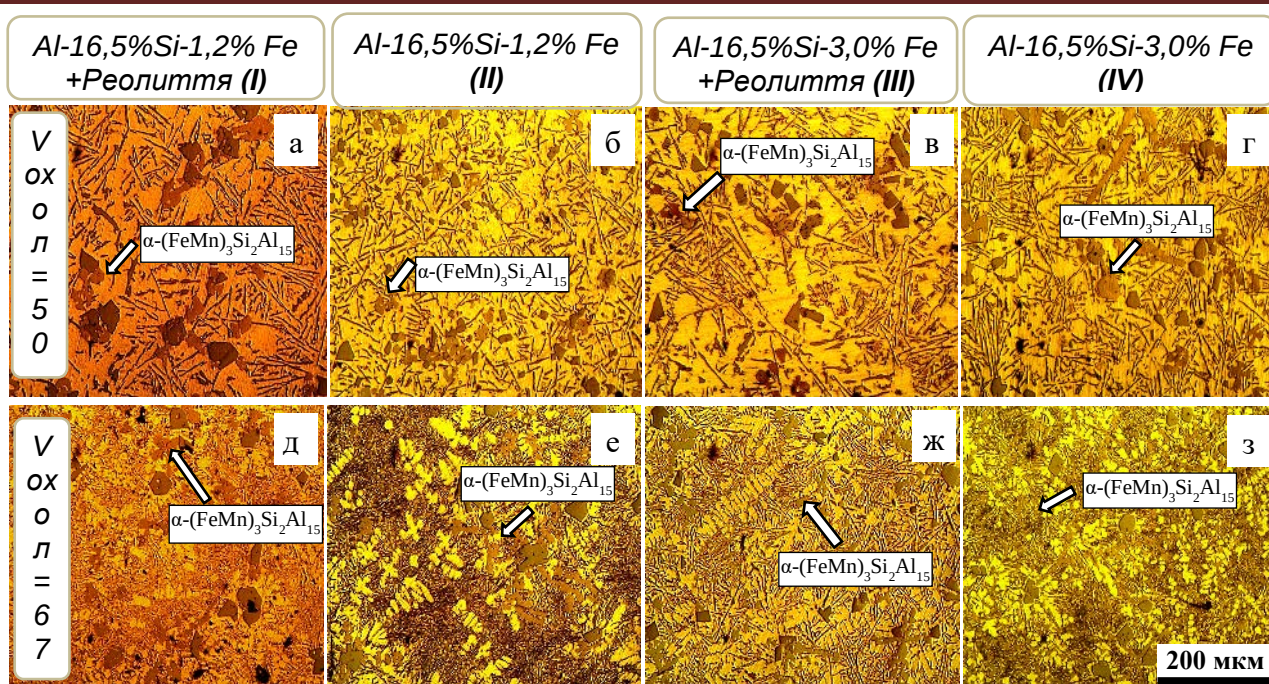


Рис. 1 – Мікроструктури сплаву Al - 16,5 % Si з масовими часткою заліза 1,2 (а, б, д, е) та 3,0 % (в, г, ж, з), легованого марганцем у співвідношенні Mn/Fe=0,85 (а-з), перемішаного у рідкому стані локально-охолоджуючим елементом (технологія реолиття) (а, д, в, ж) та без перемішування (б, е, г, з) і охолодженого при різних швидкостях $V_{\text{охол}} = 50 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ (а-г) та $V_{\text{охол}} = 67 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ (д-з)

Так розмір змінився від 38...75 мкм ($V_{\text{охол}} = 50 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$) до 100...150 мкм ($V_{\text{охол}} = 67 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$) але товщина стовбурів зменшилася до 5..9 мкм (рис.1, з) в порівнянні з товщиною ($\delta=20 \text{ мкм}$) залізовмісних фаз продовгуватою прямокутної форми або слабо розгалуженої (рис.1, г), що спостерігається при концентрації заліза у 3,0 %.

В зв'язку з тим, що з заевтектичних силумінів виготовляють поршень - деталь двигуна внутрішнього згорання, який працює в парі з чавунною гільзою, однією з важливих вимог до такої деталі є зношуваність. Тому, проводилися дослідження зразків на зношування в парі з чавуном марки СЧ20 (сухе тертя). Отриманні дані наведено на рис. 2.

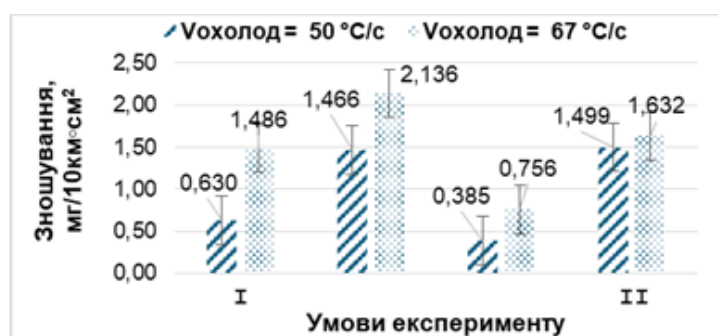


Рис. 2 - Залежність зношування зразків зі сплаву Al - 16,5 % Si від умов експерименту

Встановлено, що при швидкості охолодження $50\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ зношування всіх досліджених сплавів менше ніж при швидкості охолодження $67\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, причиною таких результатів, при швидкості охолодження ($V_{\text{охол}} = 67\text{ }^{\circ}\text{C/s}$) є те, що з'являється фаза первинного алюмінію як окрема фаза та збільшується контактна поверхня залізовмісних фаз (див. рис. 1 д-з). Ймовірно, в процесі тертя така розділеність фаз призводить, що кристали більш твердих фаз (первинний кремній, залізовмісні фази), більш легко викришуються. Використання технології реолиття (рис. 2, умови експерименту 1, 3) зменшує втрати при зношуванні в два рази і відповідно підвищує зносостійкість сплаву Al - 16,5 % Si при обох швидкостях охолодження для сплавів з масовими частками заліза 1,2 % і 3,0 %.

Отримані результати свідчать про доцільність подальшого вивчення та удосконалення реолиття для виготовленні виливків із заевтектичних силумінів з високим вмістом заліза як одного з елементів, що підвищує трибологічні характеристики кінцевого продукту.

Список літератури

1. Jiang Yehua. Effect of manganese on the Fe-rich phases in AL-22Si-2Fe alloy by cooling slope. *Solid State Phenomena*. 2015. Vol. [21](#). P. [37](#)–44. DOI:[10.4028/www.scientific.net/SSP.217-218.37](#).
2. Kapranos P. Thixoforming of an automotive part in A390 hypereutectic Al–Si alloy. *J. Mater. Process. Technol.* 2003. Vol. 135. P. 271–277.
3. Huo Qile. [Improving mechanical property of hypereutectic Al-Si alloys via regulating the microstructure by rheo-diecasting](#). *Zhaohua Metals*. 2023. Vol. 13. P. 968-974. DOI:[10.3390/met13050968](#).
4. Цір Т. Г. Формування структури виливків з доевтектичних сплавів системи Al-Si при реолитті: дис. ... канд. техн. наук : 05.16.04. НАН України, Фіз.-технол. ін-т металів та сплавів. - Київ, 2019. - 216 с.
5. Цір Т. Г. Вплив швидкості охолодження розплаву на мікроструктуру заевтектичних силумінів. *Збірник тезісів до XIX Міжнародної науково-практичної конференції «ЛИТВО 2023»*. 2023. С. 221-223.
6. Yilmaz F. Halo formation in Al-Si alloys. *Met. Sci.* 1984. Vol. 18 (7). P. 362-366.

І. А. Шалевська, М. М. Дьяченко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: Into66@ukr.net, inter@ptima.kiev.ua

ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ ЗІ СПЕЦІАЛЬНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

В залежності від умов експлуатації машин та механізмів виникає потреба у виливках з високими функціональними властивостями, такими, як висока зносостійкість робочого шару, поєднання м'якої серцевини з твердим зовнішнім шаром, підвищені жароостійкість, корозійна стійкість, теплопровідність, шумопоглинання та інше.

Спеціальні властивості в виробах можуть бути одержані різноманітними методами: механічною або хіміко-термічною обробкою матеріалів, литтям, куванням, зварюванням, клепанням та комбінованими методами [1, 2]. При цьому зона суміщення може мати міцнісні характеристики нижчі за міцність основного матеріалу, що зменшує тривалість експлуатації виробу, а хіміко-термічна обробка не дозволяє отримувати високі показники якості на велику глибину виробу [3].

Тож при одержанні виробів зі спеціальними властивостями найбільш прийнятними методами є різновиди лиття, при яких з'єднання шарів виливка відбувається за рахунок дифузійного проникнення або підплавлення, що дає змогу використовувати вироби при динамічних, ударних та статичних навантаженнях. Ефективність і доступність ливарних технологій дають можливість найпростішим шляхом отримувати вироби під задані умови експлуатації практично будь-якої геометрії з мінімальною подальшою обробкою або взагалі без неї.

В основному литі композиційні матеріали одержують за допомогою різних методів рідкофазного суміщення, коли окремі елементи композиту поміщаються в розплав рідкого металу (сплаву), який після затвердіння зв'язує композит в єдине ціле [4].

Прийнято вважати [5], що зі збільшенням об'ємної частки кераміки зносостійкість зростає із зменшенням густини, проте існує граничне значення об'ємної частки армування композиту. Тому в кількох роботах були проведені дослідження щодо поєднання монолітої кераміки з металами, які можуть забезпечити більш ефективні, легкі та зносостійкі конструкції. [6, 7].

Як згадувалося вище [5], використання кераміки для армування часто забезпечує підвищення механічних властивостей сплавів, і багато робіт також зосереджені на композитах або конструкціях з вуглецевою матрицею сталі, армованої керамікою. Фактично, слід зазначити, що більшість розмірів армування в сталевих композитах коливається від нанометрів до мікрометрів з метою забезпечення механічних або мікроструктурних властивостей.

Відомі методи одержання композитних чавунних деталей, що працюють в умовах зношування, методом лиття. Такі виливки вибірково армуються по поверхням, що найбільш схильні до зносу, керамікою типу оксиду алюмінія-діоксиду цирконія або карбідами, нитридами або іншими інтерметалевими елементами, які мають певне трьохмірне геометричне розташування всередині металевої матриці [8].

Виготовлення виробів методом лиття за моделями, що газифікуються, дає принципову можливість виключити додаткові операції, наприклад з наплавлення і зварювання виробів, за рахунок локального легування, модифікування або розміщення в ливарній формі – пінополістиролової моделі, необхідних металевих або неметалевих армуючих елементів. Таким чином, реалізується композиційний виріб, що містить у різних своїх частинах різні за складом та властивостями матеріали. Існує методика локального зміцнення литих матеріалів шляхом введення зносостійких вставок на основі тугоплавких карбідів в модель пінополістиролу [9]. Запропонована методика може бути використана для створення локально укріплених областей при виготовленні виливків.

Наукові дослідження ФТІМС НАН України показали явні переваги застосування методів лиття за моделями, що газифікуються, для одержання точних виливків шляхом модифікування, легування рідкого металу безпосередньо в формі дисперсними компонентами та армування металевими елементами, що розміщені в пінополістиролових моделях.

Для подальшого розвитку напряму щодо одержання армованих моно-, багат шарових литих конструкцій, в тому числі зі спеціальними властивостями, із залізовуглецевих сплавів методами лиття за моделями, що газифікуються, з розміщеними в них армуючими неметалевими макроелементами необхідно провести додаткові дослідження та визначити якісні та кількісні характеристики (міцність та товщина перехідного шару на межі армуючий елемент-матричний сплав, висока залишкова міцність неметалевих армуючих сумішей після охолодження виливка) теплової взаємодії між макроармуючими неметалевими елементами та матричним сплавом.

1. Маркович Е. И. Структура контактного слоя биметаллов, полученных соединением компонентов в жидком состоянии. Е. И. Маркович, А. Г. Аникович, В. В. Дозма-ров, Ю. В. Мухин. *Литейное производство*. 1999. № 9. С. 12 – 15.
2. Шалевская И. А., Тихонович В. И. Формирование структуры высокохромис-того чугуна при термической обработке. *Вісник Східноукраїнського національного уні-верситету імені Володимира Даля*. 2008. №1. С. 15–18.
3. А.С. № 1552438., 1990. 5 С23С 4,02, С 23С 16/18. Способ подготовки поверх-ности чугунных изделий перед цинкованием. Е.А.Мазуренко, Н.П.Лыков, В.В.Сумен-кова и др.
4. Лисенко Т. В., Ясюков В. В., Прокопович І. В. Концепції управління формоут-воренням виливків: монографія. Одеса: Екологія. 2019. 272 с.
5. Guo-jin Sun, Wang Qi and Hou Miaoyu. Discussion of ceramic bar reinforced TWIP steel composite structure. *Science and Engineering of Composite Materials* 2022; 29: 481–487. <https://doi.org/10.1515/secm-2022-0173>
6. Ramnath, B.V., Elanchezhian, C., Jaivignesh, M., Rajesh, S., Parswajinan, C., and Ghias, A.S.A., Evaluation of mechanical properties of aluminium alloy-alumina-boron car- bide metal matrix composites, *Mater. Des.*, 2014, vol. 58, p. 332.
7. Dulcka, A., Studnicki, A. & Szajnar, J. Reinforcing cast iron with composite insert. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2017. 62 (1), P. 355 – 357. DOI: 10.1515/amm-2017-0055.
8. COMPOSITE WEAR PART: пат. EP 3 969 206 B1, Бельгія: C22C 29/00, B22D 19/02, MARGUILLIER David, PCT/EP2021/051040; заявл. 19.01.2021, опубл. 02.08.2023, Бюл. 2023/31.
9. Anikeev, A.N., Chumanov, I.V. Microstructure and Hardness of a Dispersion-Rein- forced Casting. *Metall.* 2018. P. 1161–1164. DOI: 10.1134/S0036029518120030.

П.В. Шелепко, О.І. Пономаренко, М.М. Воробйов

Національний технічний університет
“Харківський політехнічний інститут”, м. Харків

ВИГОТОВЛЕННЯ МОДЕЛЬНОГО КОМПЛЕКТУ ОСНАСТКИ В СУЧАСНОМУ ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ.

Одним із шляхів підвищення якості виливків – це використання комп'ютерних технологій при проектуванні та виготовленні оснастки. Витрати виготовлення модельного комплексу становлять 8% сумарної вартості ливарної продукції, а трудомісткість їх виготовлення відповідає приблизно 18% сумарної трудомісткості виробництва литва.

Виготовлення ливарного оснащення в сучасному виробництві, є складним, але одним з основних завдань при виготовленні виливків. Раніше модельне оснащення виготовляли ручним способом за шаблонами, так само на універсальних верстатах. Цей процес був довгим, трудомістким та неточним.

В даний час у зв'язку з розвитком комп'ютеризації ливарного виробництва, використовують два основні способи виготовлення модельної оснастки:

- 3D-друк, додавання матеріалу (Additive Manufacturing).

Цей підхід дозволяє створювати відливки, додаючи матеріал шар за шаром. Система ЧПУ створює деталі оснастки прямо з цифрових моделей, використовуючи різні типи матеріалів, включаючи пластик, метал та смоли. 3D-друк дозволяє створювати складні форми та структури, які важко чи неможливо створити за допомогою традиційних методів.

- Фрезерування на верстатах з ЧПУ (числове програмне управління).

Це пошарове видалення матеріалу. Метод також дозволяє з математичної 3D моделі створювати деталі. Можна використовувати різні матеріали: дерево, пластики, м'які метали, сталь, чавун.

Поєднання цих двох методів дозволяє досягти:

- Система ЧПУ забезпечує високу точність виконання заданих операцій, що дозволяє створювати оснастку з дуже маленькими допусками та високим ступенем відповідності проектним вимогам.

- Використання ЧПУ дозволяє автоматизувати процес виготовлення, що зменшує необхідність у ручній роботі та прискорює виробничий процес.
- Верстати з ЧПУ мають велику гнучкість, дозволяючи виконувати різні операції на одній машині без необхідності переналаштування обладнання. Це економить час та збільшує ефективність виробництва.
- Завдяки автоматизованим процесам та високій точності виконання, час виробництва модельного ливарного оснащення на верстатах з ЧПУ скорочується, що дозволяє швидше розпочати виробництво виливків.
- Хоча інвестиції в обладнання з ЧПУ можуть бути високими, у довгостроковій перспективі використання таких верстатів може знизити загальні витрати завдяки підвищеній продуктивності, зменшенню браку та оптимізації процесів.
- Автоматизація процесу на верстатах з ЧПУ також може підвищити безпеку працівників, зменшивши ймовірність виникнення травм, пов'язаних із ручною обробкою матеріалів.
- Верстати з ЧПУ дозволяють обробляти різні матеріали, що розширює можливості у виборі матеріалів для виготовлення модельного ливарного оснащення.
- Верстати з ЧПУ знижують ймовірність виникнення браку завдяки автоматизованому процесу та високій точності. Вручну ймовірність допуску помилок вища.
- Використання верстатів з ЧПУ зменшую кількість працівників модельного цеху, що несе за собою зменшення витрат на навчання кваліфікованого персоналу. Вручну виробництво оснастки вимагає досвідчених працівників.

Як приклад, розглядається виготовлення модельної оснастки для відливки типу "Робочого колеса" використовується обидва методи. При виготовленні моделей верху і низу, а також основи стрижневого ящика: використовуємо метод 3D фрезерування ЧПУ, тому це буде оптимально швидко і якісно. А виготовлення самих лопаток, які мають складнішу криволінійну конфігурацію, їх виготовляємо на 3D друку.

Досвід показав, що при виготовленні модельної оснастки, рекомендую всі масивні та прості елементи виконувати методом 3D фрезерування ЧПУ, де буде достатньо три осі обробки. Але якщо в модельному оснащенні є тонкі частини, зі складною конфігурацією, їх буде доцільно виготовляти методом 3D друку.

Використання верстатів з ЧПУ для виготовлення модельного ливарного оснащення допомагає підвищити ефективність, точність та якість виробництва, що робить цей метод дуже привабливим для багатьох підприємств, як дрібних, так і великих.

УДК 669:621.78

В.П. Школярєнко, О.В. Середєнко, О.Л.Гончаров, І.Р.Баранов

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: hvp@ukr.net

ОБГРУНТОВАННЯ РАЦІОНАЛЬНОЇ ТЕМПЕРАТУРИ ЛИТТЯ СПЛАВУ АМГ6 ПІД ДІЄЮ ВІБРАЦІЇ ДЛЯ ФОРМУВАННЯ ОДНОРІДНОЇ СТРУКТУРИ

Сплав АМг6 використовується у машино-, корабле-, ракетобудуванні, аерокосмічній техніці та електротехніці, харчовій промисловості, будівництві. З литих заготовок сплаву АМг6 виготовляється широкий асортимент продукції, у тому числі, труби. Для цього матеріалу притаманне ефективне поєднання механічних і спеціальних властивостей. Разом з цим основним недоліком його є схильність до формування неоднорідної структури, що не забезпечує стабільності властивостей виробів при експлуатації [1]. Фізико-механічні властивості сплавів системи Al-Mg залежать, зокрема, від ступеня пересичення твердого розчину Mg в Al, кількості, розміру і характеру розташування інтерметалідів в сплаві [2]. Підвищення властивостей досягається при застосуванні вібрації та термічної обробки [3]. Тривалість нагріву литих заготовок при термічній обробці залежить від розміру фаз у сплаві і може бути скороченим до 25 % у разі меншого розміру структурних складових [4]. Сплав важко піддається термічному зміцненню, технологічний процес обробки литих заготовок з нього є складним [5]. Тому покращення властивостей сплаву АМг6 шляхом поєднання операцій вібрації та термічної є актуальним науково-технічним завданням.

Вібрація як допоміжний фактор впливу на структуру ефективно вбудовується у ливарний технологічний процес. На даний час у світі активно вивчається вплив вібраційної обробки на розплав, що охолоджується і твердне у ливарній формі, для покращення його структури і властивостей з метою оптимізації комплексу параметрів ливарного процесу і вібраційного впливу [1-4].

Метою даної роботи було дослідження впливу температури заливки розплаву і вібрації на розмір, морфологію і характер розташування фаз металу трубних заготовок зі сплаву АМг6.

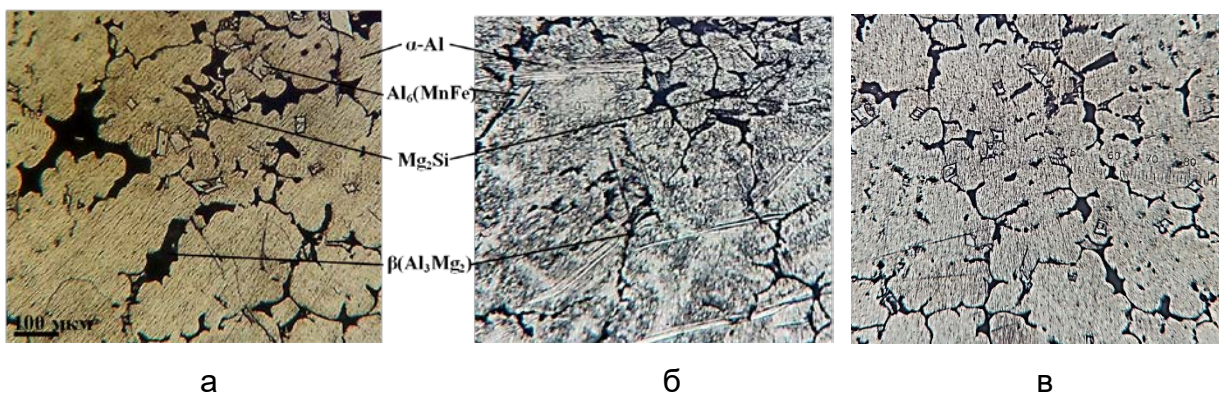
У роботі використано методи світлової мікроскопії аналізу фаз зразків у литому стані сплаву АМг6 без і після вібраційної обробки травлених водним розчином HF та

випробування на твердість згідно ДСТУ EN ISO 6506-1:2019.

Розплав заливався у ливарні форми, де охолоджувався і тверднув без вібрації та під дією вібраційного коливання з амплітудою 0,2 мм і частотою 60 Гц. Проведено наступні серії експериментів: 1 – температура заливання розплаву 750 °С, яка відповідала максимально допустимому перегріванню алюмінієвих сплавів, що деформуються [2], 2 – температура заливання 700 °С, яка відповідала мінімальному перегріву розплаву при легуванні і рафінуванні [2], і 3 серія – із застосуванням впливу вібрації на розплав при оптимізованій температурі заливки.

Основою сплаву є зерна α -твердого розчину магнію та марганцю в алюмінії. У сплаві була присутня фаза $\alpha+\beta(\text{Al}_3\text{Mg}_2)$. У ряді літературних джерел [1, 3] ця евтектика позначається як $\alpha+\beta(\text{Al}_3\text{Mg}_2)$, в термічно обробленому металі вона мала форму компактних вкраплень. Структура прутка АМг6, який був використаний у якості шихтового матеріалу складалась із зерен α -твердого розчину Al і була типовою для металу, який пройшов термічну обробку і деформування. Середній розмір зерен шихтового прутка складав близько 60 мкм.

Структура литого сплаву АМг6, одержаного у 1 серії експериментів, виявилась неоднорідною за розмірами зерен основи сплаву та величиною і характером розташування вкраплень інших фаз. На рис. 1 а представлена структура сплаву у якій середній розмір зерен основи складав 450 мкм, а на рис. 1 б – 700 мкм.

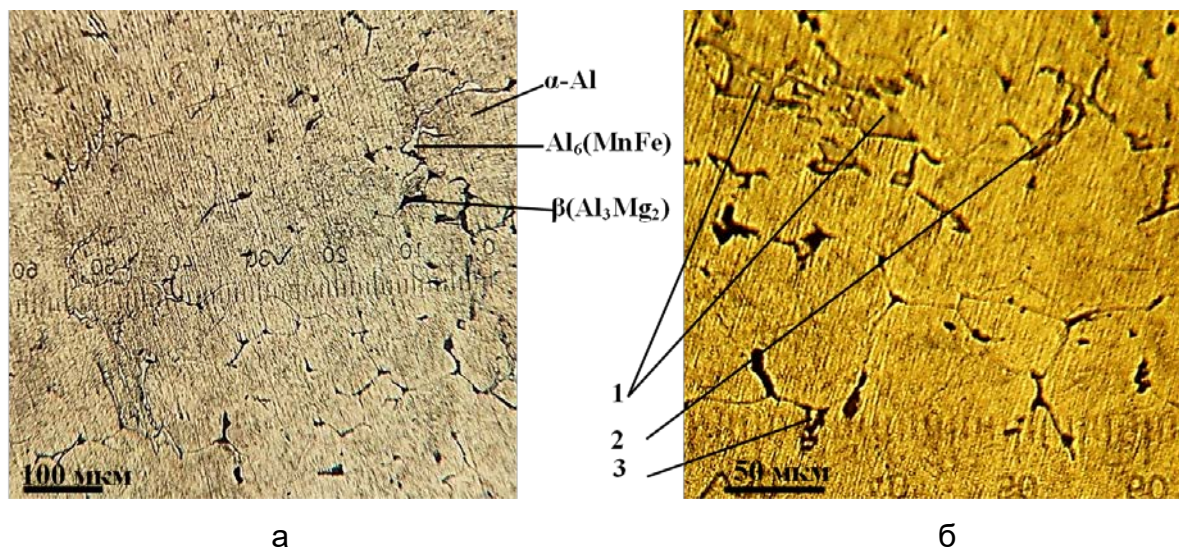


а – зона зі скупченнями фаз $\beta(\text{Al}_3\text{Mg}_2)$ і $\text{Al}_6(\text{MnFe})$, б – зона з найбільшим середнім розміром зерна збіднена на виділення других фаз, в – зона з рівномірним розподілом фаз.

Рис. 1 – Структура сплаву АМг6 отриманого у 1 серії експериментів.

Слід відзначити неоднорідність розподілення фаз в об'ємі металу. Так, фаза $\beta(\text{Al}_3\text{Mg}_2)$ утворювала скупчення (рис. 1 а), або була розосереджена у міжзереному об'ємі (рис. 1 б). Кристали $\text{Al}_6(\text{MnFe})$ мали огранку та у значно більшій кількості (~10

разів) спостерігались у зоні, представленій на рис. 1 а, ніж у зоні рис. 1 б. Розмір кристалів $Al_6(MnFe)$ відповідав діапазону 30...100 мкм при переважній кількості вкраплень 100 мкм. Особливостей розподілу фази Mg_2Si , яка мала розгалужену форму не зафіксовано. У сплаві також сформувались зони з рівномірним розподілом фаз. У таких зонах середній розмір зерна складав 550 мкм, кристалів $Al_6(MnFe)$ – 50 мкм, фаза $\beta(Al_3Mg_2)$ була рівномірно розосереджена і мала розміри до 4 разів менші, ніж у зонах, де вона утворювала скупчення (рис. 1 в, рис. 1 а). Розмір дендритів різних зон основи сплаву 1 серії експериментів був притаманний швидкості охолодження $\sim 10^{-2} \dots 10^{-1}$ К/с, за оціночними даними для сплавів алюмінію [3]. Порівняно з 1 серією метал 2 серії експериментів характеризувався значно дрібнішими і рівномірно розподіленими структурними складовими, рис. 2.



а – фази в сплаві, б – трансформація морфології вкраплень $Al_6(MnFe)$ від форми з огранкою до пластинчастої: 1 – вкраплення, що мали частини з огранкою, 2 – пластинчасте вкраплення, 3 – скупчення подрібнених пластинчастих вкраплень.

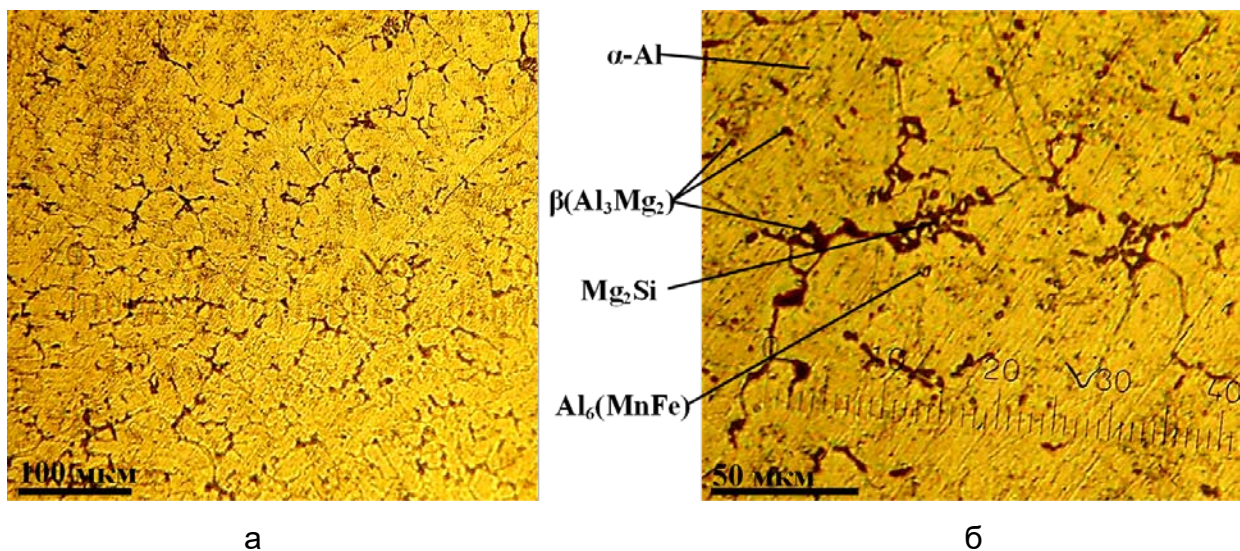
Рис. 2 – Структура сплаву АМг6 2 серії експериментів.

Середній розмір зерен α -твердого розчину Al зменшився до 100 мкм. Фаза $\beta(Al_3Mg_2)$ була розосереджена у міжзереному об'ємі без утворення крупних скупчень. Сітка з даної фази стала переривчастою і потоншала до 4 разів, розмір її скупчень скоротився у 2...10 разів. Зменшення кількості $\beta(Al_3Mg_2)$ фази, вірогідно, пов'язана зі збільшенням вмісту розчиненого Mg у зернах Al . Переважна кількість вкраплень $Al_6(MnFe)$ набула пластинчастого вигляду (рис. 2 а, див. рис. 1).

На рис. 3 б відображено трансформацію морфології фази $Al_6(MnFe)$ від форми з огранкою до пластинчастої і утворення скупчення її дисперсних вкраплень з розміром ~ 10 мкм.

Таким чином, температура заливки розплаву $700^\circ C$, є раціональною для отримання литих заготовок, ніж $750^\circ C$, і була застосована у комплексі з вібраційною обробкою розплаву у 3 серії експериментів.

Під впливом вібрації у 3 серії експериментів (рис. 3) відбулась зміна у структурних складових сплаву АМг6 порівняно з попередніми зразками.



а – зерна сплаву, б – фази сплаву.

Рис. 3 – Структура сплаву, отриманого із застосуванням вібрації.

Середній розмір зерна сплаву зменшився до 60 мкм. Вкраплення $Al_6(MnFe)$ стали дрібними, аналогічно металу шихти, який проходив термічну і деформаційну обробку. Частина фази $\beta(Al_3Mg_2)$ розташовувалась у міжзереному об'ємі у вигляді однорідної переривчастої сітки, а решта – як окремі округлі вкраплення розміром ~ 5 мкм у середині зерен. Включення Mg_2Si мали форму аналогічну плавці 1 при зменшенні розміру у 1,5 рази. (рис. 3).

Таким чином, зниження температури заливання розплаву сприяла подрібненню зерен сплаву, підвищенню однорідності структури виливка, подрібненню структурних складових і зміні морфології вкраплень інтерметалідів. Застосування вібраційного впливу на розплав, що охолоджувався і тверднув у ливарній формі у комплексі із вказаною температурою заливання розплаву посилило тенденцію подрібнення і розосередження фаз сплаву АМг6.

Дія низькочастотного вібраційного впливу при зміні величини і напрямку інерційних сил у об'ємі розплаву зумовила перемішування металевої рідини у локальних зонах. Це сприяло більш однорідному розподілу компонентів у основі сплаву внаслідок чого утворилось більше зародків твердої фази. Мікротечії поблизу вкраплень, що зростали, вірогідно, сприяли їх збільшенню кількості розчиненого Mg в основі сплаву. Зміни у морфології фаз при оптимізованій температурі заливання зумовили зростання твердості сплаву з HB 604 МПа (1 серія експериментів, твердість нижча за HB 650 МПа – сплаву АМг6 згідно діючого в Україні міждержавного ГОСТ 4784-97) до 662 (2 серія експериментів). При застосуванні комплексу оптимальної температури заливки і вібраційного впливу морфологія, розмір, характер розташування фаз, а також вірогідне збільшення розчиненого Mg в Al привело до зростання твердості сплаву до 717 МПа у 3 серії експериментів. Як відомо з [5], для сплавів алюмінію існує лінійний зв'язок міцності на розрив і твердості, тому можна очікувати, що міцність сплаву також зросла.

Таким чином встановлено, що раціональна температура заливки сплаву АМг6 становить 700 °С, у комплексі з низькочастотною вібрацією (амплітуда 0,2 мм, частота 60 Гц) у порівнянні зі сплавом, що не піддавався дії вібрації призводить до формування більш однорідної структури сплаву із розміром зерен 60 мкм, до зміни морфології вкраплень інтерметалідів $Al_6(MnFe)$, зменшення їх розмірів у 10 разів та розосередженню у основі сплаву. Подібні зміни у структурі сплаву притаманні для металу, який піддають термічній обробці і деформації. Твердість сплаву HB становила 717 МПа, що вище за аналогічну характеристику стандартного сплаву.

Список літератури

1. S. Kumar, D. Kumar, I. Singh and D. Rath. An insight into ultrasonic vibration assisted conventional manufacturing processes: A comprehensive review // *Advances in Mechanical Engineering*. – Vol. 14, Issue 6. – 2022. <https://doi.org/10.1177/16878132221107812>.
2. Оптимізація технологічних процесів лиття безшовних труб у кокіль гравітаційним методом / Школярєнко В.П., Нурадинов А.С., Сіренко К.А. // Всеукраїнська науково-технічна конференція «Наука і Металургія. Дніпро, ІЧМ НАН України, 2022. С. 31-32. http://isi.gov.ua/wp-content/uploads/2022/11/%D0%9D%D0%9C_2022.pdf
3. А.С. Нурадинов, А.Г. Пригунова, В.Ю. Шейгам, А.Г. Вернидуб, И.А. Нурадинов. Фізичні методи керування формуванням структури металів. Метал та лиття України. 2020. №2. С. 41-48.

4. Інноваційні шляхи керування процесом формування кристалічної будови металевих сплавів / А.С. Нурадінов, О.В. Ноговіцин, І.А. Нурадінов, Н.Ф. Зубеніна, К.А. Сіренко // Наука та інновації. – 2020. – Т. 16, № 4. – С. 71-77.
<http://dspace.nbu.gov.ua/bitstream/handle/123456789/184863/10-Nuradinov.pdf?sequence=1>

5. Нурадінов А.С. Подрібнення структури сплаву, що затвердіває, в умовах низькочастотної вібрації // Процеси лиття. 2008. №4. С.49-55.

УДК 669:621.78

В.П. Школяренко, О.В. Середенко, С.В.Пригунов

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: hvp@ukr.net

АНАЛІЗ СТРУКТУР СПЛАВУ «МІДЬ-ЗАЛІЗО» РОЗЛИТОГО З МЕХАНІЧНИМ ПЕРЕМІШУВАННЯМ РОЗПЛАВУ У ТИГЛІ ІНДУКЦІЙНОЇ ПЕЧІ

У результаті проведених досліджень встановлено, що в умовах виплавки у індукційній тигельній печі бінарного сплаву на основі Cu з добавкою 1 % мас. Fe при ламінарному режимі течії розплаву в ньому (період до 30 с після уводу в рідку мідь з температурою 1448 К добавки Fe циліндричної форми з температурою 293 К) виникали декілька рідких фаз, які мали чіткі міжфазні границі.

Визначено, що процес розчинення Fe відбувався у змішаному режимі причому кінетичне і дифузійне розчинення відбувались паралельно. Одразу на початку взаємодії Fe з Cu починалось руйнування пограничного шару добавки, вірогідно, за рахунок інтенсивного перегріву тонкого зовнішнього шару феромагнітного тіла добавки індукованими в ній електрострумами високої частоти як прояв поверхневого ефекту (скін-ефекту). Цей процес після переходу добавки у парамагнітний стан після нагріву вище точки Кюрі тривав, але з меншою інтенсивністю через збільшення глибини проникнення електромагнітного поля у поверхневий шар добавки, що призвело до зменшення величини виділеної питомої потужності електромагнітного поля у металі. Встановлено, що всі зафіксовані в пробах по ходу плавки фази, що утворились у процесі взаємодії Cu з Fe, збереглись у зливку, отриманого після заливки всієї маси плавки

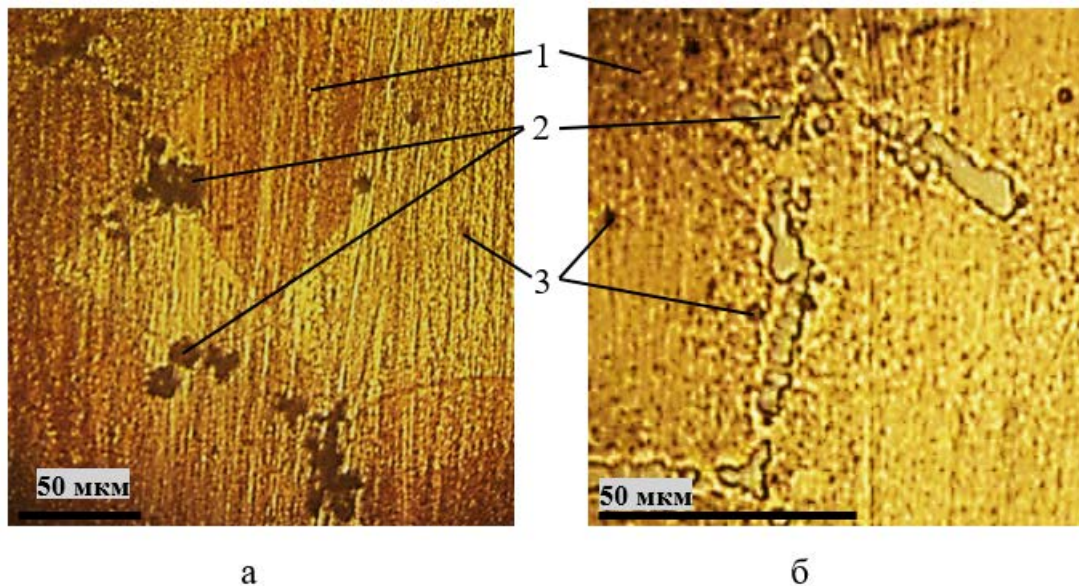
(0,8 кг) у ливарну форму через 30 хв після вводу Fe.

Виявлено, що підняття температури розплаву до 1643 К інтенсифікувало розчинення відокремлених рідких об'ємів в основі сплаву і насичення розплаву киснем. Тому, для створення умов формування мікроемульсії, запобігання насичення основи сплаву атомами добавки і киснем найбільш сприятливим діапазоном температур ведення плавки є температури 1523...1623 К при визначенні оптимального рівня інтенсивності перемішування розплаву.

На основі отриманих даних було проведено 2 серії експериментів зі сплавом міді з підвищеним вмістом заліза – 4,8 % при застосуванні перегрівів над лінією ліквідус 280 К (1 серія) і 120 К (2 серія). Перший перегрів на 280 К здійснювався до температури, близької до температури плавлення заліза на сплаві з додаванням армко-заліза. Другий перегрів - на 120 К вище температури ліквідусу сплаву з додавання карбонільного заліза був близьким до температури пласкої ділянки S – подібного ліквідусу системи мідь – залізо. Таким чином, розплав перебував у двох різноманітних мікронеоднорідних станах.

Згідно розрахунку, швидкість охолодження сплаву була у випадку першого перегріву 1,1 К/с, другого - 3,3 К/с. У структурі металу, який пройшов витримку при перегріві 280 К спостерігались подовжені зерна з середнім розміром 150 мкм, виявлення яких потребувало посиленого травлення, а також 2 типи вкраплень (рис. 1). Вкраплення 1 типу були розгалуженими дендритами цілісними та фрагментованими.

Також були присутні дрібніші вкраплення розміром 3...6 мкм округлої форми, що утворювали у сплаві мікросуспензію (рис. 1). Дендритні вкраплення всіх типів форм розташовувались переважно по границям зерен сплаву. Суспензійні вкраплення – як в об'ємі, так і по границям зерен. Ці вкраплення відрізнялись між собою не тільки за розміром, формою і розташуванням по відношенню до зерен сплаву, а й кольором при травленні.



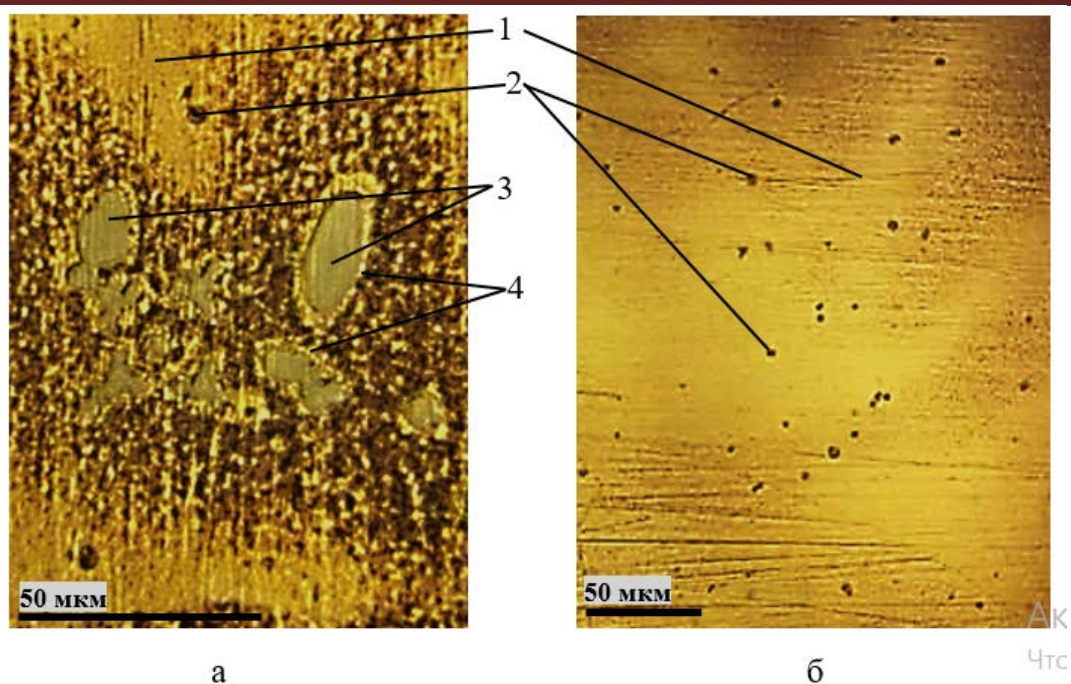
а) зерна і характерне розташування краплень в структурі сплаву (травлено реактивом № 1); б) різне забарвлення дендритних і суспензійних краплень (травлено), 1 – зерна основи сплаву, 2 – дендритні краплення, 3 – краплення мікросуспензії.

Рис.1 – Зерна і краплення в структурі сплаву Cu-4,8 %Fe, перегрітого на 280 К над лінією ліквідус.

Суспензійні краплення набували темнішого забарвлення ніж дендрити при застосуванні певного реактиву, що могло бути пов'язане з більшим вмістом у них міді (рис. 1 б). Посиленим травленням у зернах сплаву було виявлено, локалізовані навколо дендритів неоднорідності, які відрізнялись розміром і забарвленням, а навколо суспензійних краплень основа сплаву виглядала однорідною (рис. 1 а).

Зниження перегріву розплаву призвело до зменшення розмірів дендритів і суспензійних краплень, збільшення кількості краплень мікросуспензії при відповідному зменшенні кількості дендритів (~ в 2 рази) - рис. 2. Дендрити стали переважно компактними на відміну тих, що сформувались при більшому перегріві.

Вірогідно, зменшення розміру дендритів і краплень суспензії відбулось через зростання швидкості охолодження при заливці розплаву з меншою температурою, а також згідно даним [1] зниження часу перебування розплаву в рідкому стані при охолодженні зменшує час за який краплення має змогу зростати.



а) неоднорідності навколо дендритних вкраплень, б) суспензійні вкраплення в однорідній основі сплаву: 1 – основа сплаву, 2 – вкраплення мікросуспензії, 3 – дендрити, 4 – концентраційні неоднорідності в основі сплаву навколо дендритів.

Рис. 2 – Особливості неоднорідностей сплаву міді з армко-залізом перегрітого на 280 К над лінією ліквідус поблизу вкраплень (посилене травлення).

Збільшення кількості вкраплень, вірогідно, обумовлено посиленням мікронеоднорідності розплаву і збереженням такого стану у твердому металі, як було вказано авторами [2].

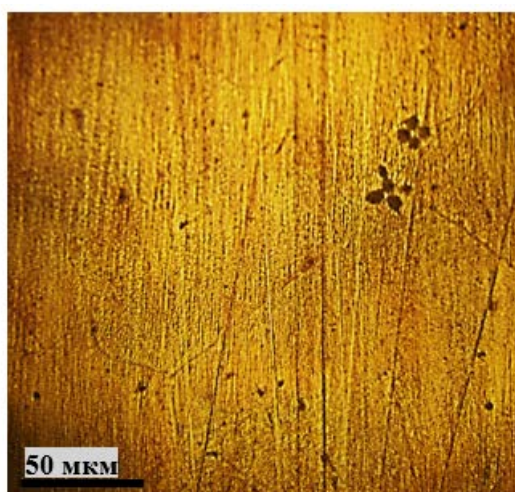


Рис. 3 – Вкраплення у сплаві міді з армко-залізом перегрітого на 120 К над лінією ліквідус (травлено).

Таким чином, для отримання більшої кількості суспензійних вкраплень у сплаві міді з 4,8 % армко-заліза, необхідно проводити обробку розплаву при невисокому перегріві над температурою ліквідус. З урахуванням отриманого результату, дослідження впливу добавки вуглецю на формування структури з дисперсними вкрапленнями, проводилось на сплаві міді з додаванням карбонільного заліза при перегріві розплаву на 120 K над лінією ліквідус. Збільшення кількості вуглецю у добавці карбонільного заліза (з 0,02 до 1,2 %) в комплексі з невисоким перегрівом розплаву дозволило підвищити у сплаві кількість суспензійних вкраплень (до 2,5 разів більше, ніж у сплаві з армко-залізом при застосуванні аналогічного перегріву) – рис. 4.



Рис. 4 – Вкраплення мікросуспензії у сплаві міді з 4,8 % карбонільного заліза, перегрітого на 120 K над лінією ліквідус (травлено).

Наявність за вкрапленнями слідів, що утворились на базі карбонільного заліза у вигляді «хвостів», які не спостерігались у випадку застосування армко-заліза може бути пов'язано з більшою твердістю вкраплень.

Висновки:

- дія височастотного електромагнітного поля індуктора на розплав при уводі в нього добавки при плавці в ІТП дозволяє впливати на мікронеоднорідний стан металу, що відображалось на підвищенні кількості фрагментованих дендритів, їх подрібненні та збільшенні числа вкраплень суспензії;
- перегрів розплаву з вмістом добавки заліза 4,8 % на 280 та 120 K над температурою ліквідус забезпечує мікронеоднорідний стан розплаву, що дозволяє отримати в структурі литого металу вкраплення дендритної форми та мікросуспензію (3 – 6 мкм) при повільному охолодженні розплаву зі швидкістю порядку $1 \cdot 10^{-1}$ K/с;
- низький перегрів розплаву над температурою ліквідус (120 K) в комплексі зі

збільшеним вмістом вуглецю в сплаві (1,2 %) та повільним охолодженням призводить до збільшення кількості вкраплень суспензії і відповідному зменшенню вкраплень небажаної морфології – дендритів (з розмірами > 10 мкм);

- зростання вмісту вуглецю у складі добавки з 0,02 до 1,2 % призводить до збільшення кількості вкраплень мікросуспензії в 4 рази.

Список літератури

1. J. Zhang, X. Cui, Y. Wang. Liquid phase separation in immiscible Cu-Fe alloys // International Journal of Cast Metals Research. – Vol. 31, Issue 2. – 2018. – P. 87-92.
2. Е.А. Марковский, Е.В. Міхнян, Ю.Г. Квасницька, В.М. Симановский, Г.Ф. Мельница. Дослідження впливу температурно-часової обробки жароміцного сплаву ЧС70 з його властивості // Процеси лиття. – 2011. - №1. – С. 51 – 55.

УДК 669

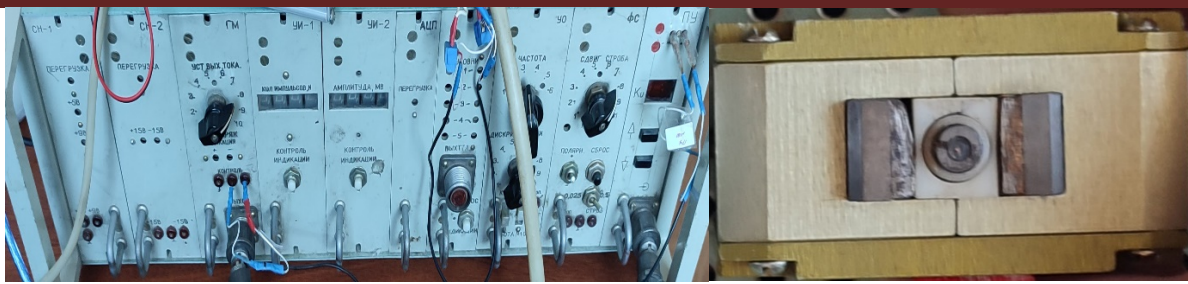
В.П. Школяренко, Д.О. Дереча, Н.Ф.Зубеніна, М.І.Смирнов

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: hvp@ukr.net

МЕТОДИКА ТА РЕЗУЛЬТАТИ МАГНІТО-АКУСТИЧНИХ ВИМІРЮВАНЬ ВЛАСТИВОСТЕЙ СПЛАВУ «МІДЬ-ЗАЛІЗО»

Магніто-акустичні вимірювання (шуми Баркгаузена) проводились на приладі АФШ (аналізатор феромагнітних шумів) датчиком підковоподібного типу з активною зоною 8 мм (рис. 1). Частота розгортки магнітного поля 30Гц, напруженість магнітного поля 450Е (0,045Тл), підсилення сигналу з датчика 80%. Запис даних проводився в автоматичному режимі на АЦП Holit ADA-1406. Час вимірювання в точці 10 сек. Калібрування датчика проводилось на повітрі.



а)

б)

Рис.1 – Аналізатор феромагнітних шумів (а), датчик шумів (б).

Основна частина системи – датчик 1, який складається з двох обмоток – електромагніту, який забезпечує потрібне намагнічування досліджуваного зразка і приймальної котушки, на якій наводиться імпульсна напруга, що відповідає шумам Баркгаузена. На електромагніт подається пилоподібна напруга частотою декілька герц з генератора 2, що забезпечує лінійну зміну магнітного поля у заданому діапазоні. Ця напруга також подається на один з каналів АЦП 4 для оцифровування та подальшої обробки. Сигнал з приймальної котушки подається на підсилювач 3, з виходу якого він поступає на інший канал АЦП 4. У якості АЦП використовується модуль ADA-1406 Holit data systems, швидкий (до 350 кГц) 14-бітний 8 каналний АЦП з USB інтерфейсом. Оцифровані дані з обох каналів АЦП передаються за допомогою USB інтерфейсу на персональний комп'ютер 5, де обробляються програмним забезпеченням. Оцифрований сигнал від генератора використовується для визначення індукції магнітного поля у досліджуваному зразку. Сигнал з приймальної котушки складається з індукованого сигналу генератора – пилоподібної напруги та шумів Баркгаузена, які мають характер шумів більш високої частоти. Генератор працює на частоті порядку одиниць Гц, частоти шумів Баркгаузена складають сотні та тисячі Гц. Для розділення сигналів використовується фільтр нижчих частот – усереднення у рухомому вікні. Ширина вікна N підбирається дослідним шляхом, так, щоб її було достатньо для згладжування шумів Баркгаузена, але при цьому не спотворювалася форма сигналу генератора. Для кожного відліку оцифрованого сигналу береться його окіл з N відліків, оскільки обробка відбувається не у реальному часі, а у записі, доцільно, щоб відлік X_i був центром вікна усереднення, згідно [1]:

$$X \geq \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N X_i \quad (1)$$

Отриманий усереднений сигнал $\langle X \rangle$, віднімається від початкового сигналу X_i , різниця відповідає високочастотній складовій, тобто сигналу шумів Баркгаузена і розраховується за виразом [2]:

$$Y_i = X_i - \langle X \rangle \quad (2)$$

Інтенсивність шумів Баркгаузена залежить від швидкості зміни магнітного поля, яка в наших дослідках стала, оскільки використовується пилкоподібний струм для розгортки поля, та від величини самого поля намагнічування, яке пропорційно величині струму у котушці. Інтенсивність кожного окремого імпульсу шуму має випадковий характер, для отримання чисельної характеристики шуму треба зробити усереднення за певний проміжок часу. У наших дослідках для виміру інтенсивності використовувався розрахунок середньоквадратичного відхилення напруги шумів S_y за виразом 3, у певний проміжок часу – у рухомому вікні експериментально підібраної ширини N [3]:

$$S_y = \sqrt{\frac{1}{N(N-1)} \sum_{i=1}^N X_i^2} \quad (3)$$

Отримуємо функцію, аргументом якої є напруженість магнітного поля H , а її значення – інтенсивність шумів Баркгаузена S_y . Напруженість поля пропорційна струму розгортки, який з генератора подається на електромагніт. У наших дослідках задіяно 2 канали АЦП модуля ADA-1406 – один безпосередньо вимірює струм у електромагніті і дає значення напруженості поля, другий вимірює сигнал на котушці датчика і, після описаних вище перетворень, дає значення інтенсивності шумів Баркгаузена. Таким чином ми будуємо графік, по горизонтальній осі якого відкладено напруженість магнітного поля, по вертикальній – відповідна інтенсивність шумів Баркгаузена. Розподіл інтенсивності шумів Баркгаузена вздовж кривої намагнічування змінюється при зміні намагніченості, однорідності структури, дефектності та напруженого стану матеріалу і може слугувати для оцінки зміни його властивостей. На трьох зразках: стрічка після валкового лиття-прокатки та два типи зливків, рис. 2.

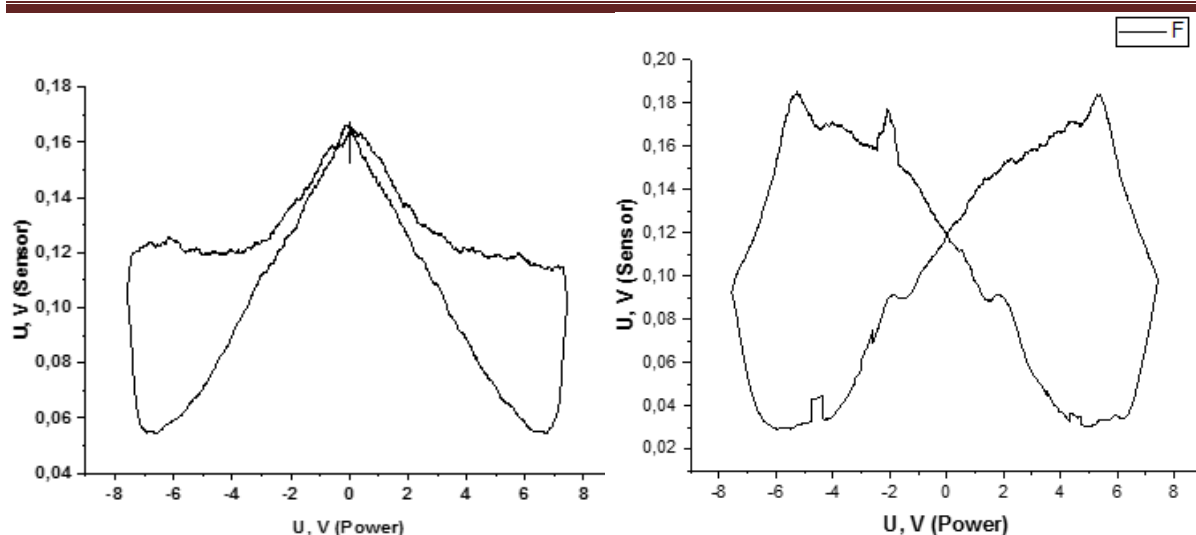


Рис. 2 – Магніто-акустичний сигнал у сплаві мідь-залізо після прокатки.

У сплаві мідь-залізо спостерігається три типові зони, рис. 3.

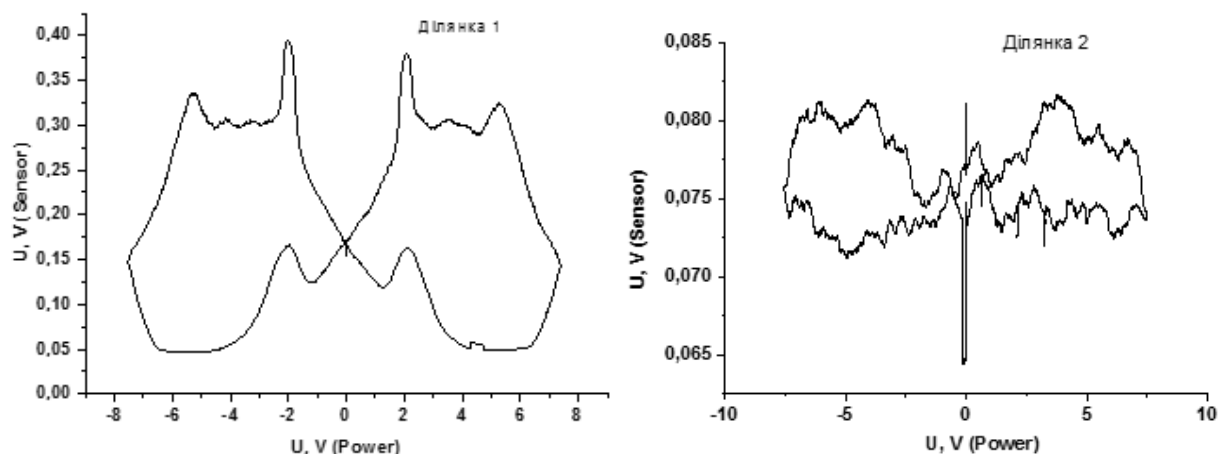


Рисунок 3 – Магніто-акустичний сигнал у виливку мідь-залізо.

Ділянка 1 – сигнал слабкий, майже діамagnetний, уширення петлі та незначне спотворення форми вказує на незначну дефектність та наявність феромагнітних включень. Ділянка 2 – висока інтенсивність сигналу вказує на значну кількість феромагнітної фази. Ділянка 3 – менша інтенсивність сигналу та значні спотворення – значна дефектність структури.

Список літератури

1. Barkhausen H. Zwei mit Hilfe der neuen Verstärker entdeckte Erscheinungen, «Physische Zeitschrift», 1919, Jg. 20, № 17.
2. Bozorth, Richard M. Ferromagnetism, first published 1951, reprinted 1993 by IEEE Press, New York as a «Classic Reissue», ISBN 0-7803-1032-2.
3. Bozort R. Ferromagnetism, 1956. с. 784.

УДК 669:621.78

В.П. Школяренко, В.О. Середенко, О.В.Чістяков

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: hvp@ukr.net

ОБҐРУНТУВАННЯ РАЦІОНАЛЬНОГО ТЕХНОЛОГІЧНОГО ПРОЦЕСУ ВИПЛАВКИ СПЛАВУ «МІДЬ-ЗАЛІЗО»

На основі комплексу досліджень вивчено та узагальнено особливості початкового періоду взаємодії добавки (1 % мас.) заліза з мідним розплавом при індукційній плавці. Встановлено вплив характеристик добавки відносно рідкої міді (структури, температурних залежностей щільності, питомого електроопору, магнітної проникності) на початковому етапі її розчинення при плавці в печі з графітовим тиглем і ламінарному русі розплаву та рівномірному підйомі температури від 1,07 до 1,29 температури плавлення міді. Встановлено, що за перші 30 с контакту добавки (маса 8 г, температура 293 К) з рідкою (1448 К) міддю виникли рідкі фази, які не змішувалися з нею та збереглися до кінця (30 хв) плавки. Розчинення Fe відбувалось як у кінетичному режимі, так і дифузійному. Одразу після контакту Fe з Cu теплопередачею від розплаву і дією височастотного (44кГц) електромагнітного поля нагрівався дуже тонкий (до $5 \cdot 10^{-5}$ м) поверхневий шар феромагнітного заліза. Перегрів вище точки Кюрі зменшував інтенсивність впливу поля на поверхневий шар, але концентрована дія поля підтримувалась розвитком електровихрових течій біля поверхні добавки. Підняття температури до 1643 К інтенсифікувало розчинення та розповсюдження рідких і твердих мікрооб'ємів у розплаві і насичення його киснем. Згідно отриманих результатів сприятливим діапазоном плавки є 1523...1623 К при визначенні оптимального перемішування розплаву. Формування мікроемальсованих, суспензійних або біметалевих структур може реалізуватися у зливках спеціальними технологічними прийомами.

На основі проведених досліджень впливу підвищеної концентрації заліза (до 20 %) зроблено висновок про необхідність кардинальної зміни технологічного процесу виплавки високолегованих сплавів. Для запобігання неконтрольованої взаємодії заліза з вуглецем тиглю при виплавці сплаву з 10 % заліза замість графітового застосовано тигель з карбиду кремнію, а при 20 % – алундовий. Враховано, що процес змішування (розчинення) заліза в рідкій міді супроводжується ендотермічним ефектом особливо у

зоні концентрацій плаского ходу ліквідусу сплаву Cu-Fe, а питома потужність електроенергії переважно передавалась об'єму рідкого заліза завдяки його більшому питомому електроопору ніж у міді (у 30 разів більше ніж у твердої міді та у 5 разів при її рідкому стані). Такі співвідношення питомих електроопорів викликали інтенсивні електровихрові (при взаємодії електроструму з власним електромагнітним полем) та магнітогідродинамічні (обумовлені взаємодією електроструму з магнітним полем індуктору) течії, що турбулізувало розплав безпосередньо у пограничному шарі рідкого металу, який оточував добавку міді. Це інтенсифікувало процеси тепломасообміну в системі добавка – розплав. На цих особливостях засновано технологічний прийом переходу на першочергове розплавлення заліза у індукційній тигельній печі при виплавці сплавів з його підвищеним вмістом. Тому проводилось першочергове розплавлення заліза з поступовим насиченням розплаву міддю невеликими твердими добавками при незначному перегріві розплаву над температурою ліквідусу (до 25 K) і русі металу у ламінарному режимі в об'ємі тигля і турбулізованому безпосередньо біля добавки.

З метою досягнення сталого розшарування рідких фаз при виплавці мідного сплаву з 20% мас. Fe у склад залізної шихти було додано 0,2% вуглецю за рахунок застосування сталі. Процес сплавлення компонентів був узгоджений з особистостями діаграм стану Cu-Fe та Cu-Fe-C у зоні низьких концентрацій C. Це забезпечило його постійне перебування у стані передрозшарування (зародки емульсії, які безперервно зароджувались і розчинялись), що притаманно розплавам Cu-Fe. В шарах розплаву, які оточували добавки міді у процесі їх розчинення, підвищувався вміст Cu і вони за концентрацією входили у зону розшарування системи Cu-Fe легованою C. Там відбувалось спонтанне емульгування і набуття сталої структури дисперсними фазами. При їх подальшому переході у зону змішування успадкована сталість структури затримувала процес розчинення глобуляризованих утворень. Охолодження металевої рідини супроводжувалось конкуренцією процесів глобуляризації і утворення дендритів. Це проявилось у розмірах об'ємів розплаву, які характеризувались перевагою одного з типів фаз або їх паритетом у залежності від температурно-концентраційних та часових умов, а також особливостей їх виникнення і розвитку. В структурі отриманого безперервною розливкою у валковий кристалізатор (швидкість охолодження ~ 1000 K/c) стрічки виявлено 19 типів глобуляризованих утворень (0,2...250 мкм), три з яких (0,2...1,0 мкм) представляли заморожені мікроемульсії.

При узагальненні результатів досліджень морфології зерен у сплавах системи мідь-залізо (Fe 0,7...20 %), охолоджених у діапазоні швидкостей $1,0 \cdot 10^0 \dots 2,5 \cdot 10^5$ K/c у

різних умовах тепловідводу виявлено, що відбувалась відповідна зміна співвідношення довжини зерна до його ширини (l/b) від значень 1,1 до 9,0. Зерна, що мали подовжену форму - $l/b = 2$ формувались в умовах охолодження виливків з циліндричною боковою поверхнею, які моделювали процес безперервного лиття циліндричних заготовок і охолоджувались зі швидкістю $V=1,0 \cdot 10^0 \dots 1,5 \cdot 10^1$ К/с. Охолодження безперервнолитої стрічки в умовах відводу тепла з двох поверхонь при валковій розливці ($V = 1,0 \cdot 10^3$ К/с) та плоских часток, що утворювались з краплі розплаву при її розтіканні по металевій підкладці, яка забезпечувала переважний відвід тепла у напрямку однієї поверхні частинки зі швидкістю $1,0 \cdot 10^4 \dots 2,0 \cdot 10^4$ К/с призводило до формування у структурі компактних зерен з $l/b = (1,1 \dots 1,3)$. Підвищення швидкості охолодження плоских частинок на підкладці до $3,0 \cdot 10^4 \dots 2,5 \cdot 10^5$ К/с дало в їх структурі стовбчасті зерна, спрямовані поперек частинки зі співвідношенням $l/b = (2,5 \dots 9,0)$. Безперервно литий біметалевий стрижень зі структурою мідного осердя у залізній оболонці, в середині осердя якого метал охолоджувався зі швидкістю $\sim 1,0 \cdot 10^{-1}$ К/с характеризувався зернами спрямованими вздовж його вісі зі стовбчастою морфологією при $l/b = 5$.

При валковій розливці-прокатці в зоні накопичення рідкого металу у міжвалковому просторі кутового двовалкового кристалізатора при вертикальній подачі металу у цю зону, генерується турбулентна течія розплаву. Турбулізований розплав поступає у міжвалковий зазор де формується стрічка в умовах високої швидкості охолодження, яка фіксує турбулентний характер стану металу, що твердне. В окремих зонах міжвалкового простору формуються застійні зони. Турбулентно-кінетична в'язкість, а також турбулентно-кінетична енергія і швидкість її дисипації мають найбільше значення в кінцевій зоні простору і його центральній зоні, а в застійних зонах вони значно нижчі. Як відомо, зовнішнє постійне магнітне поле перерозподіляє кінетичну енергію турбулізованого потоку між зонами інтенсивної і зменшеної турбулентності, що призводить до зближення рівнів турбулентності. З урахуванням такої дії постійного магнітного поля в проведених експериментах завдяки вертикальному уводу струменя розплаву Cu-Fe в металеву форму і накладання на розплав в ній горизонтального постійного магнітного поля змодельована турбулентна ситуація у міжвалковому просторі в разі накладання постійного магнітного поля з припущенням відсутності транзитної течії. Магнітогідродинамічна дія (МГД) на розплав, що рухається, перед усім зумовлений силовою дією, яка виникає при перетинанні потоком горизонтально спрямованих силових ліній постійного магнітного поля. Стан металу, що рухається визначено по критерію Рейнольдса (Re) – співвідношенню сил інерції та в'язкості. Його максимальне значення в

проведених експериментах складало $8,0 \cdot 10^4$ (початок заливки) та $1,6 \cdot 10^4$ (кінець заливки), що відповідало вираженому турбулентному стану розплаву у міжвалковому просторі.

Заливання металу з високою швидкістю при турбулентному режимі течії викликало велику питому потужність перемішування розплаву під час всього періоду заповнення форм. Дія магнітного поля на розплав у ливарних формах характеризувалась значеннями чисел подібності Гартмана – (Ha – відношення електромагнітної сили до сили в'язкості), магнітогідродинамічної взаємодії (N – співвідношення електромагнітних та інерційних сил), Альфвена – (Al – співвідношення магнітної і кінетичної енергії), магнітного числа Прандтля – Pr_m , що характеризує співвідношення дисипації електромагнітної енергії до дисипації механічної енергії (за рахунок в'язкості). Ефект локальної дії магнітного поля на характер руху розплаву (пригнічення тривимірних турбулентних вихрів у рідині і перетворення їх у двовимірні) визначався за величиною безрозмірного комплексу Ha/Re . Для металу, що заливався в ливарні форми по різному розміщені по відношенню до постійного магніту значення чисел Ha , N , Al , Pr_m та Ha/Re були відповідно: в зазорі магніту – $Ha = 336$; $N = 0,61$ (початок заповнення форми) та $N = 3,1$ (закінчення заповнення форми); $Al = 2,9$ (початок заповнення форми) та $Al = 67,9$ (закінчення заповнення форми); $Pr_m = 1,3 \cdot 10^{-5}$, $Ha/Re = 4,2 \cdot 10^{-3}$ (початок заповнення форми) та $Ha/Re = 4,0 \cdot 10^{-3}$ (закінчення заповнення форми); на відстані від магніту – $Ha = 134$; $N = 0,1$ (початок заповнення форми) та $N = 0,5$ (закінчення заповнення форми); $Al = 0,47$ (початок заповнення форми) та $Al = 11,0$ (закінчення заповнення форми); $Pr_m = 1,3 \cdot 10^{-5}$, $Ha/Re = 1,68 \cdot 10^{-3}$ (початок заповнення форми) та $Ha/Re = 8,4 \cdot 10^{-3}$ (закінчення заповнення форми).

В зазорі постійного магніту та на відстані від нього високі значення числа Гартмана ($Ha \gg 1$) свідчать про те, що постійне магнітне поле пригнічувало турбулентні пульсації швидкості, перпендикулярні його силовим лініям. Ступінь впливу магнітного поля на турбулентність потоку та його ламенарізацію, виражена комплексом Ha/Re , показала, що у зазорі магніту його значення перевищувало критичне ($4,0 \cdot 10^{-3}$). Це вказувало на виражене пригнічення полем тривимірних турбулентних вихорів і перетворення їх на двовимірні та ламінарізацію потоку на всьому етапі заповнення порожнини ливарної форми. На відстані від магніту, де дія постійного поля була послаблена, значення комплексу Ha/Re на початковому етапі заповнення ливарної форми було $< 4,0 \cdot 10^{-3}$ і постійне магнітне поле майже не впливало на турбулентні вихри. При переході до кінцевого етапу заповнення форми значення комплексу Ha/Re відповідало

умові ($> 4,0 \cdot 10^{-3}$) спроможності поля до перебудови турбулентних вихрів в потоці розплаву і його ламінарізацію. Значення параметру магнітогідродинамічної взаємодії для обох типів розташування ливарних форм відносно магніту відповідало умові $N < 1$, і вказувало на перевагу інерційних сил над електромагнітними. Тому силова дія магнітного поля на течію розплаву була недостатня для сплюснення епюри швидкостей потоку.

У разі заповнення ливарної форми, розташованої між полюсами постійного магніту величина числа Al перевищувала 1. Таким чином постійне магнітне поле впливало на об'єм розплаву в цілому, пригнічуючи найбільш інтенсивну турбулентність, яка виникала у його локальних об'ємах, сприяючи стабільності потоку розплаву протягом всього періоду заповнення ливарної форми. Для випадку заповнення ливарної форми розташованої на відстані від постійного магніту на початковому етапі заливки питома магнітна енергія уведена у розплав була менша за питому кінетичну енергію його руху. На цьому етапі величина числа Al була менша за 1 та потужності магнітного поля було достатньо лише для впливу на окремі локальні об'єми у розплаві з найбільшою швидкістю переміщення (локальні пульсації у розплаві). Наприкінці заливання ситуація у розплаві, що піддавався дії постійного магнітного поля була аналогічна тій, яка реалізована при русі розплаву у формі між полюсами магніту.

Отримані при заливці у магнітному полі значення магнітного числа Прандтля, вказують на те, що джоулеве тепло, яке виділяється за рахунок магнітної в'язкості, значно менше, ніж теплота, утворювана за рахунок в'язкого тертя у розплаві, що рухається перетинаючи силові лінії магнітного поля. Таким чином у постійному магнітному полі ефект нагрівання розплаву, що рухався був нікчемним. Встановлено, що при обробці постійним магнітним полем збільшується однорідність структури і знижується розмір структурних складових сплаву.

Визначена можливість виникнення оболонкових форм у сплавах $Cu-Fe$ при малій концентрації заліза (0,75 % мас.) у зразках в умовах швидкісного охолодження розплаву ($\sim 1 \cdot 10^5$ K/c) і у макрозразках при низькій швидкості охолодження ($\sim 1 \cdot 10^1$ K/c). Отримано мідний стрижень (діаметр $7 \dots 10^{-3}$ м, довжина 6 м) у залізній оболонці зі сплаву $Cu - 10$ % мас. Fe в процесах високочастотної індукційної плавки і безперервної розливки. В результаті по довжині стрижня виникли дві ділянки з різною формою оболонки. На першій ділянці (довжина ~ 3 м) оболонка від трьохшарової (залізний шар, середній та внутрішній з наростаючим вмістом розчиненої міді) будови товщиною ~ 500 мкм перейшла у одношарову залізну з товщиною 10 мкм. Наступна ділянка, розповсюджена до кінця стрижня, з острівковою оболонкою товщиною ~ 5 мкм на початку

і ~ 3 мкм на кінці з окремими компактними утвореннями товщиною до 50 мкм. Шар осердя, що прилягав до оболонки першої ділянки, складався з дрібних (3 мкм) кристалів міді і її розчину у залізі та мав товщину ~ 65 мкм. На другій ділянці такий шар в осерді був відсутній. Осердя на обох ділянках складалось з дендритів, орієнтованих вздовж вісі стрижня та евтектики $\text{Cu} + \text{Cu}_2\text{O}$. Можливе застосування отриманих структур біметалевого стрижня – електроди, кабелі, дроти, каталізатори.

При узагальненні результатів експериментів щодо отримання мідних стрижнів з оболонкою заліза методом безперервного горизонтального лиття, який, як відомо має ряд переваг перед вертикальним, була врахована специфіка розливки через графітовий кристалізатор безпосередньо вмонтований у стінку тигля індукційної печі, який був розташований у зоні активної дії змінного електромагнітного поля індуктора печі. Температурне поле стрижня при його формуванні при такій конструкції кристалізатора має три зони: 1) високотемпературна – частина каналу кристалізатора, яка безпосередньо розташована у стінці тиглю куди входить розплав з ванни печі; 2) водоохолоджувана, де починає формуватися початкова кірка; 3) зона виходу з кристалізатора кірки з рідким осердям до зони повністю затверділого тіла стрижня. Таким чином здійснюється послідовний перехід від рідкого стану до рідко-твердого та від нього до твердого стану стрижня. Тобто поки метал знаходиться у рідкому або твердо-рідкому стані у його об'ємах електромагнітне поле може впливати на формування структури сплаву. Оскільки силові лінії електромагнітного поля індуктора, які замикаються з його зовнішньої сторони охоплюють значний простір (поле розсіяння), то воно діє на метал в усіх температурних зонах. Ця конструкція установки безперервного лиття стрижня має електромагнітний перемішувач, що розташований з зовнішньої сторони індуктора. У випадку працюючого перемішувача рідкий метал вказаних температурних зон також знаходиться під впливом і його змінного електромагнітного поля. Внаслідок суперпозиції полів електромагнітний вплив на зони стрижня посилюється. Як показали результати досліджень змінне електромагнітне поле призводить до небажаних змін у структурі мідного сплаву, зокрема, значного зростання розмірів дендритів у порівнянні з контрольним металом не обробленим полем, а також відсутністю дрібних кулястих вкраплень. Експерименти, проведені при накладанні постійного магнітного поля на рідкі сплави системи Cu-Fe , що охолоджуються і тверднуть, навпаки показали суттєве покращення їх литих структур, зокрема, через подрібнення і фрагментацію дендритів, а також збільшення кількості та дисперсності кулястих вкраплень на основі заліза в порівнянні з контрольним сплавом.

На основі узагальнення результатів досліджень по особливостям дії постійного

та змінного електромагнітного полів в експериментах, що моделювали елементи безперервного лиття циліндричних заготовок, впливає необхідність протидії деструктивного впливу змінного електромагнітного поля на формування структури заготовки постійним магнітним полем.

Рационально покласти в основу підвищення ефективності функціонування обладнання для формування безперервнолитих заготовок з заданою структурою з розплаву, отриманого методом індукційної плавки, науковий підхід заснований на накладанні на 2 і 3 зони безперервнолитої заготовки значної питомої енергії постійного магнітного поля (забезпечення значень чисел $Al > 1$ та $N \sim 1$), яка протидіятиме дестабілізуючому впливу на розплав інерційних ефектів, особливо під час здійснення ривків при витягуванні заготовки з кристалізатору ковзання при конструюванні обладнання і відпрацюванні технологічних режимів.

CONTENTS

**of the Proceedings of XX INTERNATIONAL SCIENTIFIC AND PRACTICAL
ANNIVERSARY CONFERENCE «FOUNDRY-2024»**

Ye. H. Aftandiliants. OPTIMIZATION OF THE MANUFACTURING PROCESS OF BIMETAL CASTINGS.....	16
Ye. H. Aftandiliants. INFLUENCE OF CHEMICAL COMPOSITION ON THE QUANTITY OF RESIDUAL AUSTENITE IN TOOL STEELS.....	21
Ye. H. Aftandiliants. THE INFLUENCE OF THE TEMPERATION OF TEMPERATION AND THE AMOUNT OF RESIDUAL AUSTENITE ON THE HARDNESS OF HARDENED TOOL STEELS.....	24
A. S. Barsuk. DETERMINATION OF THE HARDNESS OF PRE-EUTECTIC WEAR-RESISTANT TI -ALLOYED IRON FOR PARTS USED IN CONDITIONS OF ABRASIVE FRICTION.....	26
Y. D. Bachynskyi, O. P. Nesteruk, N. P. Moiseeva, S. M. Medvid. THE INFLUENCE OF DOUBLE PROCESSING OF THE MELT WITH MAGNESIUM-CONTAINING LIGATURES ON THE STRUCTURE FORMATION OF HIGH-COMPRESSION CAST IRON IN THIN-WALL CASTINGS.....	28
D. M. Berchuk, O. O. Yasynskyi, V. O. Ovsyannikov. INCREASING THE EFFICIENCY OF GRAPHITIZING MODIFICATION OF HIGH-COMMISSION CAST IRON WITH FERROSILICON FS75.....	30
V. I. Belik, A. G. Prygunova, V. Y. Sheygam, V. D. Babiuk, E. A. Zhidkov. THE INFLUENCE OF THE COOLING RATE AND THE MASS FRACTION OF IRON IN THE ALLOY AK16M2MgZH ON THE SIZE OF PRIMARY SILICON CRYSTALS.....	32
D.I. Bilonyk, H.M. Laptieva, I.M. Bilonyk, O.V. Zavhorodnii, Ye.Ya. Hubar. STUDY OF THE POSSIBILITY OF PRODUCING TITANIUM CASTINGS WITH THE COMPOSITION Ti -95%, Mo -5% BY ELECTROSLAG CASTING.....	34
A. Yu. Borysenko, H. V. Levchenko, N.M. Nasonov. INFLUENCE OF TECHNOLOGICAL FACTORS OF PRODUCTION ON THE STRUCTURE AND HARDNESS OF GRAY CAST IRON PISTON RINGS.....	38
A. G. Borisov, V. I. Belik. MORPHOLOGICAL FEATURES OF STRUCTURES OBTAINED BY TWO-STAGE CRYSTALLIZATION OF AL – 7.5 WT. % SI ALLOY.....	40
M. P. Brodnikovskiy, T. L. Kuznietsova. FEATURES OF THE DEVELOPMENT OF HIGH-TECHNOLOGICAL REFERENCE HEAT-RESISTANT NIOBIUM ALLOYS.....	47

V. B. Bublykov, Y. D. Bachynskyi, O. P. Nesteruk. NEW BRANDS OF HIGH-TENSION CAST IRON AND PROSPECTS FOR MANUFACTURING CASTINGS FROM THEM.....	50
V. B. Bublykov, Y. D. Bachynskyi, O. P. Nesteruk, V. O. Ovsyannikov. RECEIVING AND MECHANICAL PROPERTIES OF THE SILICON ALLOYING STRENGTHENED HIGH-COLLECTIVE CAST IRON.....	52
V. B. Bublykov, Y. D. Bachynskyi, N. P. Moiseeva, V. O. Ovsyannikov, S. M. Medvid. USE OF STEEL WASTE IN THE PRODUCTION OF PEARLITE HIGH-COMPRESSION CAST IRON WITH INCREASED PLASTICITY.....	54
V. B. Bublykov, O. O. Yasynska, O. O. Yasynskyi, D. M. Berchuk. THE INFLUENCE OF THE QUALITY OF LAYER MATERIALS ON THE PROPERTIES OF HIGH-COMPRESSION CAST IRON IN CASTING.....	57
V. B. Bublykov, O. O. Yasynskyi, O. O. Yasynska, D. M. Berchuk. THE INFLUENCE OF ANNEALING ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF COPPER ALLOYED HIGH-COMPRESSION CAST IRON.....	60
Yang Wenjie, O. Akimov. COMPUTER INFORMATION TECHNOLOGY IN FOUNDRY PRODUCTION	62
V. A. Hnatush. METAL CASTINGS MARKET 20 20 -20 22.....	67
S.V. Gnyloskurenko, O.V. Byakova, A.O. Vlasov, D.S. Kitranov. MICROSTRUCTURE OF FOAMED ALUMINUM ALLOYS.....	75
S.V. Gnyloskurenko, O.V. Byakova, V.Yu. Tsivilitsyn, D.S. Kitranov, A.O. Vlasov. ELECTRICAL CONDUCTIVITY OF FOAMED ALUMINUM ALLOYS.....	78
O. V. Derev'yanko, I. A. Nebozhak. SHERWOOD'S CRITERION IS AN INDICATOR FOR THE EFFICIENCY OF INTERACTION PROCESSES BETWEEN COMPOSITE MIXTURE COMPONENTS UNDER ELECTRO-THERMAL ACTION.....	80
V. S. Doroshenko, O. V. Mykhnyan, S. I. Klymenko. PROSPECTIVE DIRECTION OF DIGITAL MODELING AND PROGRAMMING OF 3D PRINTING OF GASIFIABLE POLYMER MODELS.....	84
V. S. Doroshenko, O. B. Yanchenko. ISOTHERMAL HARDENING OF HIGH-CARBON ALLOYS AS AN EFFECTIVE WAY OF IMPROVING THEIR MECHANICAL PROPERTIES.....	88
Yu.V. Dotsenko, V. Yu. Selivorstov. THE INFLUENCE OF VIBRATION AND MODIFICATION ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF THE AL - SI SYSTEM ALLOY POURED INTO A MOLD.....	91
S.D. Yevtushenko, O.V. Akimov, O.I. Ponomarenko. FOUNDRY DEFECTS DURING	

CASTING DURING CRYSTALLIZATION UNDER PRESSURE.....	93
Ye.D. Yevtushenko, T.V. Berlizieva, K.S. Dudko. USE OF ADDITIVES IN SAND-CLAY MIXTURE IN AUTOMATED PRODUCTION.....	95
N.S. Yevtushenko, I.O. Mezentseva, O.I. Ponomarenko, S.M. Mezentsev. ANALYSIS OF THE IMPACT OF HAZARDOUS SUBSTANCES THAT APPEAR DURING THE FOUNDRY PROCESS ON WORKING CONDITIONS AND THE ENVIRONMENT.....	97
N.S. Yevtushenko, O.I. Ponomarenko, M.M. Vorobyov, I.V. Lukyanov. PROPERTIES OF STARTING MATERIALS FOR THE MANUFACTURE OF RODS WITH RESIN BINDERS.....	100
N.S. Yevtushenko, N.Ye.Tverdokhliebova. METHODS FOR ASSESSING INCIDENCE IN FOUNDRY EMPLOYEES: SUBJECTIVE AND OBJECTIVE APPROACHES.....	103
V. G. Yefimova, O. M. Smirnov, E. O. Karpukhin. KINETICS OF THE FILTRATION PROCESS OF ALUMINUM MELT USING CERAMIC FILTERS.....	105
V. G. Yefimova, O. M. Smirnov, Y. O. Smirnov. DETERMINATION OF THE KINETIC CHARACTERISTICS OF THE DISSOLUTION PROCESS OF NON-METALLIC INCLUSIONS IN THE SLAG OF THE INTERMEDIATE BUCKET.....	107
M.I. Zamiatin, V.M. Zamiatin. ATTACHMENT OF FIREPROOF RUBBER FACING LAYER TO THE SURFACE OF THE METAL FOLD.....	109
V. H. Ivanov, V. M. Sazhniev, V.O. Sokulskyi. INCREASING OPERATIONAL RELIABILITY OF CAST PARTS OF CRUSHING AND GRINDING EQUIPMENT.....	113
L.Kh. Ivanova, Ye.V. Kolotylo, V.O. Terekhin. IMPROVING THE QUALITY OF IRON MOLDS.....	115
. V. Kavarynkyi, A. I. Trotsan, Z. P. Sukhenko. CALCULATION OF LIQUID AND SOLID SURFACES IN SYSTEMS Fe - Mn - Si AND Ti - Mn - Si USING THE CALPHAD METHOD.....	118
P. B. Kalyuzhny, O. Y. Shinskyi, V. S. Doroshenko. IMPROVEMENT OF THE STAGED FOUNDRY SYSTEM FOR MOLDING ON GASIFIABLE MODELS.....	123
I. I. Karpenko, S. I. Klymenko, A. M. Verkhovlyuk, S. V. Hnyloskurenko, I. A. Shalevska. DECARBONIZATION AS AN INTEGRAL COMPONENT OF THE INNOVATIVE DEVELOPMENT OF METALLURGICAL AND FOUNDRY INDUSTRIES.....	126
K. G. Kvasnytska, P. B. Kalyuzhny, O. V. Neyma, O. V. Mykhnyan, V. O. Noga. METHODS OF DETERMINING TECHNOLOGICAL PROPERTIES OF CERAMIC MOLDS.....	131

Y. G. Kvasnytska, N. V. Kiryakova, I. V. Oleksenko, T. V. Stepanova. STRUCTURAL STATE OF SUPEREUTECTOID COPPER DOPED STEELS.....	135
S. V. Kyrylakha, O. Ye. Kapustian. ADDITIVE TECHNOLOGIES IN FOUNDRY PRODUCTION.....	138
T. L. Kuznietsova, M. P. Brodnikovskiyi. FEATURES PROSPECTIVE COMPLEX WASTE - FREE TECHNOLOGY OF THE MELTING OF HEAT - STRONG NICKEL ALLOYS.....	140
O. O. Kuzmenko, M. O. Vasylenko. SOME RECOMMENDATIONS REGARDING THE DEVELOPMENT OF THE TECHNOLOGY FOR MANUFACTURING PARTS BY COLD VOLUME STAMPING METHODS.....	144
T. V. Lysenko, O. H. Derevianchenko, M. P. Tur, K. V. Kyselov, K. O. Danilova.. ANALYSIS OF MICROSTRUCTURES OF CAST BILLIONS OF HS6-5-2 HIGH SPEED STEEL.....	147
T.V.Lysenko, Ye.M. Kozishkurt, K.O. Kreitser. USE OF THE HYDRODYNAMICS METHOD OF SMOOTHED PARTICLES IN THE MODELING OF FOUNDRY PROCESSES.....	150
V. Yu. Lysenkov. DETERMINATION OF THE DYNAMIC CHARACTERISTICS OF PRESSING IN THE MANUFACTURE OF DISPOSABLE SAND MOLDS.....	152
V.M. Lomakin, V.M. Kropivnyi, Ye.G. Aftandiliants, S.V. Gnyloskurenko. MODELING AND NUMERICAL STUDY OF SOLIDIFICATION KINETICS OF CAST IRON GRINDING BALLS IN A METAL MOLD.....	154
V. V. Mazur. DIRECTIONS OF THE DEVELOPMENT OF THE THEORY AND TECHNOLOGY OF THE PRODUCTION OF THERMAL INSULATION MATERIALS FOR METALLURGY.....	157
O.V. Masalitina , M.I. Shkliaruk. AUTOMATION AND ROBOTICS IN FOUNDRY PRODUCTION: THE PATH TO EFFICIENCY AND OVERCOMING DIFFICULTIES...158	
S. M. Mezentsev, O.I. Ponomarenko, I. O. Mezentseva, N. S. Yevtushenko. WAYS OF OBTAINING FERRO ALLOYS FROM THE WASTE OF MACHINE-BUILDING ENTERPRISES.....	160
I.O. Mezentseva, N.S. Yevtushenko, O.H. Martynenko. TRENDS OF OCCUPATIONAL DISEASES IN FOUNDRY EMPLOYEES.....	162
A.V. Melnykov. EXPERIENCE OF RECEIVING CASTING USING ADDITIVE MODEL-FREE TECHNOLOGY of MKAST LLC.....	165

A. V. Narivskiy, O. M. Smirnov, Y. P. Skorobagatko, M. S. Goryuk, A. Y. Semenko, S. V. Semiryagin, A. O. Horshkov. APPLICATION OF ELECTROMAGNETIC ACTION AND THE PLASMA COMPONENT IN THE OBTAINING OF SUPEREUTECTIC ALUMINUM ALLOYS.....	167
A. M. Neduzhyi, V.S. Doroshenko, A. G. Prigunova. TRENDS IN THE USE OF ALUMINUM IN MODERN ELECTRIC VEHICLES.....	173
A. M. Neduzhyi, A. G. Borisov, L. K. Shenevidko. STUDY OF THE INFLUENCE OF THE MORPHOLOGY OF THE PRIMARY SOLID PHASE ON THE HARDNESS OF ALUMINUM ALLOY АК7ПЧ.....	176
A. M. Neduzhiy, A. G. Prygunova, L. K. Shenevidko. INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF THE POURING TEMPERATURE, COOLING RATE AND MECHANICAL STIRRING ON THE MACRO- AND MICROSTRUCTURE OF THE SUPEREUTECTIC EXPERIMENTAL PISTON ALUMINUM ALLOY AK16M2MgZh.....	179
O. P. Nesteruk, Y. D. Bachynskiy, N. P. Moiseeva, S. S. Logunov. BASIC TECHNOLOGICAL SOLUTIONS FOR IMPROVING THE MECHANICAL PROPERTIES AND QUALITY OF HIGH-COMPRESSION IRON IN CASTINGS.....	181
D. A. Nikolaiev. RATIONAL ADJUSTMENT OF THE CHEMICAL COMPOSITION OF CAST IRON ON THE BASIS OF THE TECHNOLOGICAL AUDIT OF THE ELECTRIC ARC MELTER.....	183
V. G. Novitskiy, Y. G. Kvasnytska, V. L. Lakhnenko, V. V. Tikhonovych, I. V. Oleksenko, D. I. Lykhovei. APPLICATION OF CAST CHROMIUM STEELS FOR PARTS OF PUMPING EQUIPMENT IN ENERGY AND OIL REFINING INDUSTRY.....	185
O. V. Nogovitsyn, A. G. Prygunova, T. A. Ayupova, O. A. Nosko. EVOLUTION OF THE PHASE COMPOSITION OF HIGH-COMPRESSION ALLOY B95 IN THE TECHNOLOGICAL PROCESS OF CASTING-ROLLING-HEAT TREATMENT.....	190
O. V. Nogovitsyn, S. V. Prygunov. IMPROVING THE QUALITY OF DEFORMABLE ALUMINUM ALLOYS USING COATINGS.....	195
O.O. Pedash, N.O. Lysenko, S.M. Danylov, D.O. Tomkin, V.V. Naumyk. Scientific scientist AND INCREASING THE INTEGRAL PLASTICITY OF THE FERTILIZER ALLOY BY MODIFICATION IN THE MANUFACTURE OF THE RELEVANT DETAILS OF THE GTE.....	198
Yu. P. Petrusha, S.O. Yurchuk. FURNACE EQUIPMENT, EQUIPMENT AND EQUIPMENT FOR THE ELECTROSLAG PRODUCTION OF BIMETAL BILLS.....	201
B.O. Pichynevskiy, T.V. Berlizeva. CHARACTERISTICS OF BREAKING FOUNDRY MOLDS WITH THE HELP OF AN INERTIAL BREAKING GRID.....	203

A. G. Prigunova, M. V. Koshelev, A. G. Borisov. PRIMARY SILICON IN HYPEREUTECTIC ALLOY AL – 16.5 % WT. SI TREATED IN THE LIQUID STATE BY A CHANGING UNIPOLAR PULSED ELECTRIC CURRENT	206
O. S. Roik, O. M. Yakovenko, D. S. Kanibolotskyi, A. M. Verkhovlyuk, R. A. Sergienko, O. A. Shcheretskyi, O. V. Zheleznyak. X-RAY PHASE ANALYSIS OF HIGH-ENTROPY ALLOYS OF THE FeNiCrCuAl AND FeNiCrCuMn SYSTEMS.....	212
A.A. Sevoian, O.V. Akimov. INCREASE OF TECHNICAL AND ECONOMIC INDICATORS DURING THE CASTING OF BRONZE BILLETS.....	215
V.Yu. Selivorstov, Yu.V. Dotsenko, T.V. Selivorstova. STUDY OF THE INFLUENCE OF SILICON CARBIDE MODIFICATION ON THE MACROSTRUCTURE OF THE CAST SECONDARY ALLOY OF THE AL - SI SYSTEM.....	216
Y. Semenko, Zh. V. Parkhomchuk, V. I. Weiss, R. F. Likhatskyi, I. F. Likhatskyi, M. M. Voron, A. M. Tymoshenko, O. V. Zheleznyak. FEATURES OF FE-Mn-Al-C STEEL Smelting BY INDUCTION METHOD.....	219
R. A. Sergiienko, A. M. Verkhovlyuk, O. A. Shcheretskyi, L. D. Taranukhina. THERMODYNAMIC AND PHYSICO-MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH-ENTROPY ALLOYS OF THE FeNiCrCuMn SYSTEM.....	222
R. S. Serhiyko, R. A. Sergiienko, O. M. Yakovenko, V. O. Shcheretskyi, O. V. Zheleznyak, M. I. Naumenko. STRUCTURE OF HIGH-ENTROPY ALLOYS OF THE FeNiCrCuMn SYSTEM.....	226
K. A. Sirenko, V. L. Mazur. ADVANTAGES AND DISADVANTAGES OF BRAKE PADS MADE OF CAST IRON AND MULTI-COMPONENT COMPOSITE MATERIALS.....	230
K. A. Sirenko, O. A. Frolov, V. L. Mazur. DETERMINATION OF THE MECHANICAL PROPERTIES OF CAST IRON BY NON-DESTRUCTIVE METHODS.....	233
Viach. M. Slipchenko, Yu.M. Koval, S.M. Kedrovskyi, V.V. Odnosum, Vic. M. Slipchenko, I.R. Bublei. PRODUCTION AND LABORATORY RESEARCH OF CAST SMART ALLOYS.....	235
O. M. Smirnov, A. Y. Semenko, Y. P. Skorobagatko, M. S. Goryuk, Y. O. Smirnov, V. V. Buryak, A. O. Horshkov, L. M. Lakomska. PROSPECTIVE TECHNOLOGIES FOR IMPROVING THE QUALITY OF CONTINUOUSLY CAST BILLET.....	237
M. O. Solovei, M. M. Voron. CAST ALUMINUM ALLOYS OF Al-Fe-Mn-Ni SYSTEM SUBJECT TO PLASTIC DEFORMATION AND HEAT TREATMENT.....	240

V. O. Strygun, N. M. Voloshyn, S. V. Hnyloskurenko, L. S. Chaplygina. DEVELOPMENT OF STATE STANDARDS OF UKRAINE FOR CAST PRODUCTS ADAPTED TO INTERNATIONAL REQUIREMENTS.....	242
M. I. Tarasevich, O. Y. Shinsky, I. V. Korniets, I. A. Shalevska, O. I. Rybitsky, M. M. Dyachenko. INFLUENCE OF THE MASS RATIO OF THE REINFORCING PHASE AND THE MATRIX ALLOY ON THE FORMATION OF REINFORCED CASTINGS.....	245
N.Ye. Tverdokliebova, O.I Ponomarenko. EXTINGUISHING FIRES AT METALLURGICAL AND MECHANICAL ENGINEERING ENTERPRISES.....	248
A.M. Tymoshenko, O.V. Shmatko, V.P. Lykhoshva, M.O. Kudryavchenko, L.M. Klymenko. INVESTIGATION OF THE HEATING PROCESS OF THE MOVABLE BILLET UNDER THE INFLUENCE OF THE INDUCED EDDY CURRENTS OF THE ELECTROMAGNETIC FIELD DURING THE PROCESSING OF A BIMETALLIC STAFF.....	252
M.S. Trenov, O.I. Ponomarenko. USE OF FULLERENES IN METALLURGY.....	255
M.A. Fesenko, A.M. Fesenko. PROSPECTS FOR THE APPLICATION OF CAST IRON PARTS WITH A FUNCTIONAL-GRADIENT STRUCTURE AND PROPERTIES FOR GLUING TECHNIQUES.....	256
V. M. Fixsen. SIMULATION OF ELECTROMAGNETIC INFLUENCE ON NON-METALLIC INCLUSIONS IN LIQUID METAL USING TRANSPARENT ELECTROLYTES.....	258
M. A. Von Pruss. INFLUENCE OF THE DEPOSITION PROCESS ON THE STRUCTURAL-PHASE STATE OF THE ALLOY AISi 9 Cu 3.....	263
L. V. Frolova. ENSURING DIMENSIONAL AND GEOMETRIC ACCURACY OF CASTINGS: APPROACH TO THE SEARCH OF OPTIMAL DESIGN AND TECHNOLOGICAL SOLUTIONS.....	266
L. V. Frolova. DETERMINATION OF THE INFLUENCE OF FOUNDRY EQUIPMENT PARAMETERS ON THE FORMATION TIME OF "BRAKE PAD" CASTINGS.....	268
V.Ye. Khrychikov, O.V. Menialilo, Ye.H. Aftandiliants, S.H. Hnyloskurenko, O.V. Yarovyj, V.A. Soroka. DEVELOPMENT OF METHODS FOR ELIMINATING SHRINKAGE DEFECTS IN CAST IRON ROLLING ROLLS.....	271
Zhang Jianguang, T. Berlizieva. EXPLORING NEW METHODS, PROGRESSIVE TECHNOLOGIES, AND EQUIPMENT IN FOUNDRY PRODUCTION.....	273

T. G. Tsir, A. G. Vernyub. IMPROVEMENT OF THE PROPERTIES OF CASTINGS FROM OVEREUTECTIC SILUMIN WITH INCREASED IRON CONTENT WITH RHEOCASTING.....	276
I. A. Shalevska, M. M. Dyachenko. TECHNOLOGIES FOR MANUFACTURING CASTINGS WITH SPECIAL PROPERTIES.....	280
P.V. Shelepko, O.I. Ponomarenko, M.M. Vorobiov MANUFACTURING OF A MODEL SET OF FITTING IN A MODERN FOUNDRY.....	283
V. P. Shkolyarenko, O. V. Seredenko, O.L. Goncharov, I.R. Baranov. JUSTIFICATION OF THE RATIONAL TEMPERATURE OF CASTING AMG6 ALLOY UNDER THE EFFECT OF VIBRATION FOR THE FORMATION OF A HOMOGENEOUS STRUCTURE.....	285
V. P. Shkolyarenko, O. V. Seredenko, S.V. Prygunov. ANALYSIS OF THE STRUCTURES OF THE "COPPER-IRON" ALLOY CASTED WITH MECHANICAL STIRRING OF THE MEL IN THE CRUCIBLE OF AN INDUCTION FURNACE.....	290
V. P. Shkolyarenko, D. O. Derecha, N.F.Zubenina, M.I.Smirnov. METHODOLOGY AND RESULTS OF MAGNETO-ACOUSTIC MEASUREMENTS OF PROPERTIES OF "COPPER-IRON" ALLOY.....	296
V. P. Shkolyarenko, V. O. Seredenko, O.V..Chistiakov. JUSTIFICATION OF THE RATIONAL TECHNOLOGICAL PROCESS OF SMELTING "COPPER-IRON" ALLOY.....	300

**XIII МІЖНАРОДНА
НАУКОВО-ПРАКТИЧНА КОНФЕРЕНЦІЯ
МЕТАЛУРГІЯ 2024**

**МАТЕРІАЛІВ XIII МІЖНАРОДНОЇ НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ
«МЕТАЛУРГІЯ» 2024**

С.В. Аджамський, Г.А. Кононенко, Р.В. Подольський. РОЗРОБКА РАЦІОНАЛЬНИХ РЕЖИМІВ 3-D ДРУКУ ДЛЯ ЗНИЖЕННЯ ШОРСТКОСТІ ПОХИЛИХ НИЖНІХ ПОВЕРХОНЬ СПЛАВУ INCONEL 718.....	321
О.І. Бабаченко, Г.А. Кононенко, Р.В. Подольський, О.А. Сафронова. АНАЛІЗ НАПРУЖЕНЬ В ОБЛАСТІ КОНТАКТУ ЗАЛІЗНИЧНОЇ РЕЙКИ ТА КОЛІС РІЗНОГО СПОСОБУ ВИГОТОВЛЕННЯ.....	325
В.М. Бакланський. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ПІД РОЗРОБКУ РАЦІОНАЛЬНОЇ ТЕХНОЛОГІЇ РОЗКИСЛЕННЯ СТАЛІ.....	328
М.М. Бойко, В.О. Петренко, Н.В. Полякова, О.О. Місюра, Д.О. Яковина. АНАЛІЗ ЯКОСТІ ЗАЛІЗОРУДНИХ ОКАТИШІВ ТА МЕТОДІВ ЇЇ ВИЗНАЧЕННЯ.....	234
В.В. Бочка, М.М. Олексієнко, М.В. Ягольник, К.В. Шмат. ДОСЛІДЖЕННЯ РУХУ ШИХТИ В ШИХТОВОМУ БУНКЕРІ БЗП.....	337
В.В. Бочка, М.М. Олексієнко, М.В. Ягольник, К.В. Шмат, А.М. Круглов. ОСОБЛИВОСТІ ВИТОКУ СУМІШЕЙ МАТЕРІАЛІВ З БУНКЕРА БЗП.....	340
В.В. Бочка, М.М. Олексієнко, М.В. Ягольник, К.В. Шмат, Б.Ю. Білий. ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ В БУНКЕРІ БЗП СТОВПА ШИХТИ, ЩО СКЛАДАЄТЬСЯ ІЗ ДЕКІЛЬКОХ МАТЕРІАЛІВ.....	342
О.О. Веприк, В.С. Мамешин. ДОСЛІДЖЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ЗАСТОСУВАННЯ ФЕРОСПЛАВІВ ПРИ РОЗКИСЛЕНІ СТАЛІ.....	345
А.О. Вовк, А.А. Похвалітий, О.А. Чубіна, І.Г. Пасс, А.А. Жбир. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ОРГАНІЗАЦІЇ ПОТОКУ РОЗПЛАВУ НА ЗАХИСНУ ДІЮ АРГОНУ В ПРОЦЕСІ ВИПУСКУ З КОНВЕРТЕРА.....	351
М.О. Гнатенко. ВИКОРИСТАННЯ ШТУЧНОГО ІНТЕЛЕКТУ ТА МАШИННОГО НАВЧАННЯ В МЕТАЛУРГІЇ.....	355
Л.П. Грес, О.В. Гупало, О.О. Єрьомін, Е.В. Геращенко. ВПЛИВ ВОЛОГОСТІ ДОМЕННОГО ГАЗУ НА ПАРАМЕТРИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ДОМЕННИХ ПОВІТРОНАГРІВАЧІВ ПРИ ОПАЛЕННІ ЇХ ПРИРОДНО-ДОМЕННОЮ СУМІШШЮ.....	357
О.М. Гришин, А.А. Надточій, Є.Ю. Мирошніченко, Т.Ю. Чімишенко. ВИКОРИСТАННЯ ТЕХНОГЕННИХ МАТЕРІАЛІВ ПРИ ОТРИМАННІ ГУБЧАТИХ ЛІГАТУР.....	361
О.М. Гришин, А.А. Надточій, О.О. Жадан. ТЕОРЕТИЧНІ ТА ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ КОНВЕРСІЇ ПРИРОДНОГО ГАЗУ ЗА УЧАСТЮ H ₂ O, CO ₂ ТА O ₂	363

О.М. Гришин, А.А. Надточій, С.А. Хромовських. КАТАЛІТИЧНИЙ ВПЛИВ ДОБАВКИ $Fe_{мет.}$ НА ТВЕРДОФАЗНЕ ВІДНОВЛЕННЯ ХРОМУ.....	364
С.І. Губенко, В.М. Беспалько. ВПЛИВ БОРИДНИХ ВКЛЮЧЕНЬ НА МЕХАНІЧНІ ТА ТЕХНОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СТАЛІ 04Х14ТЗР1Ф.....	365
О.В. Гупало, Ю.М. Радченко, П.В. Токмаков. МОДЕРНІЗАЦІЯ КІЛЬЦЕВОЇ ПЕЧІ З МЕТОЮ ЗМЕНШЕННЯ ЕНЕРГОВИТРАТ НА НАГРІВАННЯ МЕТАЛУ.....	369
Л.О. Дан, Л.О. Трофімова, В.О. Маслов. ЩОДО МОЖЛИВОСТІ ВИКОРИСТАННЯ ТОПОКІНЕТИЧНИХ РІВНЯНЬ ДЛЯ ОПИСУ ДРУГОЇ СТАДІЇ КАРБОТЕРМІЧНОГО САМОВІДНОВЛЕННЯ FEO.....	371
І.В. Дерев'янка, О.В. Жаданос, Є.О. Заболотських. ТЕРМОДИНАМІЧНІ ПЕРЕДУМОВИ ВИКОРИСТАННЯ ШЛАКУ ФЕРОМАРГАНЦЮ З РОЗКИСЛЕННЯМ ЙОГО КАРБІДОМ КРЕМНІЮ ПРИ ВИПЛАВЦІ СТАЛІ ГАДФІЛЬДА.....	373
Д.В. Єськов, Є.М. Сігарьов, А.А. Похвалітий, І.Г. Пасс. ЗАКУПОРЮВАННЯ СОПЕЛ Т-ПОДІБНОГО НАКОНЕЧНИКА ФУРМИ.....	375
В.В. Єфіменко, М.М. Бойко, О.О. Ремесло, А.М. Круглов, В.Е. Трещов. ПІДВИЩЕННЯ ЕНЕРГОЕФЕКТИВНОСТІ ВИРОБНИЦТВА ЗАЛІЗОРУДНИХ ОКАТИШІВ ШЛЯХОМ ВИКОРИСТАННЯ БІОМАСИ.....	382
О.В. Жаданос, І.В. Дерев'янка, В.Г. Мацишин В.Г., Є.А. Шепетяк. ПРОГНОЗУВАННЯ ТЕМПЕРАТУРИ СТАЛЕВОГО РОЗПЛАВУ У КОВШОВОМУ ВАКУУМАТОРІ.....	385
С.В. Журавльова, А.Ф. Марко, В.С. Мамешин, М.М. Бойко. ОСОБЛИВОСТІ ВИКОРИСТАННЯ БІОМАТЕРІАЛІВ У СТАЛЕПЛАВИЛЬНОМУ ВИРОБНИЦТВІ.....	387
С.В. Журавльова, О.А. Танчев, Є.В. Батура, І.В. Журавльова. ЗАКОНОМІРНОСТІ ПОЗАПІЧНОЇ ОБРОБКИ СТАЛЕЙ З НАДНИЗЬКИМ ВМІСТОМ СІРКИ.....	389
С.В. Журавльова, Р.Б. Дутній, В.С. Мамешин, Є.Є. Жук. УТИЛІЗАЦІЯ АЛЮМІНІЄВИХ ВІДХОДІВ В УМОВАХ ПОЗАПІЧНОЇ ОБРОБКИ СТАЛІ.....	391
В.Г. Кисляков, О.Л. Руденко, В.П. Петруша. ВИВЧЕННЯ РАЦІОНАЛЬНОГО СКЛАДУ СУМІШІ ДЛЯ КОМПЛЕКСНОГО РАФІНУВАННЯ РІДКОГО ЧАВУНУ НА ЕТАПІ ПОЗАПІЧНОЇ ОБРОБКИ.....	393
Ю.В. Костецький, М.О. Вдовін, Е.О. Педченко, Г.О. Полішко, В.П. Петренко, В.А. Зайцев. ОТРИМАННЯ ФЕРОВАНАДІЮ В УМОВАХ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОЇ ПЛАВКИ	395

А.В. Круть, А.А. Похвалітий, М.Р. Руденко, Д.С. Кондрашенков. ДОСЛІДЖЕННЯ ФАКТОРІВ ЗМЕНШЕННЯ ОКИСЛЕНОСТІ РОЗПЛАВУ В ПРОЦЕСІ ВИПУСКУ З ДУГОВОЇ СТАЛЕПЛАВИЛЬНОЇ ПЕЧІ.....	402
Г.Ю. Крячко, Є.М. Сігарьов, В.В. Філіп'єв. ВПЛИВ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ УМОВ ДОМЕННОЇ ПЛАВКИ НА ЯКІСТЬ ПЕРЕРОБНОГО ЧАВУНУ.....	407
О.М. Кулік, Т.О. Кулік. ТЕРМОМЕХАНІЧНИЙ АСПЕКТ ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТРУБ З ГОРЛОВИНОЮ ВІДНОСНО МАЛОГО ДІАМЕТРУ РОТАЦІЙНОЮ ОБКАТКОЮ.....	409
І.О. Маначин, А.П. Шевченко, М.О. Рибальченко, С.С. Рибальченко. ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ ВЗАЄМОДІЇ ОКСИДУ КАЛЬЦІЮ ТА СІРКИ У РОЗПЛАВІ ПРИ ІНЖЕКЦІЙНИХ ПРОЦЕСАХ ДЕСУЛЬФУРАЦІЇ ЧАВУНУ З ВДУВАННЯМ ВАПНА ТА РОЗРОБКА МОДЕЛЕЙ ДЛЯ УПРАВЛІННЯ ПРОЦЕСОМ.....	413
А.Г. Мешкова, О.В. Саввін, М.В. Сухарева, С.Є. Суліменко. ДОСЛІДЖЕННЯ ШЛЯХІВ ПІДВИЩЕННЯ ЕКОЛОГІЧНОЇ БЕЗПЕКИ ЕЛЕКТРОСТАЛЕПЛАВИЛЬНОГО ВИРОБНИЦТВА.....	415
А.Г. Мешкова, О.В. Саввін, М.В. Сухарева, С.Є. Суліменко. ПРОПОЗИЦІЇ ЩОДО УДОСКОНАЛЕННЯ РОБОТИ ОБОРОТНИХ СИСТЕМ ВОДОПОСТАЧАННЯ ЛИВАРНИХ ЦЕХІВ.....	421
І.Г. Муравйова, Д.М. Тогобицька, А.І. Белькова, М.Г. Іванча, В.І. Вишняков, Д.А. Степаненко, В.Р. Щербачов. ЕКСПЕРТНА СИСТЕМА ВИБОРУ ОПТИМАЛЬНОГО СКЛАДУ БАГАТОКОМПОНЕНТНОЇ ШИХТИ НА ОСНОВІ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ ФІЗИКО-ХІМІЧНИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ З УРАХУВАННЯМ РОЗПОДІЛУ КОМПОНЕНТІВ В ДОМЕННІЙ ПЕЧІ.....	425
І.Г. Муравйова, М.Г. Іванча, В.І. Вишняков, В.Р. Щербачов. АНАЛІЗ ВІДОМИХ МЕТОДІВ ВИЗНАЧЕННЯ ФОРМИ ТА ПОЛОЖЕННЯ ПЛАСТИЧНОЇ ЗОНИ В ДОМЕННІЙ ПЕЧІ.....	429
К.Г. Нізяєв, М.М. Бойко, Д.Ю. Ковальов, Еконго Муель Одрей Макс. ЗАСТОСУВАННЯ ТЕХНОЛОГІЇ КОМПОЗИТНИХ DRI ОКАТИШІВ ПРИ УТИЛІЗАЦІЇ ВІДХОДІВ МЕТАЛУРГІЙНОГО ВИРОБНИЦТВА.....	432
К.Г. Нізяєв, А.В. Скрипник, В.І. Мусійко, О.М. Стоянов, С.Б. Бойченко. ТЕРМОДИНАМІЧНІ СХЕМИ ВІДНОВЛЕННЯ АКТИВНИХ РЕАГЕНТІВ В ЗОНІ ГОРІННЯ ЕЛЕКТРИЧНОЇ ДУГИ.....	435
К.Г. Нізяєв, А.В. Скрипник, О.М. Стоянов, В.О. Рубан, Я.А. Кириленко. ДО ПИТАННЯ ДЕСУЛЬФУРАЦІЇ СТАЛІ.....	437

К.Г. Нізяєв, О.В. Узлов, Д.С. Зотов, Л. Нойберт. ПІДВИЩЕННЯ ЧИСТОТИ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ ПО НЕМЕТАЛЕВИМ ВКЛЮЧЕННЯМ ЗАВДЯКИ РОЗКИСЛЕННЮ КАРБІДОМ КАЛЬЦІЮ НА ФІНАЛЬНІЙ СТАДІЇ ВИПЛАВЛЕННЯ.....	440
К.Г. Нізяєв, Т.А. Шашкін, О.М. Стоянов, Є.В. Синегін, В.О. Рубан, Є.П. Лапшин. КОВШОВА ОБРОБКА СТАЛІ.....	442
Р.Є. Острянін, Р.Ф. Федоров, Є.В. Синегін, І.В. Журавльова, А.І. Торін. ВПЛИВ ПРОДУВКИ СТАЛІ В ПРОМКОВШІ МБЛЗ АРГОНОМ НА ОРГАНІЗАЦІЮ ПОТОКІВ ТА РАФІНУВАННЯ СТАЛІ.....	444
С.П. Пантейков, А.А. Романенко, Я.І. Бондаренко, І.І. Узунов, О.М. Осташко. РОЗРОБКА АГРЕГАТУ І ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ РІДКОЇ СТАЛІ СПОСОБОМ ПРЯМОГО ВІДНОВЛЕННЯ ЗАЛІЗА.....	447
С.П. Пантейков, Л.П. Семеруніна, О.С. Пантейкова, М.А. Чернуха. РОЗРОБКА КОНСТРУКЦІЙ ДУТТЬОВИХ ПРИСТРОЇВ ДЛЯ РЕАЛІЗАЦІЇ КОНВЕРТЕРНИХ ПРОЦЕСІВ З КОМБІНОВАНОЮ ПРОДУВКОЮ КИСНЕМ.....	449
М.В. Петряков, Л.П. Грес, О.В. Гупало, В.І. Верещак, О.О. Єрьомін, А.С. Григор'єв. ВИКОРИСТАННЯ СУМІШІ ПОВІТРЯ, ДИМОВИХ ГАЗІВ ТА ТЕХНОЛОГІЧНОГО КИСНЮ В ЯКОСТІ ОКИСНЮВАЧА ПРИ ОПАЛЕННІ ДОМЕННИХ ПОВІТРОНАГРІВАЧІВ.....	453
А.А. Похвалітий, Є.М. Сігарьов, О.А. Чубіна, Б.В. Недайвода. ПАРАМЕТРИ НАКОНЕЧНИКІВ КИСНЕВИХ ФУРМ 250-Т КИСНЕВИХ КОНВЕРТЕРІВ З ПОПЕРЕДНІМ ПІДІГРІВОМ БРУХТУ.....	457
Ю.М. Радченко, О.В. Гупало, В.В. Романько. РОБОТА НАГРІВАЛЬНОГО КОЛОДЯЗЯ В СУЧАСНИХ УМОВАХ.....	460
В.Г. Раздобреєв, К.Ю. Ключніков, Д.Г. Паламар, О.І. Лещенко. АНАЛІТИЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ПРОЦЕСУ ПРОТЯГУВАННЯ ШТАБИ ЧЕРЕЗ ЗГИНО-РОЗТЯГУВАЛЬНИЙ ПРИСТРІЙ НА ЗМІНУ ЕНЕРГОСИЛОВИХ ПАРАМЕТРІВ ПРОЦЕСУ.....	464
В.О. Рубан, О.М. Стоянов, О.А. Чубіна, Є.В. Синегін, С.В. Волох. ШЛАКОВИЙ РЕЖИМ ПРИ ОБРОБЦІ СТАЛІ НА УСТАНОВЦІ «КІВШ-ПІЧ».....	469
В.О. Рубан, О.М. Стоянов, Є.В. Синегін, І. Мамузіс. ТЕПЛОВІ ВТРАТИ ПРИ ОБРОЦІ СТАЛІ НА УСТАНОВЦІ «КІВШ-ПІЧ».....	471
Ю.С. Семенов, В.В. Горупаха, С.В. Ващенко, Д.В. Пінчук, М.Б. Болотов. ОСНОВНІ ПОЛОЖЕННЯ ВИРОБНИЦТВА ЧАВУНУ ПРИ ЗБІЛЬШЕННІ ВМІСТУ ОКАТИШІВ У	

СКЛАДІ ШИХТИ НА ПРИКЛАДІ ДОМЕННИХ ПЕЧЕЙ ПРАТ "КАМЕТ-СТАЛЬ".....	473
Є.В. Синегін, Р.Є. Острянін, І.В. Журавльова, М.Г. Єрмілко, N. Raymakers. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ БІЧНОГО ПОТОКУ РІДИНИ НА ДІАМЕТР ВІДРИВУ ГАЗОВОЇ БУЛЬБАШКИ ПРИ ДОННІЙ ПРОДУВЦІ.....	478
О.М. Смірнов, В.Є. Ухін, В.О. Тунік. ОЦІНКА ВПЛИВУ ОСНОВНИХ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ БЕЗПЕРЕРВНОГО РОЗЛИВАННЯ НА ХАРАКТЕР ТВЕРДІННЯ МІДНОЇ ЗАГОТОВКИ В КРИСТАЛІЗАТОРІ РОТОРНОЇ МБЛЗ.....	481
О.М. Стоянов, В.І. Мусійко, Є.В. Синегін, В.О. Рубан, Д.О. Волжин. ДОСЛІДЖЕННЯ АДСОРБЦІЙНОЇ ЗДАТНОСТІ ШЛАКОВОГО РОЗПЛАВУ СИСТЕМИ $CaO-Al_2O_3-SiO_2$	485
Л.І. Тарасюк. К ПИТАННЮ ПРО ПОРІГ ВИКОРИСТАННЯ ІТРІЮ В ЯКОСТІ МОДИФІКАТОРА ТРУБНИХ СТАЛЕЙ.....	487
Д.І. Терепенчук, О.М. Стоянов, В.О. Рубан. АНАЛІТИЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ РОБОТИ ДОМЕННИХ ПЕЧЕЙ ПРИ ЗБІЛЬШЕНІЙ ДОЛІ ОКАТИШІВ В ШИХТІ.....	490
Д.А. Терехов, О.М. Стоянов, М.В. Галушкін, Є.В. Синегін. МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ЗАПОВНЕННЯ 6-ТИ СТРУМКОВОГО ПРОМІЖНОГО КОВША РІДКИМ МЕТАЛОМ З ВИКОРИСТАННЯМ ПРОГРАМНОГО КОМПЛЕКСУ NOVAFLOW & SOLID CV 4.6R4.....	492
Д.М. Тогобицька, А.І. Белькова, Д.О. Степаненко, А.В. Бочаров. МЕТОД ОЦІНКИ ЕФЕКТИВНОСТІ ДЕСУЛЬФУРАЦІЇ СТАЛІ НА УСТАНОВЦІ КІВШ-ПІЧ.....	495
Д.М. Тогобицька, І.Р. Поворотня, О.В. Кукса, Н.Є. Ходотова. ПРОГНОЗУВАННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ МЕТАЛУРГІЙНИХ РОЗПЛАВІВ НА ОСНОВІ КОНЦЕПЦІЇ СПРЯМОВАНОГО ХІМІЧНОГО ЗВ'ЯЗКУ.....	500
О.Ю. Худяков, С.В. Ващенко, К.В. Баюл, М.М. Бойко, Н.В. Полякова. РОЗРОБКА УНІВЕРСАЛЬНОГО МЕТОДУ ПРОГНОЗУВАННЯ ЩІЛЬНОСТІ БРИКЕТІВ З МОНОКОМПОНЕНТНИХ ШИХТ.....	502
А.Г. Чернятевич, Є.М. Сігарьов, Л.С. Молчанов, А.А. Похвалітий, Д.С. Кондрашенков. УСТАНОВКА ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО МОДЕЛЮВАННЯ НАГРІВУ МЕТАЛЕВОГО БРУХТУ В КОНВЕРТЕРІ.....	505
А.Г. Чернятевич, Є.М. Сігарьов, Л.С. Молчанов, А.А. Похвалітий, Д.С. Кондрашенков, О.А. Чубіна. ВІДЕОФІКСАЦІЯ ФІЗИКО-ХІМІЧНИХ ПРОЦЕСІВ В ПОРОЖНИНІ КОНВЕРТЕРА ПІД ЧАС НАГРІВУ МЕТАЛЕВОГО БРУХТУ.....	507

М.В. Ягольник, В.В. Бочка, О.О. Ремесло, К.В. Шмат, М.О. Фурсов. ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ БРИКЕТУВАННЯ ТЕХНОГЕННИХ МЕТАЛУРГІЙНИХ ВІДХОДІВ.....	512
A.T.Mamedov, N.Sh.Ismailov, A.I.Babaev, M.Ch.Guseinov, İ.A.Aliyev. STATE AND DEVELOPMENT TRENDS OF METALLURGY IN AZERBAIJAN.....	515
Jafarova A.A. MODERN TRENDS IN THE CREATION OF MATERIALS FOR ANTI-FRICTION UNITS.....	519

УДК 658.52:621.762.8

С.В. Аджамський¹, Г.А. Кононенко^{1,2}, Р.В. Подольський^{1,2,3}

¹ LLC «Additive Laser Technology of Ukraine», м. Дніпро, info@alt-print.com

² Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, м. Дніпро

³ Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

РОЗРОБКА РАЦІОНАЛЬНИХ РЕЖИМІВ 3-D ДРУКУ ДЛЯ ЗНИЖЕННЯ ШОРСТКОСТІ ПОХИЛИХ НИЖНІХ ПОВЕРХОНЬ СПЛАВУ INCONEL 718

Сучасні вимоги до виробництва елементів ракетних і авіаційних двигунів мають значний акцент на досягнення високої якості, точності та складної геометрії деталей, що часто виготовляються з використанням спеціальних матеріалів, таких як суперсплав Inconel 718. Однак, традиційні методи виробництва зустрічають виклики щодо виготовлення виробів складної форми та досягнення високих вимог до точності, що призводить до збільшення виробничих витрат через потребу в спеціалізованому обладнанні та багатоетапному процесі виготовлення [1-2].

У цьому контексті, адитивні технології, зокрема, засновані на селективному лазерному плавленні (СЛП), стають об'єктом зростаючого інтересу та досліджень. Вони відкривають нові можливості для вирішення проблем, пов'язаних з забезпеченням складної геометрії та точності виготовлення деталей, що вимагаються в авіаційній та ракетній промисловості. Адитивні технології дозволяють виготовляти складні деталі без значних обмежень на їх геометричну складність, що робить їх особливо привабливими для застосування у виробництві деталей з суперсплавів, таких як Inconel 718 [3].

Цей досвід підтверджує можливість значного зниження виробничих витрат та скорочення часу виготовлення завдяки використанню адитивних технологій у виробництві складних деталей для ракетних і авіаційних двигунів. У цьому контексті, відповідне дослідження та розробка нових методів і технологій виготовлення стають надзвичайно важливими для подальшого розвитку даної галузі [4-5].

Метою роботи було дослідити вплив параметрів виготовлення за технологією селективного лазерного плавлення з товщиною робочого шару 30 мкм при постійній потужності 100 Вт із зміною швидкостей сканування лазера від 0,6 до 2,2 м/с та кутом нахилу 90° (вертикальні), 70° та 45° на шорсткість нижньої поверхні деталі (down-skin).

Вихідний матеріал для виготовлення зразків був порошок сплаву Inconel 718, який досліджували за допомогою растрового електронного мікроскопа РЕМ-106 (рис. 1, а) для визначення форми і розмірів частинок. На рис. 1 (б) наведені результати гранулометричного аналізу. Контроль шорсткості було проведено з застосуванням профілометру BioBase R220 з довжиною контролю 1,25 мм.

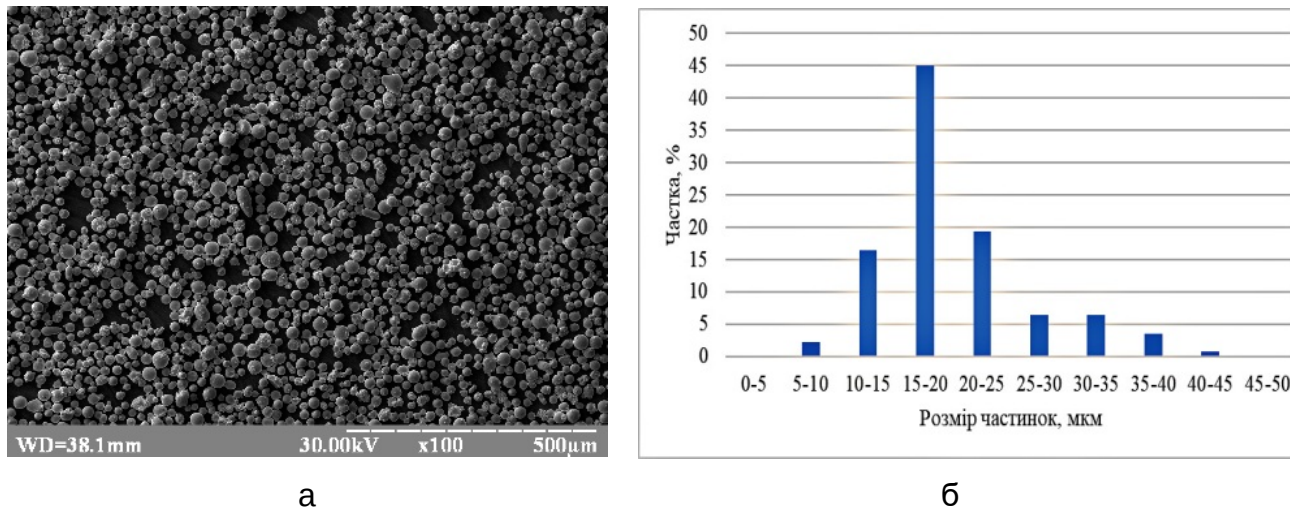


Рисунок 1 - Частинки матеріалу Inconel 718 при збільшенні 100 (а), результати гранулометричного аналізу (б)

Швидкість сканування лазерного променя для нижньої поверхні (down-skin) змінювали в діапазоні 0,6...2,2 м/с з кроком 0,4 м/с. Постійними параметрами процесу були: потужність променя – 100 Вт, товщина робочого шару – 30 мкм, відстань між проходами сканування лазера – 0,05 мм, діаметр променя лазера – 0,12 мм, середовище процесу – аргон. Загальний вигляд дослідних зразків після виготовлення представлений рис. 2 [5], вони являли собою пластини з нахилом до горизонтальної площини під кутом 90° (вертикальні), 70° та 45°.

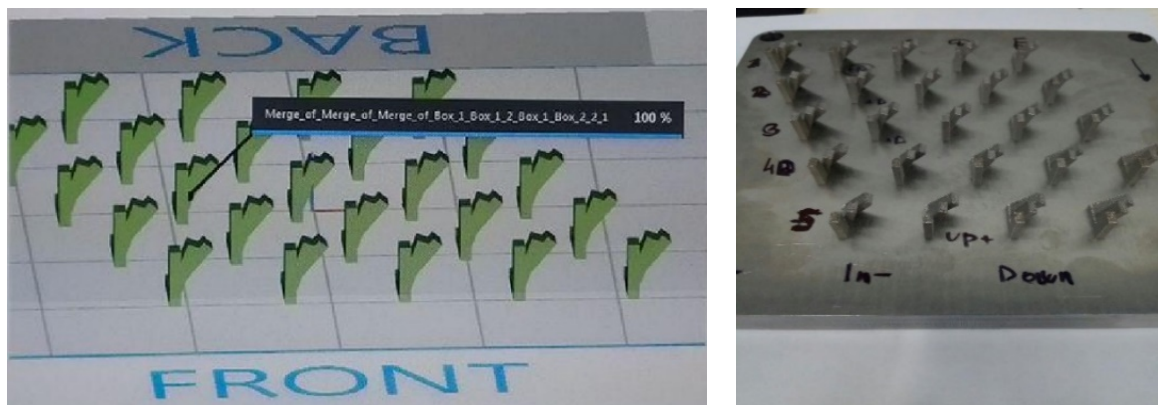


Рисунок 2 – Загальний вигляд [5]

Зразки, що надруковані при 90° при швидкості сканування 0, ...1,8 м/с мають дефект по поверхні зразка у вигляді вплавлених частинок. На зразках з нахилом 45° , що виготовленні зі швидкістю сканування 1...2,2 м/с, спостерігали рівномірні надруковані шари, які не мають явних дефектів. При дослідженні поверхні зразків оптичними методами встановлено, що зразки з нахилом 70° та швидкістю сканування 0,6...1,4 м/с мають чітко сформовані рівно збудовані треки, які не мають явних відхилень. Було проведено аналіз шорсткості дослідних зразків, результати яких представлені на рис. 3.

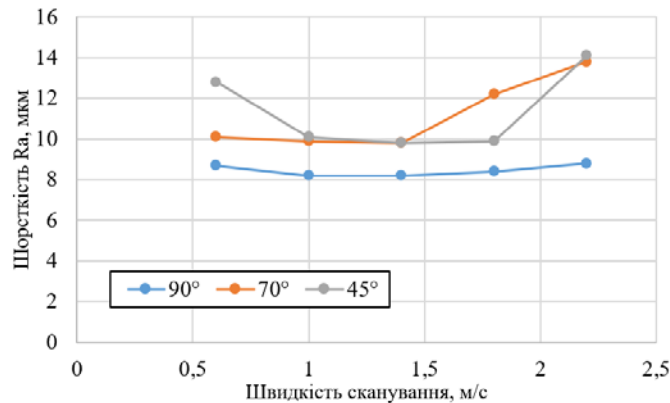


Рисунок 3 – Результати контролю шорсткості дослідних зразків, що надруковані при різних параметрах швидкості сканування та куту нахилу поверхонь

В результаті контролю шорсткості встановлено, що дослідні зразки, які було надруковано з кутом нахилу до поверхні побудови 90° , 70° та 45° , що були виготовлені за умов зміни швидкостей сканування в діапазоні 1...1,4 м/с мають найбільш низьку шорсткість: ~8,2...10,1 мкм. Слід зазначити, що зразки, надруковані при 90° , мають значення шорсткості в діапазоні від 8,2 до 8,8 мкм. Таким чином встановлено, що при швидкості сканування 1...1,4 м/с при кутах нахилу 90° , 70° та 45° нижня поверхня (down-skin) має найменшу шорсткість, а ці режими є раціональними для використання для виготовлення деталей відповідального призначення з забезпеченням вимог до шорсткості поверхні готових виробів.

ВИСНОВКИ

- Грунтуючись на результатах контролю шорсткості зразків з різними кутами нахилу та швидкості сканування, було рекомендовано режими виготовлення області down-skin - 1...1,4 м/с при кутах нахилу 90° , 70° та 45° .
- Встановлено, що при виготовленні деталей відповідального призначення для отримання шорсткості в діапазоні 9,8...10,1 мкм в області down-skin, залежно від кута

нахилу поверхні, а саме 70° та 45°, при постійній потужності 100Вт, швидкість сканування має бути в межах 1...1,4 м/с.

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: http://eir.pstu.edu/bitstream/handle/123456789/17421/%D0%A3_%D0%BA%D0%B0%D1%8F%20%D0%BD%D0%B0%D1%83%D0%BA%D0%B0_2020_%D0%A2_1.pdf
2. Аджамський С.В., Кононенко Г.А., Подольський Р.В. (2020) Вплив технологічних параметрів SLM-процесу на пористість металовиробів. Автоматичне зварювання, 10, 14–20. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2020.10.03>
3. Аджамський С.В., Кононенко Г.А., Подольський Р.В. (2021) Підвищення продуктивності слп-процесу шляхом регулювання діаметра фокусної плями променю лазерного пучка. Автоматичне зварювання, 5, 21–27. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2021.05.03>
4. S. V. Adzhamsky, H. A. Kononenko, and R. V. Podolskyi, Analysis of Structure after Heat Treatment of Inconel 718 Heat-Resistant Alloys Made by SLM-Technology, Metallofiz. Noveishie Tekhnol., 43, No. 7: 909–924 (2021) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.43.07.0909.
5. Аджамський С.В., Кононенко Г.А., Подольський Р.В. (2022) Дослідження впливу зміни швидкості сканування лазера на область поверхні з жароміцного сплаву Inconel 718. Міжнародна конференція «Литво. Металургія 2022», 179–182.

УДК 669.14.018.29:669.11

О.І. Бабаченко, Г.А. Кононенко, Р.В. Подольський, О.А. Сафронова

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

АНАЛІЗ НАПРУЖЕНЬ В ОБЛАСТІ КОНТАКТУ ЗАЛІЗНИЧНОЇ РЕЙКИ ТА КОЛІС РІЗНОГО СПОСОБУ ВИГОТОВЛЕННЯ

В сучасному світі безпека та надійність залізничного транспорту є однією з ключових складових, яка безпосередньо впливає на життя та економічний розвиток країни.

В контексті постійного зростання вантажопотоків та ускладнення кліматичних умов, експлуатація залізничного рухомого складу стає все більш вимогливою та складною задачею [1].

Одним із ключових аспектів безпеки руху поїздів є якість, стійкість та надійність металопродукції залізничного призначення. Завдяки нею забезпечується ефективна взаємодія коліс та рейок, що в свою чергу впливає на безпеку руху та техніко-економічні показники господарств колії та рухомого складу [2]. Однак, зі збільшенням навантажень на вісь до 35 тон та ускладненням кліматичних умов, таких як область дуже низьких температур, виникає ряд викликів, пов'язаних з інтенсивністю зношування коліс рухомого складу та утворенням дефектів на рейках [3].

Стійкість та надійність металевих компонентів, таких як бандажі коліс та рейки, є вирішальними факторами у забезпеченні безпеки та ефективності залізничного транспорту. Вагомий внесок у розв'язання цих проблем зроблено завдяки науковим дослідженням, серед яких варто відзначити роботи групи В. М. Верховського, що показали важливість використання сплавів середньої твердості для бандажів коліс, та інших науковців, які розвинули методи твердорозчинного зміцнення металу та зниження його вуглецевого вмісту [4-5].

Враховуючи сучасні вимоги до безпеки та надійності залізничного транспорту, важливим є подальший розвиток методів зміцнення та оптимізації властивостей металопродукції. Це включає досягнення оптимального рівня твердості та стійкості металу, а також розробку нових методів формування його структурного стану. Враховуючи ці аспекти, можна забезпечити продовження терміну служби залізничного транспорту та зменшити ймовірність виникнення аварійних ситуацій, що підвищить загальний рівень безпеки та ефективності системи залізничного транспорту [6-7].

Аналіз сил і напружень, що діють на колісну пару в експлуатації, показує, що напруження в контактні колеса з рейкою і гальмівною колодкою є основною причиною всіх пружно-пластичних деформацій і в значній мірі теплових явищ, що призводять до руйнування поверхні катання. Ці сили сприяють розвитку процесів втоми в ободі і диску колеса, викликаючи небезпеку його руйнування.

Передача навантаження від колеса на рейку відбувається на дуже невеликому порівняно з розмірами коліс і рейок майданчику. Матеріали цього майданчику відчувають дуже великі напруження.

Поверхні кочення нових рейок і щойно обточених коліс мають конічні форми. З огляду на невелику ступінь конічних поверхонь ($1/20$), при розрахунку контактних на-

пружень поверхонь катання рейки і колеса приймають за циліндричну, а контакт колеса з рейкою можна розглядати як контакт циліндра з циліндром - один поперек іншого. Майданчик контакту надзвичайно малий, і це зумовлює високі контактні напруження. У типовому випадку [8] контакт має місце на квазіеліптичному майданчику розмірами $\approx 13 \text{ мм}^2$.

Зазвичай контактні напруження на поверхні кочення колеса вантажного вагона знаходяться в межах 1300 - 1700 МПа [9]. Збільшення осьового навантаження призводить до зростання герцевських контактних напружень пропорційно ступеня $1/3$ від її величини.

Напруження в контакті колесо-рейка призводять до пошкоджень, переважна більшість яких можна класифікувати як знос поверхні катання, дефекти теплового характеру, що виникають в ободі в процесі гальмування і ковзання колеса, дефекти втомного походження і його крихке руйнування. Оскільки лите колесо має на 10-15% більше значення контактних напружень, ніж більш «легке» суцільнокатане щодо звичайних напружень для вантажного вагона, то воно має і більшу ймовірність виникнення негативних наслідків від дії підвищених напружень.

Висновки:

1. В процесі експлуатації залізничне колесо і рейка зазнають значного механічного та теплового впливу в результаті їх взаємодії. Підвищення контактних напружень в литому колесі приведе до підвищення зносу поверхні кочення, виникненні на ній більшої кількості дефектів термічного походження, зниження контактної-втомної міцності та його крихкого руйнування.

Література

1. R. Harder. Creep Force – Creepage and Frictional Work Behaviour in Non-Hertzian Counter Formal Rail/Wheel Contacts. Proceedings of INHA'99 STS-Conference on Wheel/Rail Interface. Moscow. 1999. V. 1. p. 207 – 214.
2. B. Paul. J. Hashemi. User's Manual for Program CONTACT. Technical Report No. 4. FRA/ORD-78/27/PB286097. NTIS. Springfield. VA. Sept. 1977.
3. Большаков В.И., Долженков И.Е., Зайцев А.В. «Оборудование термических цехов. технологии термической и комбинированной обработки металлопродукции». Изд.2-е. Днепропетровск. РИА Днепр-VAL. 2010 г. -619с

4. Розробка сталей для металопродукції залізничного призначення. Бабаченко О.І., Кононенко Г.А., Рослик О.В., Майстренко К.М., Подольський Р.В. Дніпро. «Домінанта-принт».2021. 298 с.
5. Babachenko, O.I., Kononenko, H.A., Podolskyi, R.V. et al. Steel for Railroad Rails with Improved Operating Properties. Mater Sci 56, 814–819 (2021). <https://doi.org/10.1007/s11003-021-00499-110>.
6. Бабаченко О., Кононенко Г., & Подольський Р. (2021). Розробка розрахункової моделі зміни температури рейкової сталі К76Ф для визначення параметрів термічної обробки. Science and Innovation. 17(4). 25–32. <https://doi.org/10.15407/scine17.04.025>
7. D. Davis. Railway Track Structures. 1977. 12. p.14-16
8. Обобщение передового опыта тяжеловесного движения: вопросы взаимодействия колеса и рельса: пер. с англ. У.Дж. Харрис и др. М.: Интекст, 2002. 408 с.
9. Loktev A.A., Sycheva A.V., Vershinin V.V. Modeling of Work of a Railway Track at the Dynamic Effects of a Wheel Pair // Proceeding of the 2014 International Conference on Theoretical Mechanics and Applied Mechanics, Venice, Italy, March 15—17, 2014. Pp. 16—19

ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», Навчально-науковий інститут сучасних технологій, м. Дніпро

ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ПІД РОЗРОБКУ РАЦІОНАЛЬНОЇ ТЕХНОЛОГІЇ РОЗКИСЛЕННЯ СТАЛІ

Для оцінки впливу способів розкислення стали марки СтЗсп на залишковий вміст кисню в металі проведено серію дослідних лабораторних плавок високотемпературної печі Таммана.

Як вихідний матеріал використовували проби металу, відібрані з 360-тонного конвертера металургійного комбінату «Азовсталь» перед розкисленням з масовою часткою, %: вуглецю $0,04 \pm 0,07$; марганцю $0,07 \pm 0,14$; сірки $0,020 \pm 0,030$; фосфору $0,008 \pm 0,015$ та миш'яку $0,045 \pm 0,075$.

Наважку металу масою $0,6 \pm 0,7$ кг поміщали в алундовому тиглі в піч і розплавляли. У рідкий метал вводили феромиш'як, що містить 32,5 % As, з розрахунку отримання сталі $0,08 \pm 0,15$ % As і нагрівали сплав до 1600 ± 1650 °С. Плавлення виробляли в атмосфері чистого аргону (99,8% Ar), який подавали зі швидкістю $0,05$ м³/рік робочу зону печі для створення в ній нейтральної атмосфери. Температуру контролювали термопарою ПР 30/6, що працює в комплексі з переносним потенціометром Р307, застосування якого виключало вплив струмів наведення на показання приладів.

Розкислення стали дослідних плавок проводили за одним із варіантів:

- кусковими матеріалами (осаджувальне розкислення металу);
- порошкоподібними розкислювачами;
- рідкими феросплавами;
- екзотермічними сумішами.

За кожним варіантом розкислень проведено 5 плавок, під час яких відбирали по 12 проб. Першу пробу відбирали після досягнення заданої температури перед розкисленням. Після розкислення за будь-яким варіантом метал перемішували протягом 5 з аргонем і відбирали проби через кожні 2 хв. протягом 20 хв. Відбір проб проводили шляхом засмоктування кварцову трубку діаметром 8 мм. При відборі першої проби кварцову трубку попередньо поміщали алюмінієву стружку в кількості 1 % маси проби ($0,2 \pm 0,3$ г).

З кожної проби металу виготовляли по три стандартні зразки циліндричної форми (діаметром і висотою 6 мм) для визначення вмісту кисню в них методом вакуум-плавлення на ексхалографі «Бальцерс» ЕА-1 та апараті ТС-136 фірми «Леко».

Дані хімічних аналізів на вміст кисню з кожних п'яти паралельно проведених плавок із застосуванням одного з варіантів розкислення піддавали статистичній обробці з метою виключення непредставницьких даних та отримання кривої нормального розподілу.

Розкислення сталі осаджуючим методом. В способі розкислення основними елементами-розкислювачами були кремній і марганець, які вводили у вигляді феросиліцію в поєднанні з силікомарганцем або металевим марганцем, а також алюміній. Розкислювачі подавали на поверхню металевої ванни у шматках розміром 5÷10 мм.

Хімічний аналіз проб металу виявив, що масова частка вуглецю у зазначеній серії плавок змінювалася в межах від 0,05 перед розкисленням до 0,16÷0,13 % наприкінці розкислення. Вміст кремнію і марганцю у цих сталях змінювалося межах, допустимих для сталі марки СтЗсп.

З наведених у табл. 1 усереднених даних щодо зміни вмісту алюмінію, кремнію та кисню в рідкому металі слідує, що розчинення феросплавів протікає протягом 3÷4 хв. При перемішуванні аргоном склад сталі остаточно процесу змінюється незначно. Зниження вмісту кисню у металі протікає інтенсивно у початковий період розкислення. Починаючи з 18 хв. після розкислення, спостерігається повторне окиснення металу киснем.

Таблиця 1 – Зміна складу ванни по ходу розкислення осаджуючим способом

Час відбору проб у процесі розкислення, хв.	Масова частка у пробах металу, %		
	Al	Si	[O]
Перед введенням розкислювачів	-	0,07	0,0214
Після введення розкислювачів	0,054	0,31	0,0210
2	0,054	0,31	0,0092
4	0,050	0,31	0,0094
6	0,055	0,29	0,0112
8	0,053	0,33	0,0098
10	0,051	0,23	0,0074

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2024

Час відбору проб у процесі розкислення, хв.	Масова частка у пробах металу, %		
	Al	Si	[O]
12	0,048	0,24	0,0076
14	0,049	0,30	0,0072
16	0,049	0,25	0,0070
18	0,048	0,24	0,0088
20	0,048	0,24	0,0100

Мінімальний рівень окиснення при даному способі розкислення становив 0,007% кисню.

Розкислення порошкоподібними матеріалами. Як розкислювачі в цій серії плавок використовували фракції 0,25 мм алюмінію і силікокальцію, а для остаточного окиснення додатково вводили феросиліцій і металевий марганець. Наважку порошкоподібних розкислювачів з розрахунку 1,0 кг на тонну сталі поміщали в кварцову трубку діаметром 3,5÷4,0 мм і видували струменем аргону протягом часу, що не перевищує 5 с.

Дані щодо зміни складу ванни та вмісту кисню наведені в табл. 3.2 з якої випливає, що процес розкислення сталі при цьому варіанті закінчується на 10÷12 хв. після введення розкислювачів.

Характерною особливістю процесу розкислення за цим варіантом є більш швидке, порівняно з способом, що осаджує, очищення металу від кисню. Мінімальна масова доза кисню була досягнута на 12 хвилині і склала 0,003%. Порівняно з першим варіантом рівень окисності нижчий у два з лишком рази.

Таблиця 2 – Зміна складу ванни в процесі розкислення сталі СтЗсп порошкоподібними матеріалами

Час відбору проб у процесі розкислення, хв.	Масова частка у пробах металу, %		
	Al	Si	[O]
Перед введенням розкислювачів	-	0,05	0,0210
Після введення розкислювачів	0,054	0,24	0,0136
2	0,060	0,25	0,0123
4	0,051	0,23	0,0105

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2024

Час відбору проб у процесі розкислення, хв.	Масова частка у пробах металу, %		
	Al	Si	[O]
6	0,044	0,25	0,0076
8	0,048	0,22	0,0076
10	0,044	0,21	0,0046
12	0,043	0,23	0,0030
14	0,047	0,22	0,0058
16	0,045	0,23	0,0079
18	0,047	0,23	0,0063
20	0,045	0,24	0,0066

Розкислення рідкими лігатурами. Для приготування рідких лігатур у графітовому тиглі одночасно сплавляли чавун передільний, феросиліцій, силікомарганець і алюміній у відносинах, що забезпечують отримання необхідного хімічного складу комплексного розкислювача. Розкислення проводили шляхом переливу рідких феросплавів з графітового тигля в алундовий з розплавленим металом. Після змішування розплавів метал перемішували шляхом продування аргоном.

Усереднені дані щодо зміни складу металу та вмісту в ньому кисню наведено в табл. 3, з якої випливає, що при способі розкислення, що розглядається, зміна складу ванни протікає рівномірно. Метал поступово очищається від металевих включень.

Найменший вміст кисню досягається більш тривалий час порівняно з описаними вище способами - 16 хв.; воно становить 0,0022%. Інші способи розкислення не забезпечують такого ефективного зниження рівня окисності.

Необхідно врахувати, що даний спосіб розкислення єдиний при виробництві якісної висок вуглецевої сталі з фосфористого чавуну, оскільки рідка лігатура дозволяє вводити в метал необхідну кількість вуглецю.

Розкислення стали екзотермічними феросплавами. Вивчення процесу розкислення стали екзотермічними феросплавами проводили на трьох дослідних плавках.

У екзотермічних феросплавах паливом служив порошок алюмінію, окислювачем – натрієва селітра. Як флюс використаний плавиковий шпат.

Таблиця 3 – Зміна складу ванни по ходу розкислення стали СтЗсп рідкими лігатурами

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2024

Час відбору проб у процесі розкислення, хв.	Масова частка у пробах металу, %		
	Al	Si	[O]
Перед введенням розкислювачів	-	0,05	0,0131
Після введення розкислювачів	0,048	0,31	0,0079
2	0,048	0,31	0,0081
4	0,047	0,33	0,0065
6	0,048	0,32	0,0065
8	0,045	0,31	0,0063
10	0,046	0,30	0,0057
12	0,043	0,30	0,0052
14	0,044	0,31	0,0041
16	0,045	0,33	0,0022
18	0,044	0,32	0,0035
20	0,042	0,33	0,0021

Масова частка складових частин екзотермічних брикетів, %: 3,7÷4,0 алюмінію, 6,5÷8,0 натрієвої селітри, 3÷4 плавикового шпату, 4 каніфолі. Для їх приготування вихідні матеріали (фракція 0,25 мм) ретельно перемішували і піддавали пресуванню в зразки циліндричної форми діаметром і довжиною 10 мм з подальшим спіканням їх при температурі плавлення каніфолі (1200 С) протягом 6 годин, що закріплені на металевій штанзі, під дзеркало металу.

Зміна середнього складу ванни по елементам, що розкислюють, і кисню відображають дані табл. 4. Мінімальна масова частка кисню при цьому способі розкислення становить 0,0042%, що є більш низькою, ніж при способі, що осаджує, але поступається глибині розкислення порошкоподібними розкислювачами і рідкими лігатурами.

Процес розкислення протікає швидко і закінчується на 4÷6 хвилині, що можна пояснити прискоренням процесу плавлення феросплаву рахунок теплоти екзотермічних добавок.

Таблиця 4 – Зміна складу ванни в процесі розкислення стали екзотермічними феросплавами

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2024

Час відбору проб у процесі розкислення, хв.	Масова частка у пробах металу, %		
	Al	Si	[O]
Перед введенням розкислювачів	-	0,06	0,0233
Після введення розкислювачів	0,052	0,25	0,0066
2	0,053	0,25	0,0045
4	0,051	0,29	0,0042
6	0,053	0,30	0,0042
8	0,053	0,25	0,0051
10	0,060	0,23	0,0045
12	0,037	0,27	0,0048
14	0,042	0,32	0,0060
16	0,047	0,30	0,0066
18	0,051	0,33	0,0078
20	0,040	0,36	0,0085

Подальша витримка металу рідкому стані веде до повторного насичення металу киснем.

Список літератури

1. Бойченко Б.М. Конвертерное производство стали: теория, технология, качество стали, конструкции агрегатов, рециркуляция и экология / Б.М. Бойченко, В.Б. Охотский, П.С. Харлашин. – Днепропетровск: РВА «Дніпро-ВАЛ», 2006. – 454 с.

2. Баптизманский В.И. Раскисление и легирование стали экзотермическими ферросплавами / В.И. Баптизманский, Е.И. Исаев, В.И. Жигулин и другие. - К.: Техника, 1970. - 180 с.

3. Тарасевич Н.И. Технология производства конвертерной стали с полиагрегатным рафинированием / Н.И. Тарасевич, С.Г. Мельник, Р.А. Якобше и др. – К.: Информлитъе, 2010. – 350 с.

4. Бойко В.С. Внепечная обработка стали в ККЦ ОАО «ММК им. Ильича» / В.С. Бойко, В.В. Климанчук, А.А. Шебаниц Э.Н, Б.В. Небога. – Мариуполь: Рената, 2005 – 164 с.

5. Разработать и проверить в опытно-промышленных условиях технологию конвертерного передела мышьяковистого чугуна, получаемого из керченских руд, в сталь высокого качества: Отчёт о НИР. - № г.р. 01828027512 / П.С Харлашин. – Жданов, 1986. - Ч. I-V.

УДК 669.051:669.162.12

М.М. Бойко, В.О. Петренко, Н.В. Полякова, О.О. Місюра, Д.О. Яковина

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

АНАЛІЗ ЯКОСТІ ЗАЛІЗОРУДНИХ ОКАТИШІВ ТА МЕТОДІВ ЇЇ ВИЗНАЧЕННЯ

Залізорудні окатиші широко використовуються як для виробництва чавуну в доменній печі так і заліза прямого відновлення (DRI окатиші). Загальна частка окатишів серед окускованої залізорудної сировини складає близько 30 % і продовжує зростати через збільшення кількості збагаченого залізорудного концентрату.

Залізорудні окатиші, що використовуються в різних процесах мають значні діапазони коливань основних характеристик. В таблиці 1 показані загальні властивості залізорудних окатишів.

Таблиця 1 - Загальні властивості залізорудних окатишів

Параметр	Середній діапазон
Вміст Fe	60-69 %
Температура плавлення	1500°C-1600 °C
Насипна маса	2,0-2,2 т/м ³
Індекс на удар	93 %-94 %
Індекс стирання	5 %-6 %
Міцність на стискання	>250 кг/окатиш
Розмір (8 - 18 мм)	>95 %
Вміст дріб'язку (-5 мм)	<1,5 %
Пористість	18 %

Вимоги до окатишів, що використовуються в доменних печах наступні: висока та постійна якість, вміст заліза не менше 63 % (вимоги щодо вмісту заліза постійно підвищуються і в більшості випадків наразі на рівні не менше 65 % заліза), можливі добавки для покращення доменного процесу (в тому числі тверде паливо), відносно висока основність (до 0,6-0,8). Вимоги до DRI окатишів: вміст заліза 67-69 %, низька кількість кремнезему та оксиду алюмінію), відсутність руйнування при відновленні, відсутність злипання при відновленні, висока відновлюваність. Для визначення властивостей окатишів використовують різні методи. Стандарти ISO, що використовуються для оцінки властивостей окатишів наведені у таблиці 2.

Таблиця 2 - Стандарти ISO, що використовуються для оцінки властивостей окатишів

Стандарт	Призначення
ISO 4700	Визначення холодної міцності окатишів на стискання
ISO 3271	Визначення холодної міцності окатишів в барабані
ISO 13930	Схильність до низькотемпературного руйнування
ISO 4698	Збільшення об'єму при нагріванні
ISO 4695	Відновлюваність, втрата маси при нагріванні в відновній атмосфері
ISO 7992	Гаряча міцність, міцність при відновлюванні, інтервал розм'якшення, температура плавлення

Аналіз масового хімічного складу залізорудних окатишів зазвичай виконується за допомогою XRF спектрометрії, аналіз фазового складу – XRD дифрактометрії. Спеціальних стандартів для багатоелементного аналізу залізорудних окатишів за допомогою XRF-спектрометрії немає. Проте стандарт ISO 9516-1:2003 для залізної руди використовується і для окатишів. Лабораторії, які проводять такі аналізи, повинні мати акредитацію відповідно до ISO 17025 або ISO 9001.

Визначення розподілу окатишів за крупністю проводиться за допомогою ситового аналізу відповідно до прийнятих стандартів, в Україні для ситового аналізу окатишів використовують ДСТУ 3210-95.

Міцність гранул найчастіше визначають шляхом випробувань в барабані та на стискання. Випробуванні в барабані можливо проводити відповідно до ISO 3271 (в Ук-

раїні прийняти як ДСТУ ISO 3271:2017), також в Україні дії ДСТУ 3200-95, яке регламентує випробування окатишів в барабані. Обидва стандарти передбачають визначення індексу на стирання – кількість фракції менше 0,5 мм, а індексів падіння (або міцності на удар). Для ISO 3271 це кількість фракції після випробування крупніше 6,3 мм, а для ДСТУ 3200-95 – крупніше 5 мм. Також розповсюджені випробування відповідно до стандарту ASTM E279-65T в якому індексу на стирання це кількість фракції менше 0,6 мм, індекс на падіння – вміст фракції більше 6 мм. Визначення міцності на стискання можна проводити відповідно до ISO 4700 та ДСТУ 3206-95. В обох випадках результати це навантаження у при якому відбувається руйнування окатишів, яке для окатишів, що використовуються в доменних печах складає понад 250 кг/окатиш, для DRI окатишів – понад 280 кг/окатиш.

Висновки: Вимоги до якості залізорудних окатишів постійно підвищуються. В основному це стосується підвищення вмісту заліза та зниження вмісту порожньої породи, міцності окатишів, також для оцінки показників якості окатишів можуть використовуватися різні стандарти, що є незручно з урахуванням глобалізації ринку і постачання окатишів до різних країн та регіонів.

Список літератури

1. Nikolaeva N. V., Aleksandrova T. N., Afanasova A., Chanturiya E. L. Mineral and technological features of magnetite-hematite ores and their influence on the choice of processing technology. *ACS Omega*. 2021. V. 6. № 13. С. 9077–9085. DOI: 10.1021/acsomega.1c00129.
2. Dwarapudi S., Uma Devi T., Mohan Rao S., Ranjan M. Influence of Pellet Size on Quality and Microstructure of Iron Ore Pellets. *ISIJ International*. 2008 Vol. 48 Is. 6 P. 768 – 776. DOI: 10.2355/isijinternational.48.768.
3. Halt J. A., Silva B. B., Kawatra S. K. A New On-Line Method for Predicting Iron Ore Pellet Quality. *Mineral Processing and Extractive Metallurgy Review*. 2015. Vol. 36. Is. 6. P. 377-384. DOI: 10.1080/08827508.2015.1004403.
4. Lu L., Pan J., Zhu D. Quality requirements of iron ore for iron production. *Iron Ore Mineralogy, Processing and Environmental Sustainability*. 2015. P. 475-504 DOI: 10.1016/B978-1-78242-156-6.00016-2.

В.В. Бочка, М.М. Олексієнко, М.В. Ягольник, К.В. Шмат

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), м. Дніпро

ДОСЛІДЖЕННЯ РУХУ ШИХТИ В ШИХТОВОМУ БУНКЕРІ БЗП

Виконано дослідження особливостей поведінки матеріалів в бункері безконусного завантажувального пристрою. Дослідження проводились на фізичній моделі бункера БЗП, зроблений в масштабі 1:10 (рис. 1).

При виборі основних параметрів моделі виходили із загальних положень теорії подібності. В якості матеріалів використовували агломерат і окатиші крупністю 0-5 мм (0-2 дрібна фракція), кокс 5-7 мм. Завантаження їх в бункер в значній мірі відповідало реальному процесу завантаження матеріалів на доменній печі.

Структуру стовпа матеріалів у бункері оцінювали по зміні якості матеріала і сумішей різних компонентів в п'яти зонах по висоті бункера. Крім того, бункер ділився по вертикалі на дві частини А і Б. Із бункера матеріали висипали в двадцять спеціальних ємностей.

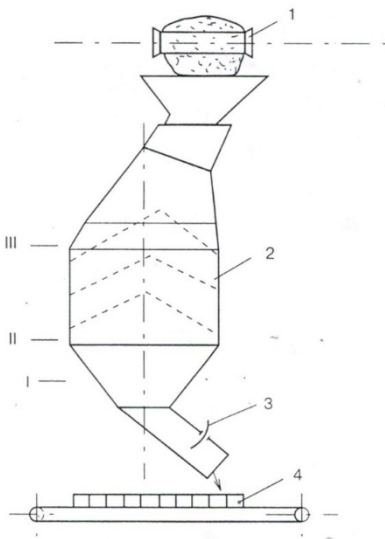


Рис. 1 - Схема моделі бункера БЗП:

1 – конвеєр;

2 – бункер;

3 – шихтовий затвор;

4 – ємності.

I – III – горизонти розміщення мічених часток.

Характер руху матеріалів в бункері до випускного отвору оцінювали шляхом аналізу послідовності виходу з бункера помічених частинок, які вкладалися з шихтовими матеріалами у бункері на 3-х горизонтах (на кожному горизонті по 25 часток).

При завантаженні у бункер окремих компонентів шихти було встановлено, що гребінь складався в основному з дрібних часток. Кількість дріб'язку в напрямку від гребня до стінки бункера зменшується при збільшенні вмісту крупної фракції. Чим однорідніші матеріали за крупністю, тим рівномірніше вони розподіляються по перерізу та висоті бункера. Звертає на себе увагу різниця у вмісті фракцій в частинах бункера А і Б. В нижній частині бункера вміст дріб'язку і крупних часток майже не відрізняється. Зі збільшенням висоти бункера вміст дріб'язку в половині бункера А дещо збільшується, а в половині Б – зменшується. Вміст крупних фракцій змінюється у зворотному напрямку, хоча у верхній частині бункера в половині Б вміст крупних частинок суттєво вище. Пояснюється це тим, що гребінь матеріалів зі збільшенням висоти бункера переміщається з частини Б в А.

Параметри виходу чистих матеріалів (агломерата, окатишів, кокса) з бункера випускним отвором вивчали при відкритті шихтового затвора на 45-65 мм, що відповідає на реальному БЗП куту відкривання затвора 33-60 град. Дослідження показали, що при відкриванні шихтового затвора починає рухатись матеріал І-го горизонту (середина висоти нижньої конічної частини бункера, див. рис. 2).

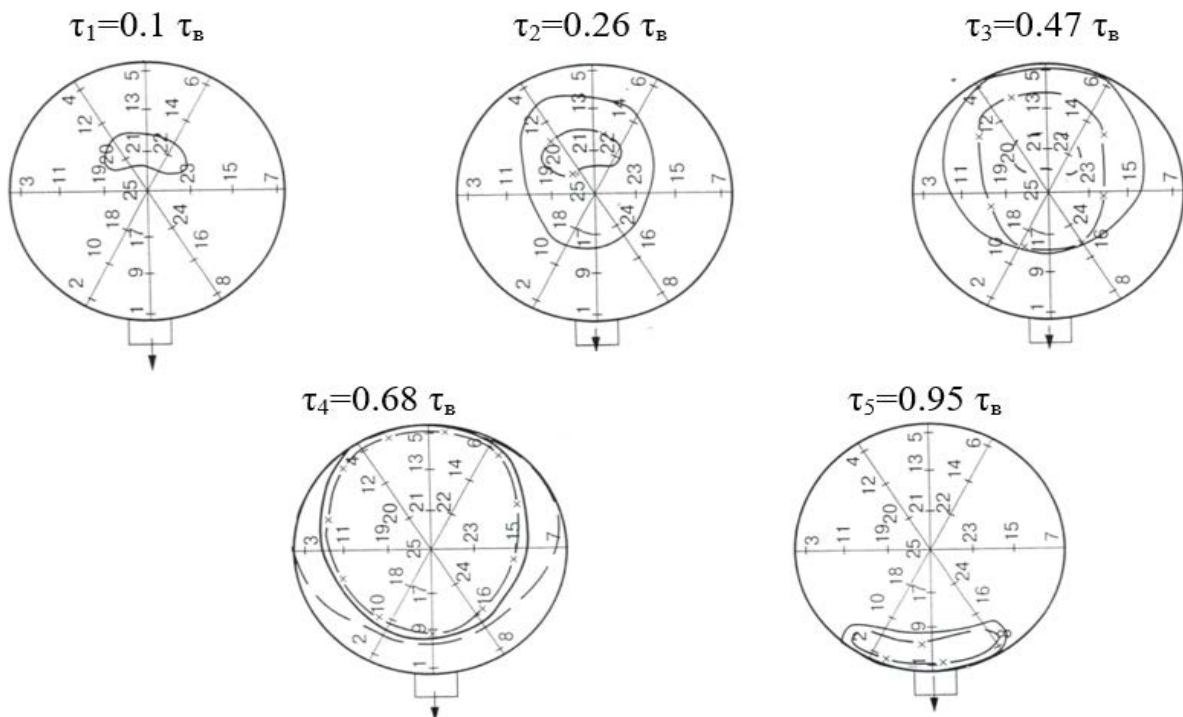


Рис. 2 - Схема виходу мічених часток з різних горизонтів по висоті бункера
1-25 місця розміщення часток на кожному горизонті:

- межа виходу часток з I горизонту;
- x ————— межа виходу часток з II горизонту;
- ————— межа виходу часток з III горизонту.

Причому, вертикальна вісь створюваного еліпсоїда випуска посунута відносно вертикальної осі бункера в бік протилежний від випускного отвору на $1/3 R_m$. Зі збільшенням часу випуску до t_2 – t_3 інтенсивно збільшуються поперечні розміри еліпсоїда розпушування на I-му горизонті. Але при досягненні еліпсоїдом випуска стінок бункера (t_3) зростання його поперечних розмірів призупиняється. Одночасно еліпсоїд отримує розвиток і у вертикальному напрямку. При часі випуска, рівному $0,26 t_b$, починається рух частинок II-го горизонту з міста, аналогічного I-му горизонту. Подальше збільшення тривалості випуска супроводжується зростанням розмірів еліпсоїда випуска як в поперечному (II-й горизонт (місто по висоті бункера на переході нижньої конусної частини в центральну циліндричну)), так і у вертикальному напрямку. Еліпсоїд руху у вертикальному напрямку досягає поверхні матеріалів тільки через час приблизно рівний половині часу випуска матеріала з бункера. Асиметричне розміщення еліпсоїда руху, переважний розвиток його поперечних розмірів у бік стінок бункера з протилежного від випускного отвору боку приводить до того, що поверхня матеріалів (III-й горизонт) спочатку рухається у поршневному режимі зі збільшенням кута її нахилу у бік розміщення еліпсоїда руху. При досягненні еліпсоїдом поверхні матеріалів утворюється воронка, розміри якої по ходу випуска швидко збільшуються. З цього моменту має місце чистий вороночний рух. З утворенням вороночного руху порядок виходу частинок матеріалів змінюється у бік прискореного виходу частинок III-ого горизонту, потім II-го і I-го. Причому, вісь воронки під кінець випуска наближається до вертикальної осі бункера. Останніми виходять з бункера частинки II-го і I-го горизонтів, розміщених у бункері безпосередньо над випускним отвором.

Наведений характер руху матеріалів у бункері даної конструкції до випускного отвору, як показали результати дослідження, не залежать від типу матеріалів, їх якості, а також від розміру випускного отвору. Зі збільшенням розміру випускного отвору зменшується час випуска, збільшується швидкість витікання, а також збільшується амплітуда коливань вимірюваних величин, що свідчить про зростання неоднорідності як маси, так і гранулометричного складу матеріалів у потоці. Найбільш сильно це проявляється у агломерата, в той час як у кокса і окатишів цей вплив значно слабкіший. Таким чином, результати проведених досліджень показують, що вплив сегрегації матеріалів у бункері БЗП на параметри потоку витікання через випускний отвір помітно знижується при зменшенні його перерізу, а також при використанні більш однорідних за крупністю матеріалів. При завантаженні шихтових матеріалів у доменну піч най-

більш доцільною є ступінь відкривання шихтового затвора БЗП, величина якої перевищує не менше ніж у 1,5 – 2,0 рази ступінь відкриття затвора, при якій порушується безперервність потоку матеріалів через випускний отвір.

УДК 669.162.2

В.В. Бочка, М.М. Олексієнко, М.В. Ягольник, К.В. Шмат, А.М. Круглов

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

ОСОБЛИВОСТІ ВИТОКУ СУМІШЕЙ МАТЕРІАЛІВ З БУНКЕРА БЗП

Важливим етапом завантаження матеріалів за допомогою БЗП є формування в бункері сумішей компонентів шихти та їх висипання на колошник доменної печі.

Характер витоку сумішей матеріалів з різною насипною масою вивчали при наступних типах завантаження шихтових матеріалів в модель шихтового бункера БЗП:

1. Агломерат лежить на окатишах;
2. Окатиші розміщуються на агломераті;
3. Однорідна суміш агломерата і окатишів;
4. Кокс завантажується на окатиші;
5. окатиші розміщуються на коксі;
6. Однорідна суміш кокса та окатишів.

Маса подачі на моделі суміші агломерата відповідала масі подачі на доменній печі 100 т (73 т агломерата і 27 т окатишів), а суміші кокса і окатишів – 60 т (20 т кокса і 30 т окатишів). На рисунку 1 приведено зміну вмісту окатишів у суміші в процесі опорожнення бункера.

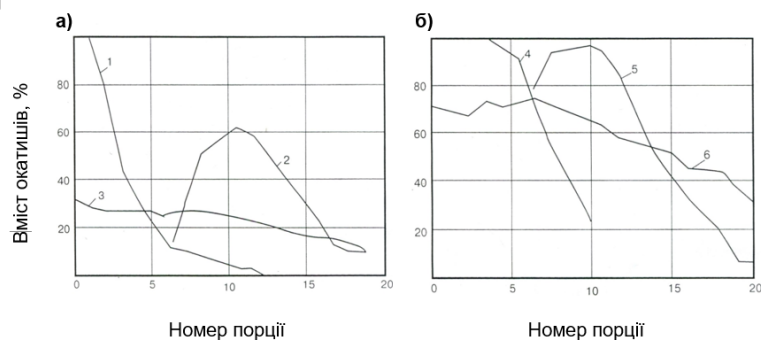


Рис.1 – Вміст окатишів у суміші з агломератом (а) і коксом (б) при висипанні з бункера: 1-8 зразки розміщення матеріалів у бункері.

Видно, що в залежності від укладки та розподілу компонентів шихти в бункері характер витоку суміші суттєво змінюється. В той же час при однаковій укладці в бункері кокса з окатишами та агломерата з окатишами параметри витоку суміші через випускний отвір змінюються аналогічним чином – вміст окатишів у суміші змінюється за екстремальною залежністю. Величина екстремума та його місце на осі абсцис визначаються співвідношенням насипних мас компонентів суміші та характером укладки цих матеріалів у бункері. Чим більше різниця між насипними масами компонентів шихти, тим вище рівень екстремума. При збільшенні ступеню перемішування різних матеріалів у бункері рівень екстремума суттєво зменшується. Зміна маси суміші в пробах залежить від співвідношення насипних мас матеріалів у суміші, а також від характеру витоку окатишів.

На основі результатів дослідження завантаження сумішей у шихтовий бункер та їх висипанні з нього, характер витоку матеріалів при різних типах укладки компонентів шихти на конвеєр шихтоподачі можна уявити наступним чином.

При першому способі укладки в початковий момент розвантаження бункера через шихтовий затвор починає витікати матеріал, що знаходиться над випускним отвором з невисоким вмістом окатишів. По мірі збільшення еліпсоїда розрихлювання в рух все в більшій мірі залучаються шари матеріалів, що розміщуються над цим еліпсоїдом. З утворенням асиметрично розміщений по відношенню до осі бункера воронки до неї починають надходити матеріали з гребня, верхні шари шихти, що віддалені від осі воронки. В цьому випадку стрімко зростає на випуску вміст окатишів. Далі в еліпсоїд розрихлення інтенсивно починають надходити матеріали зі середніх та нижніх шарів, все більше віддалених від осі випускної воронки. При цьому воронка зміщується до осі бункера. Вміст окатишів в суміші знижується.

При укладці матеріалів на конвеєрі другим способом характер витікання суміші з бункера суттєво не міняється. Однак в даному випадку максимум вмісту окатишів у суміші дещо нижче при менших коливаннях вмісту окатишів в окремих порціях суміші.

При третьому способі укладки основна маса окатишів вивантажується на початку розвантаження. Тут має місце максимум вмісту окатишів у суміші. З утворенням вороночного режиму починається рух коксу вищележачих шарів. Однак, незважаючи на це, окатиші через більшу текучість продовжують рух до випускного отвору, хоча частка їх в суміші по ходу витікання стрімко знижується. В умовах розміщення основної частини окатишів у нижній частині бункера максимум має більш високу величину, в порівнянні з попереднім способом укладки.

При четвертому способі укладки матеріалів на конвеєрі та їх більш рівномірним розподілом у бункері з утворенням еліпсоїда розрихлювання вміст окатишів у суміші збільшується до максимуму, хоча рівень цього максимуму суттєво нижчий в порівнянні з попередніми способами. Далі вміст окатишів у суміші зменшується аж до 0 в кінці випуску.

Таким чином, результати дослідження показали, що механізм утворення сумішей компонентів шихти у бункері та їх витоку із нього необхідно враховувати при формуванні раціонального способу завантаження матеріалів у доменну піч.

УДК 669.162.2

В.В. Бочка, М.М. Олексієнко, М.В. Ягольник, К.В. Шмат, Б.Ю. Білий

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ В БУНКЕРІ БЗП СТОВПА ШИХТИ, ЩО СКЛАДАЄТЬСЯ ІЗ ДЕКІЛЬКОХ МАТЕРІАЛІВ

На фізичній моделі проведено дослідження механізму укладки в бункері БЗП сумішей різних матеріалів. Якість суміші матеріалів (кокс + окатиші; агломерат + окатиші) у бункері оцінювали при наступній укладці компонентів суміші на головному конвеєрі (показано в таблиці 1). При цьому вміст окатишів в суміші з коксом ($\bar{n}_k$) становив в середньому 45-60%, а в суміші з агломератом ($\bar{n}_a$) – 23-25%.

В табл. 1 та на рис. 1 приведена якість суміші, що утворилася в бункері при різній укладці компонентів шихти на конвеєрі. Якість суміші оцінювали вмістом окатишів, величиною середньоквадратичного відхилення (σ) та коефіцієнтом варіації (V_n) вмісту окатишів у суміші з коксом або агломератом в різних зонах по висоті стовпа матеріалів у бункері. З таблиці та рисунка видно, що спосіб укладки компонентів шихти на конвеєрі суттєво впливає на структуру суміші в бункері.

Таблиця 1 – Характеристика розподілу окатишів у суміші з коксом та агломератом в моделі бункера

Спосіб укладки на конвеєрі	Кокс + окатиші			Агломерат + окатиші		
	$\bar{n}_k$	σ	V_n	$\bar{n}_a$	σ	V_n
	55,00	14,35	26,09	23,20	13,16	56,70
	47,60	17,45	36,65	24,00	17,17	71,50
	43,00	25,87	60,16	25,00	19,38	77,50
	51,00	8,59	16,84	25,00	14,30	54,10

Примітки:

1. Окатиші
2. Кокс (агломерат)

Максимальна нерівномірність в розподілі окатишів по висоті стовпа матеріалів у бункері має місце при укладці окатишів на головну частину порції коксу. В цьому випадку до 80% окатишів зосереджуються у нижніх частинах бункера. Зі збільшенням висоти стовпа частка окатишів зменшується до 0 в верхній частині бункера. При переміщенні порції окатишів з головної частини в хвостову рівномірність розподілу окатишів у суміші по висоті шару помітно збільшується, що свідчить про хороше проникання окатишів поміж кусками більш крупного коксу. При рівномірному розміщенні окатишів по всій довжині порції кокса на конвеєрі досягається найбільш висока однорідність суміші. В цьому випадку процес утворення суміші починається на головному конвеєрі з прониканням більш важких і дрібних окатишів в шар більш крупного коксу і закінчується при одночасному засипанні кокса і окатишів в бункер.

Як видно з наведених даних, спосіб укладки окатишів і агломерата на головному конвеєрі також впливає на якість суміші цих компонентів шихти в бункері, хоча і в меншій мірі. Так, максимальна рівномірність розподілу окатишів по висоті шару в бункері мала місце при розміщенні окатишів по усій довжині порції агломерата.

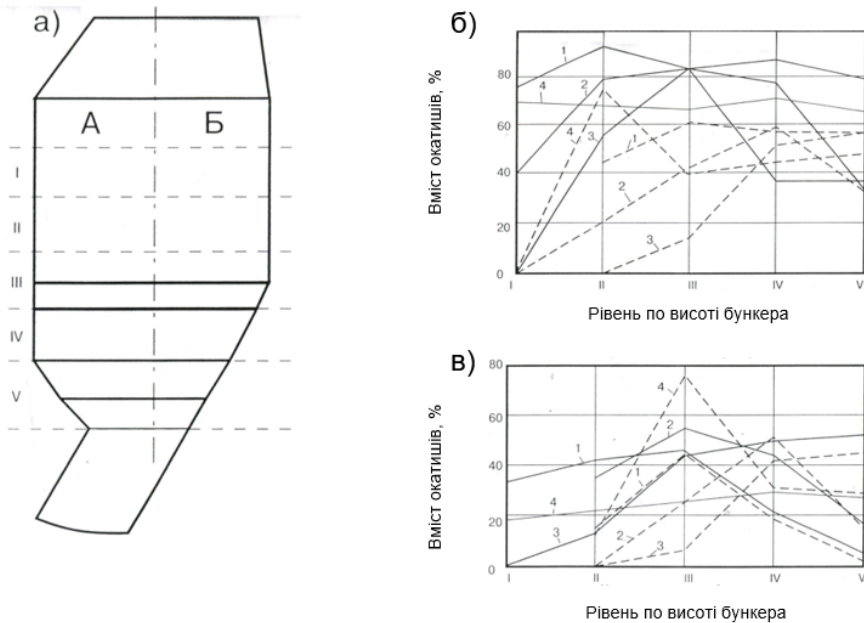


Рис.1 - Розподіл окатишів по висоті бункера (а) при їх спільному завантаженні з коксом (б) і агломератом (в). 1-4 різні способи завантаження суміші у бункери

В той же час різниця між максимальним і мінімальним значеннями коефіцієнта варіації в даному випадку склала 23% проти 44% при спільному завантаженні в бункер кокса і окатишів. Більш високе значення коефіцієнта варіації при завантаженні окатишів і агломерата пояснюється меншим вмістом у цій суміші самих окатишів.

По поперечному перерізу бункера вміст окатишів у суміші також суттєво відрізнявся. В нижній частині бункера (зони III - V) різниця поміж вмістом окатишів в частинах бункера А і Б менша. При переміщенні на більш високі горизонти (зони I - III) ця різниця стрімко збільшується. Така зміна пояснюється перш за все збільшенням поперечного перерізу бункера в цих зонах, а також положенням гребня відносно стін. При цьому необхідно підкреслити, що різниця між вмістом окатишів в частинах бункера А і Б при їх завантаженні з коксом суттєво вища, у порівнянні з агломератом.

Таким чином, наведені результати досліджень свідчать про те, що навіть при найкращих способах укладки компонентів шихти з різною щільністю на головному конвеєрі отримання в бункері однорідної суміші є вельми складним завданням. Виходячи з цього, особливе значення набуває контроль складу суміші матеріалів при висипанні їх з бункера.

О. О. Веприк¹, В. С. Мамешин²

¹ТОВ «МЕТІНВЕСТ-СМЦ» м. Тернопіль

²Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

ДОСЛІДЖЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ЗАСТОСУВАННЯ ФЕРОСПЛАВІВ ПРИ РОЗКИС- ЛЕНІ СТАЛІ

Для того щоб входження чорної металургії України на світовий ринок стало реальністю і якомога краще там закріпитися, потрібно створити власну високоякісну і конкурентоспроможну металопродукцію. А для цього потрібно шляхом пошуку нових технологічних рішень, пов'язаних з поліпшенням якості металопродукції та оптимізація основних параметрів і роботи грубних агрегатів, удосконалення процесів підготовки сировинних матеріалів до плавки з одночасним поліпшенням їх металургійних якостей.

Варто зауважити, що якість сталі та виготовлених з неї виробів залежить не тільки від якості матеріалів шихти чи дотримання технологічного регламенту того або іншого металургійного переділу, але й від якості феросплавів, що використовують при розкисленні, легуванні або модифікації сталі. Феросплави використовуються при виплавці сталі та чавунів, для розкислювання і легування рідкого металу, зв'язування шкідливих домішок, надання металу необхідної структури та властивостей.

Слід врахувати, що однією з найбільш дорогих операцій є процес розкислення і легування сталі. Метою процесу розкислення є зниження концентрації розчиненого кисню і видалення з металу продуктів розкислення, та забезпечення найбільш точного хімічного складу сталі. Враховуючи високу вартість феросплавів, актуальним завданням металургії є збільшення ступеня їх засвоєння при введенні в розплав. Щоб одержати якомога кращий результат розкислювач повинен мати більшу спорідненість до кисню не тільки в порівнянні із залізом, але й у порівнянні з вуглецем, для того щоб попередити можливість розвитку реакції знеуглецювання та утворення пухирців СО. Для зниження недоцільних витрат матеріалів із високою спорідненістю до кисню найефективніше є введення їх глибоко в ванну металу при інтенсивному її перемішуванні.

В металургії можуть застосовувати такі способи розкислення сталі:

- осаджуюче розкислення;
- дифузійне розкислення;

- розкислення синтетичними шлаками;
- розкислення в вакуумі.

Найбільш поширеним способом є осаджуюче розкислення. При цьому способі досягається зниження концентрації розчиненого в рідкому металі кисню зв'язуванням його елементами-розкислювачами (Mn, Si, Ti, Zr, Al, Ca, P3M), завдяки їхній більшій спорідненості до кисню ніж залізо. Чим більша спорідненість елемента-розкислювача до кисню, тим краща розкислювальна здатність. Найбільш сприятливі умови для укрупнення частинок і їх спливання з рідкої сталі створюються при утворенні рідких, легкоплавких продуктів розкислення, що властиво окислам елементів (марганцю, кремнію) з низькою розкислювальною здатністю. Коли підвищується розкислювальна здатність елементів (алюмінію, титану, цирконію) зазвичай підвищується температура плавлення частинок при цьому доцільне застосування комплексних розкислювачів Si-Mn, Si-Ca, Ca-Al, Al-Mn-Si, Al-Si-Ca. При дії таких розкислювачів утворюються порівняно легкоплавкі, здатні до укрупнення і швидкому спливання продукти розкислення [1,2,6].

Марганець, кремній і алюміній найбільш широко застосовуються в якості розкислювачів. На сьогодні для розкислення та модифікування сталі широко використовують алюміній і кальцій. Фероалюміній дозволяє збільшити засвоєння алюмінію з 10-50 %. Д.Я. Поволоцький вважає, що розкислення сталі фероалюмінієм сприяє також зменшенню в ній неметалевих включень і газів [6].

Кальцій володіє високою хімічною спорідненістю до кисню й сірки, забезпечуючи високу ступінь розкислення і десульфурзації сталі після позапічної обробки. Кальцій вважається активним модифікатором і розкислювачем. Також кальцій сприяє видаленню свинцю, олова, миш'яку. Аналіз дослідних і порівняльних плавок показує, що при витраті алюмокальцієвого дроту у співвідношенні 60/40 % 0,8-1,0 кг/т (за наповнювачем 0,31-0,4 кг/т) на трубних марках сталі досягається 27 такий же рівень залишкового вмісту кальцію в готовому металі і механічних властивостей, як при витраті силікокальцієвого дроту 2,2-2,6 кг/т (за наповнювачем 1,1-1,4 кг/т), що в 2,6 рази нижче, ніж у порівняльних плавках, розкислених порошковим силікокальцієвим дротом [6].

Марганець є порівняно слабким розкислювачем, однак він застосовується при розкисленні всіх сталей і незамінний при виробництві киплячої сталі. Це пояснюється особливостями його розкислювальної дії на метал, як самостійного, так і в комбінації з іншими розкислювачами, а також впливом на характер неметалевих включень. Розкислювальна здатність марганцю підвищується зі зниженням температури. Тому при охолодженні сталі до температури кристалізації марганець може розкисляти метал.

Кремній – сильніший розкислювач. Його застосовують у якості розкислювача при виробництві спокійної сталі, що обумовлене його високою розкислювальною здатністю та сприятливим впливом на характер неметалевих включень. У присутності марганцю розкислювальна здатність кремнію підвищується. При необхідності одержати сталь із підвищеними пластичними властивостями для глибокої витяжки застосовують кремній, тому що він підвищує границю текучості.

Активним розкислювачем є алюміній. м. При введенні алюмінію в надлишку, що зазвичай має місце в практиці розкислення, утворюються тверді дрібнодисперсні частки глинозему.

Розкислення сталі синтетичними шлаками засновано на екстрагуванні FeO з металу відповідно до закону розподілу. При цьому способі розкислення, сталь виливається в ківш з рідким синтетичним шлаком. Розкислення протікає з великою швидкістю завдяки емульгуванню шлаку. Крім розкислення, можливо знесірчення металу завдяки обробці сталі синтетичними шлаками.

Останнім часом широко використовується застосування комплексних розкислювачів. Процеси із застосуванням технології комплексного розкислення розплаву набувають широкого поширення. Технологія комплексного розкислення передбачає послідовне проведення розкислення розплаву двома і більше розкислювачами. Щоб покращити технології розкислення сталі доцільно використовувати комплексні розкислювачі на основі комбінацій металів з ряду спорідненості їх до кисню. Однак слід враховувати концентраційні залежності настання рівноваги реакцій взаємодії між металомрозкислювачем і розчиненим у розплаві киснем [4].

Розглянувши наскрізну технологію виплавки і позапічної обробки підшипникової сталі ШХ15СГ-В на заводі ПАТ «Дніпроспецсталь» встановлено, що використання імпортного 65%-ного феросиліцію (Китай) з низьким вмістом кальцію і алюмінію (0,08% кожного) не зменшує сумарний вміст неметалевих включень у підшипникової сталі. Виплавка сталі ШХ15СГ-В з наскрізною прогартованістю є найбільш складною для технології.

Впровадження інноваційної технології виробництва сталі ШХ15СГ-В з диверсифікацією феросплавів і удосконаленням режимів розкислення і легування металу-напівпродукту феросилікомарганцем MnS17 взамін високовуглецевого феромарганцю ФМн78 з обмеженими присадками феросиліцію, забезпечило вихід готових партій сортового прокату з першого здавального контролю за неметалевими включеннями до 100%. При цьому досягнуто зниження питомої витрати феросплавів на 15%.

Виробництво підшипникової сталі на заводі «Дніпроспецсталь» ведеться за наскрізною технологічною схемою: «дугова сталеплавильна піч (ДСП) (одержання металопродукту), УКП (десульфурація, розкислення, легування) і вакуумна установка (розкислення, дегазація, коригуюче легування)»

Проводячи термодинамічний аналіз процесів розкислення підшипникових сталей побачили, що спільне розкислення сталі кремнієм і марганцем забезпечує нижчий рівноважний вміст в металі кисню при меншій забрудненості сталі неметалевими включеннями. При цьому акцентувалася увага на необхідність управління процесом розкислення таким чином, щоб відношення вмісту марганцю і кремнію знаходилося як 2:1 [7].

Синергетичний ефект підвищення розкислювальної здатності кремнію і марганцю при їх одночасній присутності в сталі пояснюють в основному двома факторами: зниженням активності a_{MnO} і a_{SiO} в продуктах розкислення у вигляді силікатів марганцю і їх легкоплавкістю, що ілюструється фазовою рівновагою в системі $MnO-SiO_2$ [7].

З цього можна зробити висновок, який впливає з даних проаналізованої роботи і має безпосереднє відношення до теорії розкислення підшипникової сталі ШХ15 і особливо ШХ15СГ, полягає в наступному, що підвищення розкислювальної здатності кремнію при наявності в розчині марганцю обумовлено не тільки зменшенням активності SiO_2 в продуктах розкислення в силікатній фазі системи $MnO-SiO_2$, але і взаємодією кремнію і марганцю з утворенням асоціатів в рідкому залізі.

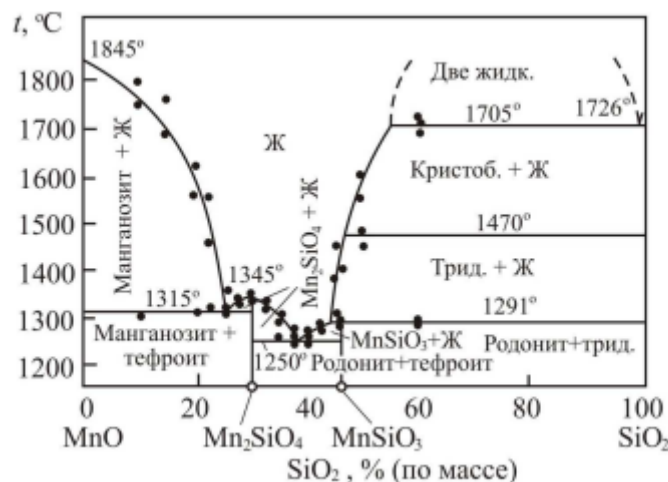


Рис.1 Діаграма стану $MnO-SiO_2$

Переваги, пов'язані із застосуванням комплексних розкислювачів, обумовлені двома обставинами: - істотним поліпшенням термодинамічних умов розкислення -

більш сприятливими кінетичними умовами зародження, укрупнення і видалення неметалевих включень. Наприклад при 1600 °С в рідкому залізі з 0,2% Si знаходиться в рівновазі 0,012% розчиненого кисню. Разом з тим при добавці 0,5% Mn змістом 0,2% Si відповідає більш низька рівноважна концентрація кисню: 0,008%. Таким чином, добавка марганцю призводить до підвищення розкислювальної здатності кремнію. Марганець і кремній окремо і спільно підвищують розкислювальну здатність алюмінію. Розглянутий ефект збільшення розкислювальної здатності під впливом другого компонента пояснюється зменшенням термодинамічної активності утворюється оксиду в складних продуктах розкислення, які істотно відрізняються від продуктів при роздільному розкислюванні. Якщо сталь одночасно розкислювати кремнієм, марганцем, то продуктами розкислення є залізомарганцевовмісні силікати. Склад силікатного розчину і його агрегатний стан визначається температурою, а також концентрацією кремнію і марганцю в залізі [2,6].

Отже, використання комплексних розкислювачів при виробництві сталі дозволяє використовувати синергетичний ефект спільного розкислюючої дії елементів-розкислювачів. Використання феросплавів як компонентів для легування розплавів має цілий ряд економічних та технічних переваг у порівнянні з металами у чистому вигляді. Зокрема, вартість легування розплаву металом у вигляді феросплаву суттєво нижча, ніж в разі використання чистих металів. Феросплави характеризуються, як правило, нижчими температурами плавлення у порівнянні з чистими металами, що полегшує їх розчинення в розплаві [1,2].

Список літератури

1. Терник В.А., ст. гр. МЕТ-18-5мд, Кириченко О.Г. доцент, канд. техн. наук Розробка та дослідження технології розкислення сталі комплексними розкислювачами / Матеріали XXIV науково-технічної конференції студентів, магістрантів, аспірантів, молодих вчених та викладачів. Металургія як основа сучасної промисловості. Том I / II ЗНУ. – Запоріжжя : II ЗНУ. – 2019 р.-88 с.
2. Терник В.А., Кириченко О.Г. Розробка та дослідження технології розкислення сталі комплексними розкислювачами / Збірник наукових праць магістрантів факультету металургії. Запоріжжя: II ЗНУ, 2019. випуск 1(15). 192 с.
3. XX науково-технічна конференція студентів, магістрантів, аспірантів і викладачів ЗДІА металургія та енергозбереження як основа сучасної промисловості. Т 1 / Запорізька державна інженерна академія – Запоріжжя: ЗД

4. Губенко, С. І. Особливості розвитку пластичної деформації поблизу неметалевих включень / Будівництво, матеріалознавство, машинобудування. 2013. В. 148. С. 46-50.
5. Збірник тез доповідей 42-ї міжнародної науково-технічної конференції молоді ВАТ Запоріжсталь.- Запоріжжя: ВАТ Запоріжсталь, 2015. -146с
6. Вакуленко І. О. Вплив структурного стану вуглецевої сталі на процес утворення аустеніту при нагріві в двофазну ($\alpha+\gamma$)-область / Вісник Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. Дніпро. 2011. С. 218–221.
7. Карманова, А.А. Дослідження методів поліпшення якості підшипникової сталі методами позапічної обробки / А.А. Карманова, Ю.О. Белоконь // Збірник наукових праць магістрантів кафедри МЧМ. Випуск 11. – Запоріжжя: ЗДІА, 2015. – С. 80.

А. О. Вовк, А. А. Похвалітий, О. А. Чубіна, І. Г. Пасс, А. А. Жбир

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське, Україна

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ОРГАНІЗАЦІЇ ПОТОКУ РОЗПЛАВУ НА ЗАХИСНУ ДІЮ АРГОНУ В ПРОЦЕСІ ВИПУСКУ З КОНВЕРТЕРА

З розвитком процесів позаагрегатних способів обробки розплаву і підвищенням вимог до чистоти сталі в останні роки активно ведуться роботи по розширенню функціональних можливостей випускного каналу, включаючи відсікання високоокисленого шлаку на початку і в кінці випуску, захист потоків металевого розплаву від навколишньої атмосфери, а також виконання процесів рафінування, розкислення, легування розплаву. Активно використовується потенційна енергія металу, що надходить у ківш з висоти від 5 до 8 метрів.

Критичний аналіз технічної літератури показує, що за відсутності високоокисленого шлаку вуглецевого розкислення можна досягти при витраті аргону в межах 0,4-1,2 м³/т сталі [1]. Досягнення таких умов в конвертері є проблематичним і економічно недоцільним. Знизити активність шлаку в ковші можна шляхом ефективного видалення шлаку. Однак очищення аргонном при витраті, достатній для розкислення вуглецю, значно збільшує час процесу (20-60 хвилин). Крім того, при обробці розплаву металу в ковші аргонном з такою витратою швидко утворюється велика кількість газу, який використовується неефективно і стає причиною аварійних ситуацій через викид розплаву з ковша. Тому виникла ідея щодо застосування енергетичного потенціалу сталевипускного каналу конвертера для реалізації розкислення залишковим вуглецем в процесі випуску розплаву за рахунок обробки останнього інертним газом в робочому просторі льотки.

Для детального дослідження впливу конструктивних параметрів сталевипускного каналу на організацію потоку при обробці аргонном були проведені низькотемпературні експерименти на спеціалізованому лабораторному стенді (рис. 1). Масштабний коефіцієнт, витрати рідини і продувного газу на модельному стенді визначили з урахуванням критеріїв $We=idem$, $Ar=idem$, $Re=idem$. Проведено дослідження з використанням дослідної конструкції сталевипускного каналу для визначення режиму формування газорідного потоку та умов формування захисної газової оболонки. Детальний опис методики розрахунку, критеріїв подібності та обладнання наведено в [2-4].



Рис. 1 – Лабораторна установка холодного моделювання випуску розплаву з конвертера: 1 – ємність з рідиною; 2 – продувний блок; 3 – випускний канал; 4 – приймальний ківш; 5 – манометр; 6 – колектор; 7 – ротаметр

З метою оцінки впливу ступеня організації газорідинного потоку на утворення газової оболонки для захисту від впливу атмосфери проведено серію експериментів з використанням аргону. Ефективність захисної дії оболонки з аргону оцінювали по вмісту кисню у спливаючих у ковші пухирцях газу, що утворювались при потраплянні потоку рідини у ківш, за допомогою газоаналізатора типу ОКCI-5М.

У технічно чистому аргоні, який використовували для вдування у робочий простір сталевипускного каналу, вміст кисню складав 0,5-0,7%. Дослідний діапазон витрати аргону складав 0-0,6 м³/хв. (0-100).

Ефективність захисної дії аргону оцінювали за наступною формулою:

$$K_{Ar} = 100 - 4,762 \cdot (\{O_2\} - \{O_2\}_{Ar}),$$

де K_{Ar} – коефіцієнт ефективності захисної дії газової оболонки, %;

$\{O_2\}$ і $\{O_2\}_{Ar}$ – вміст кисню у захисній оболонці і технічно чистому аргоні відповідно, %.

За результатами вимірювання і аналітичних розрахунків була побудована діаграма (рис. 2).

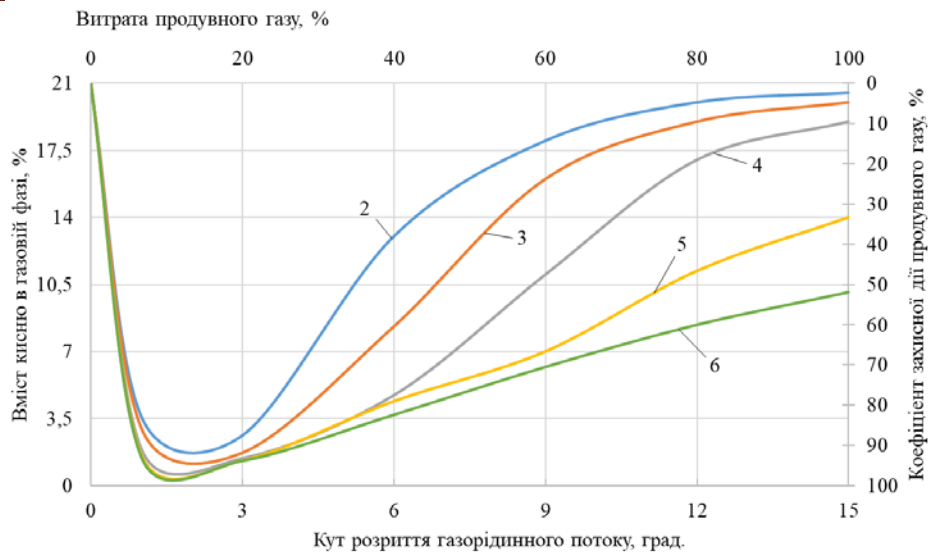


Рис. 2 – Залежність насиченості газорідинного потоку киснем при збільшенні кута розкриття для різної витрати газу і кількості сопел: *цифри біля кривих – кількість сопел в продувальному блоці*

Аналіз отриманих даних (рис. 2) показав, що при нульовій витраті газу вміст кисню у пробах складає 21%. Найменші значення вмісту кисню 1-3% були отримані при витраті продувального газу 10-20% від максимального значення. При цьому коефіцієнт захисної дії газу становить 90-95%. Подальше збільшення витрати продувального газу призводить до збільшення кута розкриття ГРП і, як наслідок, до збільшення вмісту кисню в газовій фазі і зменшення захисної дії газу. Встановлено, що збільшення кількості продувних сопел з двох до шести сприяє підвищенню організації потоку в більшому діапазоні витрат продувального газу. Так при застосуванні 6 соплового блоку концентрація кисню не перевищує 10,5% при максимальній витраті газу у дослідному діапазоні при куті розкриття потоку 15°. При застосуванні 2-соплового блоку на значенні 50% витрати продувального газу кут розкриття ГРП становить 7-8°, а вміст кисню в газовій фазі складає близько 17%. Подальше збільшення витрати газу призводить до повного зниження його захисної дії.

Таким чином, зі збільшенням кута розкриття потоку від 1° до 15° ефективність захисної дії продувального газу знижується з 90-95% до 0-50%, а вміст кисню в газовій фазі зростає з 1,2-1,5% до 10,3-20,5%. Показано, що без перевищення кута розкриття 3° ефективність захисної дії аргону становить 99-92% в дослідному діапазоні витрат газу. Встановлено, що шляхом максимізації витрати газу (в межах дослідного діапазону) можна отримати коефіцієнт захисної дії в межах 80-90% при куті розкриття потоку 3-6°. Тому для підвищення ефективності захисної дії продувального газу від впливу на

газорідинний потік атмосферного кисню доцільним є максимізувати кількість сопел в продувному блоці.

Перелік посилань

1. Бойченко Б.М. Конвертерне виробництво сталі: теорія, технологія, якість сталі, конструкція агрегатів, рециркуляція матеріалів та екологія: [навч.] / Б.М. Бойченко, В.Б. Охотський, П.С. Харлашин. – Дніпропетровськ: РВА «Дніпро – ВАЛ». – 2006. – 454 с.
2. Формування газометалевого потоку в умовах «хімічного» вакууму у сталевипускному каналі / А.А. Похвалітий, Є.М. Сігарьов, К.І. Чубін та ін. // Збірник наукових праць Дніпровського державного технічного університету (технічні науки). Кам'янське: ДДТУ, 2019, вип.1(34) – С. 3-8.
3. Підвищення ефективності технології випуску металу із конвертера. Модель взаємодії струменя з газом у порожнині льотки (повідомлення 1) / А.П. Огурцов, А.Д. Кулік, М.А. Кашеев, А.А. Похвалітий, С.С. Сотніченко // Збірник наукових праць Дніпродзержинського державного технічного університету. Серія: технічні науки. – Дніпродзержинськ, 2013. – №3(23). – С.21-26.
4. Кулік А.Д. Удосконалення випуску сталі з конвертера / А.Д. Кулік, М.А. Кашеев, А.А. Похвалітий // Металургійна та гірничорудна промисловість. – 2013. – №1. – С. 18-20.

М. О. Гнатенко

Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

gnatenkomike66@gmail.com

ВИКОРИСТАННЯ ШТУЧНОГО ІНТЕЛЕКТУ ТА МАШИННОГО НАВЧАННЯ В МЕТАЛУРГІЇ

У наші дні кожна галузь переходить на нові етапи автоматизації, використовуючи технології 4.0 для розвитку і вдосконалення.

Металургійна промисловість була однією з перших галузей де було застосовано цифрові технології, щоб створити нові можливості, підвищити ефективність, покращити якість і збільшити прибутки.

Нові технології часто супроводжуються більшою складністю, а також новими та складнішими викликами.

Big data, машинне навчання і штучний інтелект є важливими інструментами для нової ери технологій. Вони стосуються не лише комерції та інших цифрових компаній, а й підприємств, які працюють у печах, ливарних станах, станах холодної/гарячої прокатки чи будь-якого іншого процесу виробництва сталі.

Отримання сталі необхідної марки з залізної руди досягається за допомогою різноманітних інструментів і машин, доменних печей, електродугових печей, ковшів тощо. Використовуючи алгоритми штучного інтелекту заздалегідь можна передбачити потреби в технічному обслуговуванні та мінімізувати час простою, визначати потенційні проблеми до їх загострення. Алгоритми ШІ можуть аналізувати величезні обсяги даних у реальному часі, щоб ідентифікувати закономірності, тенденції та аномалії, полегшити прийняття рішень на і забезпечити постійне вдосконалення процесів.

Контроль якості: алгоритми ШІ та машинного навчання аналізують дані виробництва, під час протікання процесів щоб покращити якість продукції. Виробники сталі можуть запроваджувати заходи контролю якості на основі даних, щоб забезпечити постійну та високу якість продукції.

Наприклад, ШІ Vercada може бути використана для прокатного стану при виробництві виробів де підтримання якості має вирішальне значення.

Використовуючи промислові камери та модель машинного навчання, такі дефекти, як подряпини та вм'ятини, можна ідентифікувати в режимі реального часу. Це дозволяє вчасно вживати коригувальних заходів, запобігаючи виникненню дефектів зменшенню браку та підвищенню якості виробів.

Загалом впровадження технологій штучного інтелекту та машинного навчання в металургійній промисловості має величезний потенціал для підвищення продуктивності, ефективності, контролю якості, управління ланцюгом поставок

Оптимізація поставок: алгоритми штучного інтелекту такі, як SoulPage можуть аналізувати ринкові тенденції та інші важливі фактори, щоб забезпечити точне прогнозування попиту.

А також дозволяє металургійним компаніям краще контролювати запаси шихти, витратних запчастин, проводити моніторинг готової продукції.

Це дозволяє зменшити експлуатаційні витрати та уникнути дефіциту або надлишкових запасів, покращуючи загальну ефективність ланцюжка поставок. Алгоритми ШІ використовуються для управління логістикою і оптимізацією маршрутів що мінімізує витрати і терміни доставки.

Все це допомагає оптимізувати роботу планово диспетчерських бюро. Як наслідок, загальна ефективність ланцюга постачання покращується, що приносить користь металургійним компаніям за рахунок зниження витрат і забезпечення своєчасної доставки продукції.

Список літератури

1. S. Dettori, I. Matino, V. Colla, R. Speets A Deep Learning-based approach for forecasting off-gas production and consumption in the blast furnace Neural Computing and Applications, 34 (2) (2022), pp. 911-923

ВПЛИВ ВОЛОГОСТІ ДОМЕННОГО ГАЗУ НА ПАРАМЕТРИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ДОМЕННИХ ПОВІТРОНАГРІВАЧІВ ПРИ ОПАЛЕННІ ЇХ ПРИРОДНО-ДОМЕННОЮ СУМІШШЮ

Основним видом палива для нагрівання доменного дуття в повітронагрівачах є доменний газ, потреби якого складають біля 30 % від загального виходу колошничкового газу із доменних печей. Для очистки доменного газу від пилу зазвичай використовують «мокрый» спосіб, що викликає необхідність використання значної кількості води та її охолодження в оборотному циклі водопостачання. Тому очищений доменний газ є сумішшю сухого газу і сухої насиченої водяної пари з відносною вологістю 100 %. Абсолютний тиск вологого доменного газу є сумою атмосферного тиску і надлишкового тиску газу. У зв'язку з тим, що водяна пара в компонентах і продуктах спалення є ідеальним газом, тиск вологого газу, відповідно до закону Дальтона, визначається як сума парціальних тисків сухого газу і водяної пари [1,2].

В розрахунках спалення палива при визначенні вмісту водяної пари ($\%H_2O$) в доменному газі і коефіцієнта перерахунку складу сухого газу на вологий (робочий) використовують поняття абсолютної вологості газу (f), яка представляє собою кількість грамів води, що приходить на 1 м³ сухого газу при температурі 273,15 К та тиску 101325 Па [2]. Абсолютна вологість доменного газу та відсотковий вміст водяної пари розраховують за співвідношеннями [2,3]:

$$f = \frac{\mu_n}{V_n} \cdot \frac{P_n}{P - P_n}; \quad \%H_2O = \frac{100 \cdot f}{803,6 + f}, \quad (1)$$

де μ_n – молекулярна маса водяної пари, г/моль; P , P_n – відповідно, загальний тиск вологого газу та парціальний тиск водяної пари, Па; V_n – парціальний об'єм водяної пари, м³; 803,6 – густина водяної пари при 0 °С і 101325 Па, г/м³.

Зазвичай при розрахунках спалення палива, помилково використовують занижені дані абсолютної вологості доменного газу ($f = 35$ г/м³). В дійсності це значення

на більшості доменних печей знаходиться в межах 60 – 200 г/м³ і залежить від температури колошникового газу на виході з доменної печі, використання пиловугільного палива, яке споживає доменна піч, систем очистки газу та охолодження оборотної води.

Теплота згоряння доменного газу недостатня для забезпечення нагрівання дуття в повітрянагрівачах до 1040 – 1080 °С (при бажаній температурі нагрівання дуття 1150 – 1250 °С). Зазвичай для збільшення теплоти згоряння палива для повітрянагрівачів доменний газ збагачують природним, або нагрівають компоненти спалення в спеціальних теплообмінниках. Але при цьому необхідно витратити 20 – 28 млн. м³/ рік природного газу, або обладнати блоки повітрянагрівачів теплообмінниками для нагрівання доменного газу і повітря спалення, що в умовах існуючого розміщення комплексу доменних печей не завжди можливо [4].

Під час дослідження використано розрахунково-чисельний метод для визначення впливу вологості доменного газу на його теплоту згоряння (Q_n^p), температуру під куполом повітрянагрівачів ($t_{куп}$), відсотковий вміст водяної пари в доменному газі і продуктах спалення, питомий вихід продуктів спалення (ν_o) та вміст і витрати природного газу для збагачення доменного газу. Приймали теплоту згоряння доменного газу $Q_n^p = 3326$ кДж/м³ при змінній абсолютній вологості (температурі) доменного газу: 204,7 г/м³ (60 °С); 115,8 г/м³ (50 °С); 65,3 г/м³ (40 °С); 42,5 г/м³ (35 °С). Для забезпечення однакових параметрів теплообміну і температур в повітрянагрівачах для всіх варіантів приймали однакові значення температур під куполом та загальні витрати димових газів, що проходять через насадки повітрянагрівачів. Відсотковий вміст доменного і природного газів приймали незмінними, а склад і теплоту згоряння природно-доменної суміші розраховували в залежності від вологості доменного газу.

Температуру під куполом розраховували за співвідношенням:

$$t_{куп} = \frac{Q_n^p + Q_{ф.г} + Q_{ф.пов} \cdot \eta_{пир}}{C_0^{t_{кал}} \cdot \nu_o}, \text{ } ^\circ\text{C}, \quad (2)$$

де $Q_{ф.г}$, $Q_{ф.пов}$ – фізична теплота нагрітих доменного газу і атмосферного повітря, кДж/м³; $\eta_{пир}$ – пірометричний коефіцієнт, який дорівнює 0,9 для повітрянагрівачів з вбудованою камерою згоряння [4].

Зміну витрат природно-доменної суміші (B_1 та B_2) визначали із умов рівності витрат димових газів двох варіантів:

$$B_1 \cdot \nu_{\partial 1} = B_2 \cdot \nu_{\partial 2}, \quad (3)$$

тоді відношення витрат газу буде:

$$\frac{B_1}{B_2} = \frac{\nu_{\partial 2}}{\nu_{\partial 1}}. \quad (4)$$

Таким чином, при зменшенні вологості доменного газу витрати природно-доменної суміші в $\nu_{\partial 2} / \nu_{\partial 1}$ рази більше.

Крім вологості у вигляді водяної пари в доменному газі присутня також крапельна волога у вигляді невеликих крапель води. Вона утворюється в результаті природного охолодження насиченого доменного газу в неізольованому газопроводі. Особливо значна її кількість утворюється в осінньо-зимовий період. Вплив цієї вологи на температуру спалення газу значний, так як необхідно додатково витратити теплоту на нагрівання рідини до температури кипіння, на утворення і перегрів водяної пари до температури під куполом. Крім цього, крапельна волога негативно впливає на стійкість кладки нижньої частини камери спалення повітрянагрівача. Наявність крапельної вологи призводить також до зниження теплоти згоряння доменного газу і, як результат, – до зменшення температури під куполом повітрянагрівачів.

Температура (вологість) очищеного доменного газу залежить від температури оборотної води, яка використовується для очистки газу, і яка в свою чергу залежить від температури атмосферного повітря (пори року). Тому в літній період (період I) приймали максимальне значення абсолютної вологості газу $204,7 \text{ г/м}^3$ (60°C), а в осінньо-зимовий період (період II) – $115,8 \text{ г/м}^3$ (50°C). Мінімально можливе значення абсолютної вологості складає $42,5 \text{ г/м}^3$ (35°C).

Визначено, що при зниженні вологості газу в період I (з $204,7$ до $42,5 \text{ г/м}^3$) і в період II (з $115,8$ до $42,5 \text{ г/м}^3$) відбувається зменшення відсоткового вмісту водяної пари в доменному газі відповідно в 2,97 рази (з 16,00 до 5,39 %) в період I та в 1,92 рази (з 10,40 до 5,39 %) в період II. Це призводить до збільшення теплоти згоряння газу, відповідно, на 18,7 та 8,3 %, а також до збільшення температури під куполом повітрянагрівачів, відповідно, на 10 та 4,5 %.

Розрахунки параметрів спалення природно-доменної суміші при зміні абсолютної вологості доменного газу за періоди I та II і постійній температурі під куполом 1300 °С показали, що відсотковий вміст природного газу в природно-доменної суміші зменшується з 4,19 до 1,71 % для періоду I та з 3,91 до 1,71 % для періоду II. При постійній температурі під куполом це призводить до зниження теплоти згоряння газової суміші з 4164 до 3822 кДж/м³ (період I) та з 3984 до 3822 кДж/м³ (період II) [5].

Аналіз техніко-економічних показників експлуатації повітрянагрівачів показав, що зменшення вологості газу призводить до зниження витрат природного газу в 2,2 рази (з 3771 до 1699 м³/год) для періоду I та з 2754 до 1699 м³/год для періоду II. При підтримці постійної теплової потужності повітрянагрівачів необхідно збільшувати витрати природно-доменної суміші на блок повітрянагрівачів відповідно до періодів на 10 % (з 90000 до 99327 м³/год) та на 5 % (з 94626 до 99327 м³/год). При цьому економія природного газу на блок повітрянагрівачів однієї доменної печі складає 27 млн. м³/рік.

При зменшенні абсолютної вологості доменного газу знижується кількість водяної пари, що приймає участь в згорянні газу, а потім викидається з димовими газами в довкілля. Якщо врахувати густину водяної пари, то витрати води складають 86200 т/рік для однієї доменної печі. Цю кількість втраченої води необхідно компенсувати в системі оборотного водопостачання за рахунок використання додаткових витрат «свіжої» річкової води.

Таким чином питання зниження вологості очищеного доменного газу є актуальним, як з точки зору економіки, так і з точки зору захисту навколишнього середовища, оскільки призводить до значної економії природного газу і річкової води. Тому доцільно продовжити дослідження з вирішенням цієї проблеми шляхом модернізації системи оборотного водопостачання і утилізації теплоти (зниження температури) колошникового газу перед системою очистки.

Список літератури

1. *Беляев, Н. Н. Термодинамика / Н. Н. Беляев. – К. : Вища шк., 1987. – 344 с.*
2. *Александров, А. А. Таблицы теплофизических свойств воды и водяного пара : справочник / А. А. Александров, Б. А. Григорьев. – М. : Из-во МЭИ, 1999. – 168 с.*
3. *Рид, Р. Свойства газов и жидкостей : справочное пособие / Р. Рид, Дж. Праусниц, Т. Шервуд. – Л. : Химия, 1982. – 592 с.*
4. *Грес, Л. П. Повышение энергоэффективности нагрева доменного дутья : монография / Л. П. Грес [та ін.] – Днепр : ПРОФИПРИНТ, 2021. – 612 с.*

5. Грес, Л. П. Анализ факторов, влияющих на возможности исключения природного газа при отоплении воздуха нагревателей / Л. П. Грес, А. Е. Миленина, Н. И. Щурова и др. – *Металлургическая теплотехника: сборник научных трудов НМетАУ. – Днепропетровск: Новая идеология, 2008. – С. 105-117.*

УДК 669.181.4:669.15'26-194

О.М. Гришин, А.А. Надточій, Є.Ю. Мирошніченко, Т.Ю. Чімишенко

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

ВИКОРИСТАННЯ ТЕХНОГЕННИХ МАТЕРІАЛІВ ПРИ ОТРИМАННІ ГУБЧАТИХ ЛІГАТУР

Середнє Побужжя, Липовенківського родовища, є єдиним районом в Україні, де відомі родовища та рудопроявлення хромітів [1]. За деякими оцінками, ресурси руди до глибини 600 м оцінюються в 23 млн. тон. Дослідження показали, що за хімічним та мінералогічним складом, за текстурою застосування даного рудного матеріалу вимагатиме суттєвого перегляду діючих норм використання хромової руди. Хроміти Побужжя представлені: масивними ($\text{Cr}_2\text{O}_3 > 35\%$), вкрапленими (Cr_2O_3 16 - 35%) та рідкіснокрапленими ($\text{Cr}_2\text{O}_3 < 15\%$) рудами.

Сучасний стан ресурсної бази феросплавного виробництва потребує аналізу можливостей застосування нових матеріалів для виробництва кінцевого продукту. Запаси кондиційних хромових руд у світі неухильно скорочуються, що потребує розширення сировинної бази за рахунок бідних та некондиційних руд, а також різних техногенних матеріалів: шламів, хвостів збагачення, пил та ін. Наприклад, шламові хвости рудозбагачення містять до 25-26% Cr_2O_3 . Неоднорідність хімічного та мінералогічного складу таких матеріалів вносить додаткові труднощі, пов'язані з їхньою підготовкою до плавки. Значна частина таких матеріалів потребує попереднього збагачення. Наприклад магнітна чи гравітаційна сепарація дозволяє виділити до 88-90% фракції містить близько 50% Cr_2O_3 .

Отриманий після збагачення концентрат піддається огрудкуванню. Для процесів твердофазного відновлення найприйнятнішим є брикетування. Вибір оптимальних параметрів брикетування та відновлення забезпечує отримання губчастої лігатури із

заданим хімічним складом та фізичними властивостями (таблиця 1). Методом комплексного відновлення отримано губчасту лігатуру.

З метою перевірки ефективності отриманої лігатури, виконано лабораторне дослідження з легування металу. Метал (ст. 3) масою 50 кг розплавляли в індукційній печі, розкисляли та вводили легуючі добавки: губчасту лігатуру або середньовуглецевий Fe-Cr.

Таблиця 1. Фізико-хімічні властивості отриманої лігатури

Склад шихти, %			Фракційний склад, мм		Лігатура			
Хр. концентрат	Вугілля	С			Щільн., г/см ³	Склад, %		
Cr ₂ O ₃	FeO	С	ХК	Вугілля	г/см ³	Cr	Fe	С
52.44	12.15	32	<0.07	<0.05	4.23	70.6	23.8	2.71

У таблиці 2 представлені склад експериментальної лігатури та склад полученого металу.

Таблиця 2. Засвоєння хрому при використанні різного виду легуючих добавок

Засвоєння, %		Хімічний склад металу, %						
Cr	Fe	Cr	Fe	Ni	C	S	P	Si
Експериментальна лігатура (Cr-Fe-Ni → 70.6-23-4%)								
98.3	98,5	11.75	80.66	4.2	1.2	0.03	0.03	0.13
Ферохром ФХ650								
93.2	97.0	10.29	84,39	-	3.08	0.029	0.03	0.18

Результати проведених випробувань показали високу ефективність губчастої лігатури: ступінь засвоєння легуючого компонента та час засвоєння.

Список використаних джерел

1. Гріншпунт Вадим Олександрович. Металургійні властивості хромітових руд Побужжя і розробка раціональних режимів отримання високовуглецевого ферохрому : Дис... канд. наук: 05.16.02. Дніпропетровськ, 2006.

О.М. Гришин, А.А. Надточій, О.О. Жадан

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

**ТЕОРЕТИЧНІ ТА ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ КОНВЕРСІЇ
ПРИРОДНОГО ГАЗУ ЗА УЧАСТЮ H_2O , CO_2 ТА O_2**

Для оптимізації процесу конверсії метану, з метою отримання газової фази з високим відновним потенціалом, проаналізовано вплив складу вихідної суміші на якісні та кількісні зміни в рівновазі аналізованої системи. При порівнянні результатів слід враховувати, що 0,6 моля кисню еквівалентні 1,2 молям H_2O . Якісні закономірності процесу за участю лише водяної пари зберігаються і в присутності кисню, тому підвищення температури супроводжується зростанням ступеня конверсії метану (ω). Зміна співвідношення H_2/C продуктах конверсії з температурою визначається особливостями рівноваги реакції водного газу. Вище 1000 К значення (ω) близько 100%, так як у рівноважній газовій фазі присутні лише сліди CH_4 . Зростання тиску газу при парокисневій конверсії CH_4 , як і відсутність кисню, помітно зменшує ступінь конверсії. Як впливає з таблиць 2.24-2.26, у присутності кисню чітко спостерігається зростання конверсії CH_4 . Ефективність часткової заміни водяної пари киснем визначається повнотою перетворення CH_4 в заданих умовах за суто парової конверсії. Цілком закономірно, що в цих умовах вплив кисню на величину практично відсутній. Цілком закономірно, що тенденції зростання ступеня конверсії природного газу і зниження відношення $(H_2+CO)/(H_2O+CO_2)$ у присутності кисню повинні зберегтися і посилюватися і для випадку, коли кисень вводять до складу окислювачів на додаток до водяної пари, що подається, тобто за збереження постійного співвідношення H_2O/CH_4 . При надлишку окислювача, вважатимуться, що кисень витрачається згоряння $H_2(CO)$ до $H_2O(CO_2)$ і є переважно, лише джерелом тепла. Закономірності паровуглекислотно-кисневої конверсії CH_4 представляють безпосередній практичний інтерес по відношенню до умов шахтної печі Midrex процесу, в якому як окислювач використовується колошниковий газ, що містить CO_2 і H_2O . Що стосується реальних умов металізації окатишів, закономірності, що розглядаються, повинні бути скориговані з урахуванням вмісту у вихідній газовій суміші відновлювальних газів і співвідношення окисних компонентів і природного газу.

З розрахунку випливає, що при 1000 K вміст продуктах конверсії CH_4 залишається мізерно малим навіть при введенні у вихідну суміш до 4 молекул H_2 на кожную молекулу CH_4 . Закономірно збільшується одночасно вміст H_2 у продуктах (понад 20%) і зменшується більш ніж на 10% кількість ($\text{H}_2\text{O} + \text{CO}_2$), практично залишається незмінним. Термодинамічні розрахунки дають характеристики складів продуктів конверсії CH_4 різними окислювачами, але не враховують теплову сторону процесу.

У реальних умовах шахтної печі вибір оптимальних витрат кисню багато в чому визначається енергетикою найпростіших реакцій конверсії метану, оскільки на повноту перетворення CH_4 кисень практично не впливає. З даних випливає, що при заміні половини об'єму водяної пари еквівалентною кількістю кисню в сумішах стехіометричного складу ендотермічність процесу конверсії CH_4 , а отже, і його енергоємність зменшується майже в 3 рази. Додаток в стехіометричну суміш (зі співвідношенням $\text{H}_2\text{O}/\text{CH}_4=1$) 0,6 об'єму кисню призводить до виділення значної кількості тепла, яка в 2,5 рази перевищує тепловий ефект реакції конверсії CH_4 чистим киснем.

УДК:669.112.2:669.26

О.М. Гришин, А.А. Надточій, С.А. Хромовських

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

КАТАЛІТИЧНИЙ ВПЛИВ ДОБАВКИ $\text{Fe}_{\text{мет.}}$ НА ТВЕРДОФАЗНЕ ВІДНОВЛЕННЯ ХРОМУ

Аналіз фізико-хімічних закономірностей процесу вуглецевотермічного відновлення хрому в простих і складних системах дозволяє зробити висновок, що його практична реалізація можлива в області температур, що виключають появу рідких фаз. експериментальні дослідження виконані для окису хрому (III) кваліфікації ЧДА, хромової руди та спектрального графіту.

Дослідження, проведені в неізотермічному режимі зі швидкістю нагріву зразка ~ 10 K/хв., показали, що вуглецевотермічне відновлення Cr_2O_3 починається трохи вище 1373 K. При 1473 K процес розвивається із значною швидкістю – протягом процесу ω досягала $\sim 30\%$. Відновлення окиду хрому призводило до утворення стабільного Cr_3C_2 . Проте слід зазначити, що рентгеноструктурні дослідження виявили появу малих

кількостей термодинамічно нестійкого Cr_7C_3 . Експериментальні дослідження підтвердили висновки термодинамічного аналізу про можливість появи нестабільних твердих продуктів у ході вуглецевотермічного відновлення Cr_2O_3 та участі утвореного Cr_3C_2 у видаленні кисню оксидної фази.

Оскільки ця робота спрямована на розробку фізико-хімічних основ твердофазного отримання залізохромистих легуючих матеріалів, необхідно визначити вплив $\text{Fe}_{\text{мет.}}$ на кінетику процесу та встановити можливий механізм такого впливу. Було встановлено, що заліза гальмує відновлення Cr_2O_3 вуглецем при 1473 – 1573 К. Це узгоджується із літературними відомостями. Негативний ефект мав місце і мало змінювався при варіюванні маси добавки в межах від 10 до 100% по відношенню до вихідного вмісту хрому в зразку. Ефект гальмування процесу добавками $\text{Fe}_{\text{мет.}}$ не можна пов'язати з погіршенням контакту оксидної фази зі $\text{C}_{\text{тв.}}$. Такому висновку суперечить незмінність швидкості відновлення Cr_2O_3 при введенні в шихту навіть більших кількостей інертного розріджувача Al_2O_3 . Пояснення встановленому факту слід шукати з урахуванням неоднозначного впливу заліза на кінетику процесу. З одного боку, $\text{Fe}_{\text{мет.}}$ може прискорювати відновлення внаслідок каталітичного впливу на реакцію та розчинення в ньому хрому та його карбіду. З іншого боку, можливе уповільнення процесу через витрати частини CO на науглецьовування заліза та утворення його карбіду.

УДК 621.774.35

С.І. Губенко¹, В.М. Беспалько²

¹Інститут чорної металургії НАН України

²УДУНТ: Придніпровська академія будівництва та архітектури, м. Дніпро

ВПЛИВ БОРИДНИХ ВКЛЮЧЕНЬ НА МЕХАНІЧНІ ТА ТЕХНОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СТАЛІ 04X14T3P1Ф

Вступ. Для транспортування та зберігання відпрацьованого ядерного палива використовуються контейнери [1] із сталі 04X14T3P1Ф, легованої бором. При введенні в сталь бору утворюється велика кількість боридів, що негативно впливає на її механічні властивості та технологічну пластичність [2]. **Метою роботи** було вивчення впливу боридних включень на механічні та технологічні властивості сталі 04X14T3P1Ф.

Матеріали та методики досліджень. Дослідження проводили на зразках, відібраних від трубних заготовок, а також від гарячекатаних труб із сталі 04X14T3P1Ф [2]. Деформа-

цію методом косої прокатки здійснювали в інтервалі температур 850...1150 °С. Проводили випробовували на ударну в'язкість (ГОСТ 9454-98), розтягування (ГОСТ 1497), а також за підвищених температур (Инстрон 1195). Мікроструктуру та фазовий склад сталі вивчали за допомогою мікроскопів «Neophot - 31» та JSM 35, мікроаналізатора РЕММА 102-02 і пристрою ДРОН-2,0.

Результати досліджень та їх обговорення. Як показав рентгено- та мікроструктурний аналіз, сталь феритного класу 04X14ТЗР1Ф містить велику кількість боридних фаз двох типів: світлі та темні включення. Об'ємна частка темних і світлих боридів відносно 2,7 і 3,5 %. Бориди за гарячої деформації крихко руйнувалися, внаслідок локалізації напружень поблизу включень виникали мікротріщини [3].

Аналізували вміст елементів у боридах різного виду та у феритній матриці після деформації за температур 1100, 1150°С. Темні бориди є гетерофазними включеннями, їх основою є складний борид $(\text{Ti,Fe,Cr,V})_2\text{B}$, а оболонкою - $(\text{Ti,Cr,V})_2\text{B}$, в яких є фаза, що містить V. Аналіз вмісту легуючих елементів у світлих боридах за температури 1100 °С показав, що вони є включеннями - на основі Fe, Cr - $(\text{Fe,Cr})_2\text{B}$. За підвищенням температури деформації до 1150°С відбувається зміна складу, структури та форми боридів, що пов'язано з дифузійним перерозподілом у них хімічних елементів. В процесі деформації за 1150°С відбувається динамічна дифузійна взаємодія боридів з феритною матрицею, що призводить до їх дифузійного дроблення. Вивчення кривих термогравіметричного аналізу показало [4], що, очевидно, за гарячої деформації проходить боридне перетворення $(\text{Ti,Fe,Cr})_2\text{B} \rightarrow (\text{Fe,Cr})_2\text{B}$, що впливає на властивості боридних включень і сталі 04X14ТЗР1Ф. Значення мікротвердості боридів та матриці, наведені в роботі [4], свідчать про розвиток їх зміцнення за термо-деформаційного впливу.

Механічні та технологічні властивості сталі 04X14ТЗР1Ф значною мірою визначаються вихідною структурою трубної заготовки, а також можливостями її трансформації у процесі пластичної деформації. Аналізували зміну механічних властивостей сталі у вихідній трубній заготовці, гільзі та гарячекатаних трубах. Значна зміна цих характеристик, особливо пластичності, відбувається у процесі прошивки трубної заготовки в гільзу, де здійснюється основна деформація металу (табл. 1).

Міцнісні властивості з підвищенням температури випробувань на розтягування плавно знижуються, однак характеристики пластичності не демонструють відповідного плавного підвищення своїх значень (табл. 2).

Таблиця 1. Механічні характеристики сталі 04X14T3P1Ф

Стан металу	Межа міцності, σ_B , МПа	Межа текучості, σ_T , МПа	Відносне подовження, δ %	Ударна в'язкість, КСУ, Дж/см ²
Исходная заготовка	435...452	320...372	8,2...10,3	5,1...6,2
Гильза	480...510	310...330	16,0...18,5	6,3...7,4
Горячекатаная труба	550...586	410...445	13,0...15,5	10,2...19,2

Очевидно, це пов'язано як із зміною співвідношення вкладу процесів гарячого наклепу та динамічного відновлення структури феритної матриці за різних температур деформації, так і з можливістю зміни поведінки боридних включень внаслідок боридних перетворень. Крім того, падіння пластичних характеристик за температур випробувань 1150...1200 °С свідчить про прояв червоноламкості внаслідок оплавлення боридів (боридних евтектик). Результати випробувань показали, що застосування підвищених температур за прошивки (1150 °С) та прокатки труб на автоматичному стані ТПА 350 (1050 °С) є небажаним.

Таблиця 2. Механічні характеристики сталі 04X14T3P1Ф за підвищених температур

Властивість	Температура випробувань, °С							
	850	900	950	1000	1050	1100	1150	1200
Межа міцності, МПа	92,3	78,1	56,4	46,2	38,5	35,6	29,3	23,2
Межа текучості, МПа	81,2	62,4	51,3	39,3	32,4	29,6	25,4	22,4
Відносне подовження, %	61,4	64,0	71,8	76,3	62,3	66,4	46,2	18,7
Відносне звуження, %	68,3	72,1	75,4	81,2	87,2	92,5	69,1	33,4

Цілковито очевидно, що проблеми незадовільної технологічної пластичності багато в чому пов'язані з трансформацією боридних включень за термо-деформаційного впливу на різних етапах технологічного процесу виробництва труб зі сталі 04X14T3P1Ф, а також структурні зміни, що впливають на феритну матрицю. У скупченнях боридів внаслідок деформаційних напружень виникають тріщини, що також сприяє зниженню технологічної пластичності сталі. Розвиток динамічної рекристалізації за підвищених температур (1000 ... 1050 °С) та отримання зерен фериту 1-2 балів призводить до зниження значень ударної в'язкості до 5 Дж/см². Зниження температури прокатки до 900...950 °С і застосування ступеня деформації 34% призводило до розвитку

процесів динамічної полігонізації і рекристалізації, що сприяло підвищенню ударної в'язкості до 10...20 Дж/см². Прокатка зі ступенями деформації 20 і 34% за температури 850 °С сприяла розвитку процесів знеміцнення феритної матриці переважно за механізмом динамічної полігонізації, хоча спостерігали ознаки і динамічної рекристалізації, причому нові зерна формувалися поблизу включень боридів.

Проведено дослідження щодо визначення оптимальних температур та ступенів деформації при прокатці на автоматичній установці та впливу температурно-деформаційних параметрів прокатки на розвиток процесів руйнування сталі 04X14T3P1Ф при динамічному навантаженні. Підвищення ударної в'язкості досягається за певного поєднання температури та ступеня деформації: оптимальний температурний інтервал прокатки – 950...900 °С, ступінь деформації – 34 % (табл. 3).

Таблиця 3. Значення ударної в'язкості сталі 04X14T3P1Ф після деформації за різних параметрів прокатки

Ступінь деформації, ε, %	Ударна в'язкість, КСУ, Дж/см ² , після деформації за температури, °С				
	850	900	950	1000	1050
20	4,7	7,3	5,0	5,0	5,0
34	4,4	20,8	10,4	5,0	5,0
50	4,7	5,0	5,0	5,0	5,0

Висновки. В процесі гарячої деформації відбуваються фазові та структурні трансформації у боридних включеннях, що сприяє зниженню технологічної пластичності сталі 04X14T3P1Ф. Дослідження поведінки включень боридів за гарячої обробки сталі тиском, а також механічні випробування дозволили визначити режими обробки, які сприяють отриманню оптимальної структури, що забезпечує підвищену ударну в'язкість сталі 04X14T3P1Ф.

Література

1. Воеводин В.Н. Конструкционные материалы ядерной энергетики – вызов 21 века. Вопросы атомной науки и техники, 2007. - № 2. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение (90). - с. 10-22.
2. Губенко С. И., Беспалько В.Н., Жиленкова Е.В. Влияние температуры и степени деформации на характер изменения боридов в высокохромистой стали с бором.

Теория и практика металлургии, 2006. - № 4-5. - с.158-160.

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

4. Губенко С. І., Беспалько В.М. Фазовий склад та можливість перетворень у боридних включеннях в сталі 04х14т3р1ф, яку використовують у атомній енергетиці. XI International scientific and practical conference «Innovative Solutions to Modern Scientific Challenges» (February 21-23, 2024) Zagreb, Croatia, International Scientific Unity, 2024. - 268 p. (p. 246-250).

УДК 669.162.231/.238

О. В. Гупало, Ю. М. Радченко, П. В. Токмаков

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

МОДЕРНІЗАЦІЯ КІЛЬЦЕВОЇ ПЕЧІ З МЕТОЮ ЗМЕНШЕННЯ ЕНЕРГОВИТРАТ НА НАГРІВАННЯ МЕТАЛУ

Кільцеві печі використовуються на металургійних підприємствах України для нагрівання трубних і колісних заготовок перед обробкою тиском, а також для термічної обробки виробів. Переважну більшість печей було спроектовано ще за радянських часів, і до тепер конструкція цих печей не зазнала суттєвих змін. Проте зростання вартості палива – природного газу та поява на ринку нових вогнетривких і теплоізоляційних матеріалів поряд з моральним зношенням існуючого обладнання спонукають підприємства до інвестування в модернізацію печей.

Авторами було розроблено проектні рішення щодо модернізації кільцевої печі колесопрокатного цеху ПАТ «Інтерпайп НТЗ» та визначено очікувану зміну техніко-економічних показників роботи печі після впровадження модернізації.

Кільцеву піч призначено для нагрівання коліс під загартування. Основні розміри печі: середній діаметр 19,38 м; ширина поду 3,3 м; висота робочого простору 1,5 м. Піч розділена на 4 опалювальних зони і 1 методичну зону, частина якої обладнана пальниковими пристроями. Пальники розташовані в бічних стінах зовнішнього і внутрішнього кілець печі. Загальна кількість пальників – 33 шт. Футерування стін і склепіння печі виконано із шамотної цегли; футерування поду – двошарове, виконане із легковагої шамотної цегли і шамотного вогнетриву. Для утилізації теплоти димових газів, що

відходять з робочого простору, піч обладнано петльовим металевим трубчастим рекуператором.

Параметри металу, що нагрівається: діаметр коліс 700-1250 мм, висота стінки 140-235 мм, висота обода 110-160 мм, вага 265- 130 кг. Максимальна продуктивність печі за проектом 18 т/год.

Аналіз технічного стану та техніко-економічних показників роботи кільцевої печі показав, що піч має суттєві резерви для покращення показників енергоефективності. Зношена футерівка печі призводить до значного підвищення температури зовнішніх поверхонь склепіння і бічних стін, що в свою чергу збільшує витрати теплоти теплопровідністю через футерівку. Низька ефективність роботи існуючого рекуператора печі, який забезпечує підігрівання повітря горіння лише до 100-110 °С замість 350 °С, як це було передбачено проектом, призводить до низької ступені утилізації теплоти димових газів, що відходять.

Для вибору і обґрунтування проектних рішень було розроблено математичну модель теплової роботи печі, яка дозволяє виконувати розрахунки спалювання палива і нагрівання металу (з урахуванням променевої та конвективної складових процесу теплообміну), визначати теплові витрати робочого простору печі, розраховувати техніко-економічні показники печі (витрати палива, повітря, димових газів, коефіцієнти використання теплоти палива та корисної дії печі) [1-2].

З метою адаптації математичної моделі виконано порівняння результатів моделювання процесу нагрівання коліс діаметром 915 мм, висотою 225 мм (маса колеса 470 кг, продуктивність печі 16,7 т/год) з результатами експериментальних досліджень, виконаних співробітниками підприємства. Кінцеві параметри нагрівання металу: середня температура верхньої поверхні коліс 875 °С, перепад температур по перетину колеса 20 °С. Як показали результати, похибки розрахунку розподілу температур металу (по товщині колеса) та температури печі в процесі нагрівання не перевищує 5 %, що свідчить про можливість використання розробленої моделі для подальших досліджень.

В якості заходів, спрямованих на зниження витрат палива на теплову обробку металу, запропоновано модернізацію печі, яка полягає у заміні цегляної вогнетривкої футерівки печі на футерівку, виконану із сучасних теплоізоляційних і вогнетривких матеріалів компаній «Luyang Unifrax Trading Company Limited» (КНР), «ЕСТР Refractories» (Бельгія), «Morgan Advanced Materials» (СС) [3], а також передбачає заміну рекуперативного теплообмінника, що відпрацював свій термін експлуатації та

втратах газощільність, на новий рекуператор із жароміцної сталі, який дозволяє забезпечити температуру підігріву повітря перед спалюванням до 400 °С. Моделювання роботи печі дозволило вибрати раціональні теплові режими нагрівання коліс перед загартовуванням, та розрахувати зміну техніко-економічних показників печі після реалізації проектних рішень. Визначено, що модернізація кільцевої печі забезпечить зменшення питомої витрати палива на нагрівання металу на 30 % при зберіганні заданої якості нагрівання металу.

Список літератури

1. Губинский, В. И. Metallургические печи : Теория и расчеты / Губинский В. И., Тимошпольский В. И., Ольшанский В. М. и др. – Минск : Белорусская наука. В 2-х т. –Т. 1. – 2007. – 596 с.
2. Губинский, В. И. Metallургические печи : Теория и расчеты / Губинский В. И., Тимошпольский В. И., Ольшанский В. М. и др. – Минск : Белорусская наука. В 2-х т. –Т. 2. – 2007. – 832 с.
3. Сайт ТОВ «ИНВЕНТУМ УКРАЇНА». URL: <https://inventum.com.ua/> (дата звернення: 19.04.2024)

УДК 669.05.8:621.785

Л.О. Дан, Л.О. Трофімова, В.О. Маслов

Державний вищий навчальний заклад «Приазовський Державний Технічний Університет», м. Дніпро

ЩОДО МОЖЛИВОСТІ ВИКОРИСТАННЯ ТОПОКІНЕТИЧНИХ РІВНЯНЬ ДЛЯ ОПИСУ ДРУГОЇ СТАДІЇ КАРБОТЕРМІЧНОГО САМОВІДНОВЛЕННЯ FeO

Дисперсні залізграфітові відходи (ЗГВ) металургійного виробництва перебувають у фокусі уваги вчених уже протягом понад 40 років. Будучи за своєю природою відходами виробництва, через свій хімічний склад (до складу ЗГВ входять: графіт, оксиди заліза та металеве залізо) і будову (оксидні частинки щільно з'єднані з пластинками графіту, а іноді перебувають усередині них) вони стали цінним сировинним матеріалом [1]. Комплексне використання всіх складових ЗГВ дає змогу отримувати матеріал з унікальним поєднанням електричних і магнітних властивостей, зокрема радіоекрануючих і радіопоглинаючих.

Керувати рівнем цих властивостей можливо шляхом термічної обробки ЗГВ. За температур понад 960 °С відбувається відновлення оксидів заліза до металічного заліза вуглецем, що входить до складу матеріалу, - карботермічне самовідновлення (КТСВ). Проведені раніше дослідження показали, що з кінетичної точки зору головну роль за таких умов відіграє реакція $\text{FeO} \rightarrow \text{Fe}$.

З огляду на топокінетичний, за своєю суттю, і двостадійний за своєю природою характер явищ, що розглядаються, було показано, що перша стадія КТСВ ЗГВ, в процесі якої зароджується металева фаза на поверхні частинок вюститу, найточніше описується рівнянням Аврамі-Єрофєєва. Межа переходу від першої стадії процесу до другої зазвичай оцінюється за моментом проходження максимуму кривої залежності швидкості перетворень від часу. Для КТСВ ЗГВ, здійснюваного за температур 970 - 1050 °С, перехід від першої стадії до другої автори спостерігали за ступенів перетворення 0,3 - 0,4.

У цій роботі другу стадію КТСВ ЗГВ, протікання якої пов'язане з просуванням фронту реакції вглиб частинок, проаналізували з точки зору рівнянь [2] «сфери, що стискається» Грея-Веддінгтона:

$$1 - (1 - \alpha)^{1/3} = k \cdot t, \quad (1)$$

Яндера:

$$\left(1 - (1 - \alpha)^{1/3}\right)^2 = k \cdot t \quad (2)$$

та Кранка-Гістлінга-Броунштейна:

$$1 - \frac{2}{3}\alpha - (1 - \alpha)^{2/3} = k \cdot t. \quad (3)$$

У всіх рівняннях: α - ступінь перетворення, t - час. Рівняння складено таким чином, що якщо праву частину прийняти за функцію, а час реакції за аргумент, то вийде графік прямої лінії за умови адекватного опису цим рівнянням процесу.

Розрахунки й аналіз ступеня лінеаризації кінетичних кривих за різних температур засвідчили, що найточніше другу стадію КТСВ ЗГВ можна описати за допомогою рівняння Кранка-Гістлінга-Броунштейна.

Список літератури

1. Dan L. The formation, properties and use of dispersed iron-graphite metallurgical waste/ L. Dan, V. Maslov, L. Trofimova, G. Cios// JCME. - 2022.- Vol. 6, No. 4.- pp. 81–92.

2. Piotrowski K. Topochemical approach of kinetics of the reduction of hematite to wustite/ K. Piotrowski, K. Mondal, T. Wiltowski, P. Dydo, G. Rizeg// Chemical Engineering Journal. - 2007.- No.131.- pp. 73–82.

УДК 669.168

І.В. Дерев'янка, О.В. Жаданос, Є.О. Заболотських

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

ТЕРМОДИНАМІЧНІ ПЕРЕДУМОВИ ВИКОРИСТАННЯ ШЛАКУ ФЕРОМАРГАНЦЮ З РОЗКИСЛЕННЯМ ЙОГО КАРБІДОМ КРЕМНІЮ ПРИ ВИПЛАВЦІ СТАЛІ ГАДФІЛЬДА

Високомарганцева сталь Гадфільда широко застосовується для отримання відливок різного функціонального призначення, таких як елементи залізничних хрестовин, траки гусеничних тракторів і танків, а також гірського устаткування, зокрема елементів подрібнювального оснащення. Якість і працездатність конструкційних елементів залежать від дотримання науково-обґрунтованих параметрів кожної стадії наскрізної технології їх виробництва. Склад сталі Гадфільда коливається в межах: 1,0-1,4% С; 0,4- 1,0% Si; 10,0-14,0% Mn; 0,08-0,12% P; 0,02-0,04% S. Середній, найкращий склад сталі Гадфільда для фасонних вливок: 1,25% С; 0,8% Si; 12,5% Mn; P<0,10%; ~0,02% S. У цьому складі звертає увагу оптимальне відношення Mn/C рівне 10. Високий вміст вуглецю в сталі Гадфільда виходить автоматично, при присадці доменного феромарганця, в якому відношення Mn/C дещо вище 10 (80% Mn і 7% С) [1].

Високомарганцеву сталь 110Г13Л виплавляють на свіжій шихті з окисленням вуглецю і дефосфорацією сталевих ванни, а також методом переплаву. При виплавці сталі на свіжій шихті з окисленням, завалку ведуть з розрахунку отримання концентрації вуглецю в металі після розплавлення 0,4-0,6% з окисленням фосфору і вуглецю залізняком або киснем.

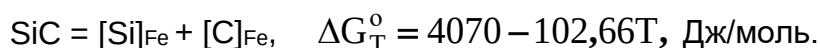
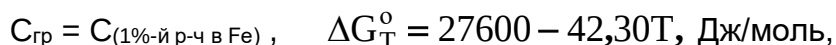
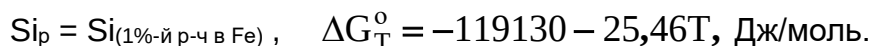
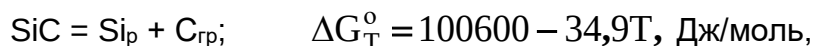
Щоб уникнути переокислення металу, окислювальний період закінчують при отриманні 0,15-0,20% С і швидкості окислення вуглецю $V_C=0,35-0,60\%/год$. У окислювальний період плавки знижується вміст фосфору, його вміст в кінці періоду знаходиться в межах $0,010\% \div 0,020\%$. Після закінчення окислювального періоду, при досягненні в металі необхідного вмісту вуглецю і фосфору, подачу окислювача припиняють і видаляють шлак (CaO 25-48%, SiO₂ 25-35%, MgO 15-18%, MnO 12-26%, Al₂O₃ 3,5-7,0%, FeO 1,0-0,4%, Fe₂O₃ 0,08-0,22%, P₂O₅ 0,01-0,02%), щоб не допустити зворотного

переходу фосфору з шлаку в сталь під час легування сталі марганцем. Після чого проводять попереднє розкислення ФС65 (ДСТУ 4127:2002), ФМн78а (ДСТУ 3547-97) або МнС17 (ДСТУ 3548-97) і легування металу ФМн78а (Мн-78 82%, С-7%, Si-2%, Р-0,05, S-0,03) [1].

Згідно закону Нернста-Шилова відношення концентрації компонентів в двох рівноважних рідких фазах, що не змішуються, при постійній температурі є величиною постійною ($L_{Mn} = \text{const}$), отже $[\%Mn] = (\%Mn) / L_{Mn}$. За достовірними даними, коефіцієнт розподілу марганцю дорівнює 1,8-2,5. [2].

У зв'язку з цим, збільшення вмісту MnO в шлаку по ходу плавки за рахунок введення в неї компонентів, що містять оксиди марганцю, зменшує вигар марганцю. Це положення було використане при розробці технології виплавки стали 110Г13Л з використанням шлаку виплавки вуглецевого феромарганця, хімічний склад якого %, мас.: Mn-38,52; MnO-49,72; FeO-0,93; SiO₂ - 23,4; Al₂O₃ - 13,14; CaO-6,75; MgO-2,56; P₂O₅ - 0,04.

Наведений шлак запропоновано обробляти карбідом кремнію металургійної якості (SiC 88-92%). Термодинаміка взаємодії SiC зі шлаковим розплавом, згідно [3], описується наступними хімічними реакціями:



Аналізуючи вище наведене, можна зробити висновок про перспективність використання шлаку виплавки вуглецевого феромарганця з подальшим розкисленням його карбідом кремнію при виплавці високомарганцевої сталі Гадфільда.

Список літератури

1. Гасик М.І., Петров Ю.М., Семенов І.А. Металургія високомарганцевої сталі. – К.: Техніка, 1990. – 136с.

2. Охотський, В.В. Теорія металургійних процесів / В. В. Охотський, О. Л. Костюлов, В. К. Симонов. - К. : ІЗМН, 1997. - 512 с.
3. Дерев'янка І.В., Жаданос О.В., Підгорний С.М. Технологія обробки залізо-вуглецевих розплавів вуглецькарбідокремнієвими матеріалами при виплавці високоміцних чавунів // Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра [збірка наукових праць]: матеріали XVII Всеукраїнської науково-практичної конференції, Київ, 23 квітня 2019 р. / [редкол.: К.В. Михаленков та ін.]. – К.: КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2019. – с. 193-202.

УДК 669.162

Д.В. Єськов, Є.М. Сігарьов, А.А. Похвалітий, І.Г. Пасс

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

ЗАКУПОРЮВАННЯ СОПЕЛ Т-ПОДІБНОГО НАКОНЕЧНИКА ФУРМИ

Метою дослідження є вивчення причин закупорювання сопла Т-подібних наконечників заглибних фурм, що використовують для вдування вглиб ковшової ванни порошкоподібних сумішей реагентів з метою десульфурзації.

В умовах КЦ ПрАТ «Камет-Сталь» на установці ковшової десульфурзації чавуну фірми «TyssenKrupp Polysius» у якості десульфураторів використовують імпортовані порошкоподібне флюїдизоване вапно та гранульований магній. З наведених у [1] діаграм режимів вдування витікає, що тонкодисперговане вапно буде вдуватись у розплав чавуну у струменевому, тоді як магній – у пазирковому режимах, що сприятиме утворенню настилів внаслідок затікання розплаву у канал фурми у перервах між відривом пазирів від потоку. Встановлено також [1], що у випадках використання нахилених або У-подібних фурм, навіть при високій концентрації тонкодиспергованих порошоків у газі-носії, на зрізі сопла формується пазир. При цьому порошкоподібний матеріал сегрегується у нижній частині сопла, а у верхній знаходиться газ та окремі тверді частинки.

Розрахунками А.Ф. Шевченка для прямопотоківих фурм показано [2], що при вихідному діам. труби 40 мм та 35-65 м³/год газу швидкість витоку останнього 8-15 м/с (пазирковий режим). У цьому режимі при відриванні пазиря вихід труби на певний час «захлопується» металом, який наморожується на стінки труби з формуванням діафрагми з отвором, діаметр якої поетапно зменшується (вже через 5 хв. продувки діа-

метр отвору зменшується до 2-3 мм). До основних причин закупорювання сопел авто-рами [3] віднесені наявність крупних частинок гранульованого Са у суміші та недостатня швидкість частинок в момент проходження сопла, що призводить до розплавлення останніх в фурмі.

Через складнощі прямого вимірювання практично відсутні експериментальні дані про нагрівання газопорошкового потоку у заглибній фурмі. З використанням од-номірної моделі двохфазового нагрівання G. Irons розраховано [4], що у промислових умовах температура газопорошкової суміші (з CaC_2 та азотом або з CO_2 у якості газу-носію) на виході із фурми повинна бути менше 500°C . В іншому дослідженні G. Irons отримано розрахункову температуру газопорошкової суміші (з вмістом 50 кг/м^3 газу-носію) у 270°C на виході із сопла у розплав чавуну з температурою 1450°C . Крім того G. Irons визначено, що закупорювання каналу фурми при введенні частинок SiO_2 у рі-дкий свинець відбувалося у барботажному режимі, коли внутрішня температура фу-рми падала нижче за температуру ліквідусу свинця. Згідно з даними Sun зі співавто-рами газ-носії повинен був нагрітись до 307°C при досягненні торця фурми, тоді як частинки Mg майже не нагріваються (31°C на виході із фурми).

Закупорювання одного із сопел Т-подібного наконечника фурми призводить до суттєвих порушень симетричності гідродинаміки ковшової ванни [5], збільшується не-безпека руйнування з'єднувальних шлангів, знижується продуктивність установки де-сульфурації та т. ін. На основі досліджень із використанням скануючого мікроскопу (SEM) та спектроскопії (EDS) структури та складу «засмічень» каналу Т-подібного на-конечника зроблено висновки, що причинами закупорювання сопла є поганий потік та відкладення десульфураторів.

За даними досліджень Шевченко А.Ф. зі співавторами [2] характер закупорю-вання зрізу каналу заглибних фурм при вдуванні Mg у чавун вказує на недостатню енергію газопорошкового потоку; наявність голкоподібних частинок Mg (довжиною до 10 мм) погіршує рівномірність його надходження; безпосередній контакт рідкого чавуну й каналу фурми та недостатній його діаметр обумовлюють підвищення гідродинаміч-ного опору. Газопорошковий потік не має достатньої «жорсткості», а пульсації у зоні витоку від барботажу ванни сприяють закупорюванню.

Згідно зі специфікацією «ThyssenKrupp Polysius» (Німеччина) для УДЧ ПрАТ «Камет-Сталь» (надалі УДЧКС) розміри зерен флюїдизованого вапна та гранульова-ного Mg (Mg97), що вдувають крізь два сопла діам. 0,012 м Т-подібного наконечника складають $< 1000 \text{ мкм}$ ($> 95\%$ розміром $< 200 \text{ мкм}$) та 200-1000 мкм відповідно. Вду-

вання суміші вказаних вище реагентів здійснюють у потоці газу-носія (азоту) з питомою витратою, у основний період, 54-56 нм³/год з витратою $Q_{Mg}=17$ кг/хв. та вапна $Q_B=42$ кг/хв. На зрізі сопел формується газопорошковий потік (ГП). Результати розрахунків фактичного пилового навантаження ГП та критичної густини газопорошкового потоку перед соплами Т-подібного наконечника, виконані за методикою М.Я. Меджибожського [6] приведені на рис. 1.

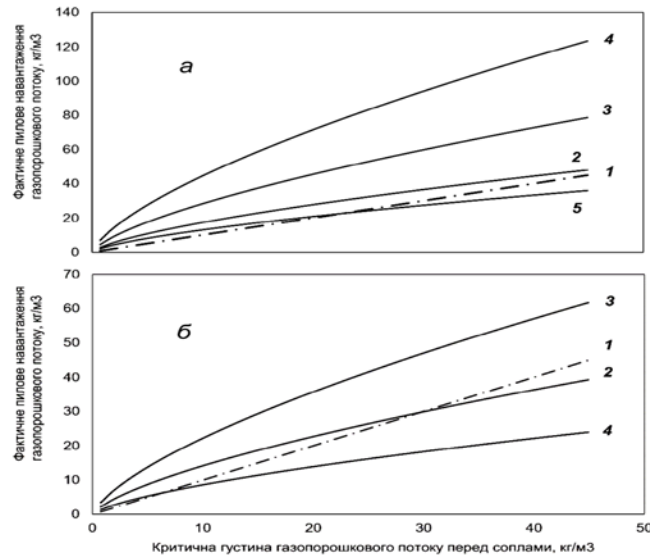


Рис. 1. Відповідність фактичного пилового навантаження (ФПН) газопорошкового потоку перед соплами Т-подібного наконечника розрахунковій критичній густині потоку, кг/м³ при закупорюванні одного із сопел (а) та штатній роботі наконечника (б) в умовах зміни питомих витрат (ПВ) газу-носія: а) 1 – критична густина газопорошкового потоку перед соплами при ПВ=55 нм³/год; 2 – ФПН при ПВ=90 нм³/год; 3 – ФПН при ПВ=55 нм³/год; 4 – ФПН при ПВ=35 нм³/год; 5 – ФПН при ПВ=120 нм³/год; б) 1 – критична густина газопорошкового потоку перед соплами при ПВ=55 нм³/год; 2 – ФПН при ПВ=55 нм³/год (штатні умови); 3 – ФПН при ПВ=35 нм³/год; 4 – ФПН при ПВ=90 нм³/год.

Таким чином, фактичне пилове навантаження (ФПН) газопорошкового потоку з частинками вапна та магнію у прийнятих на УДЧКС умовах в цілому відповідає критичній густині потоку (крива 2, рис. 1, б). При закупорюванні одного із сопел наконечника або зменшенні питомих витрат газу-носія ФПН суттєво змінюється (криві 3, рис. 1, а, б). Запобігання умов перевищення ФПН величин критичної густини потоку сприятиме збільшення витрат газу-носія до 90-120 нм³/год (криві 2 та 5, рис. 1, а).

Утворення металевої настилі на зрізі сопла (3, рис. 2), призводить до зниження

витрати порошкової суміші до нуля. В той же час, газ-носій (з меншою витратою) продовжує виходити із сопла; через певний час настіль розплавляється і процес повторюється. Запропонована для визначення максимальної глибини проникнення розплаву у канал фурми [7] залежність має вигляд:

$$l_{max} = 4,44 \cdot 10^{-3} d_c Ar_x^{1/2} \quad (1)$$

де $Ar_x = \rho_a^3 V_a^2 / (g \rho_p^3 d_c)$. Згідно з розрахунками за виразом (1) для умов УДЧКС глибина проникнення розплаву у сопло складає $0,193 \cdot 10^{-3}$ м.

Фактично ж встановлена глибина ($l_{зат}$) затікання металу у сопло (рис. 2) довжиною ($l_{сопл}$) склала у різних перетинах від $48 \cdot 10^{-3}$ до $61 \cdot 10^{-3}$ м. Співвідношення $l_{зат} / l_{сопл} = 0,53-0,67$ (53-67 % довжини сопла).

Встановлено, що внаслідок закупорювання каналу сопла утворюються своєрідні агломерації, що складаються із деформованих під впливом температури та тиску гранул магнію та частинок вапна й сягають розмірів у 700-1200 мкм та 330-1580 мкм відповідно. Для структури досліджених зразків накопичень, вилучених із закупореного сопла Т-подібного наконечника фурми УДЧКС, характерними є: - наявність декількох шарів поетапно намороженого чавуну на внутрішніх стінках сопла, товщиною 0,1-0,4 мм; - довжина зони, закупореної агломератом з вапна, складає 7,8% довжини сопла, конгломератом з частинок магнієм – 12% відповідно; - на зрізі сопла утворено настіль дзвіноподібної форми з кутом розкриття, що відповідає куту розкриття ГП (5, 6 рис. 2, б), що складається із краплі чавуну й суміші із частинок вапна та магнію.

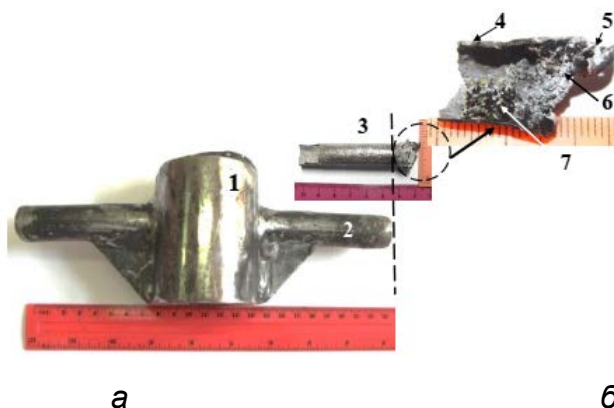


Рис. 2. Вигляд Т-подібного наконечника заглибної фурми УДЧКС (а) та засмічення (б) вилученого із закупореного сопла: 1 – Т-подібний наконечник; 2 – сопло; 3 – металевий настіль, що вилучено із робочого простору сопла; 4 – поетапно

наморожені на стінки сопла шари чавуну; 5 – крапля чавуну; 6 – шар з частинок вапна; 7 – шар з агрегованих гранул магнію

Нагрів ГП може відбуватись у підфурменній зоні, у зонах циркуляції та барботажу. Згідно з розрахунками Лернера Т.В. [8] газ-носій у розплаві нагрівається за рахунок конвективного теплообміну до температури розплаву за декілька мс. Для частинок діаметром 200 мкм, що безпосередньо контактують із розплавом з температурою 1400-1600⁰С за умов теплопередачі за рахунок теплопровідності, тривалість нагріву складає 10⁻³–10⁻¹ с. Згідно з [2] для частинок Mg (діам. 1,6 мм) їх температура в районі оголовку фурми підвищується не більш ніж на 10 ⁰С. Тривалість нагріву та плавлення частинок при потраплянні у розплав чавуну на глибинах від 1 до 4 м не перевищує 0,005 с (5·10⁻³ с).

Таким чином, за умов збереження гранулами Mg на зрізі сопел твердого стану, колапсі газових пазирів (каверн) та інтенсивному випарюванні Mg створюються умови для забризкування каналу фурми металом. Встановлені особливості структури та складу закупорювання каналу підтвердили наявність залишків розплаву чавуну на стінках сопел (рис. 2, б). Під час зворотних ударів металевий розплав частково затікає у сопло, стінки якого мають суттєво нижчу температуру і є холодною підкладкою для кристалізації металу. Згідно з [9] товщину намороженої металевої плівки можна визначити за виразом $\delta = k\sqrt{\tau}$, де k – коефіцієнт кристалізації, мм/с^{0,5} (для Fe-C розплавів $k = 2,7-4,2 \cdot 10^{-3}$ мм/с^{0,5}). Розрахунок тривалості утворення металевого шару у соплі (рис. 2, а) товщиною 0,1-0,4 мм показав, що τ становить 0,15-0,38 с. З певним припущенням таку тривалість можна вважати часом перебування металевого розплаву у робочому просторі сопла у періоди зворотних ударів.

Умовами запобігання вказаних явищ автори [2] вважають досягнення потоком на виході з каналу швидкості понад 60-70 м/с, а також використання наконечників з вигином каналу на кут 30-45⁰ до вертикальної осі фурми (при підвищених до 115-150 нм³/год. витратах газу-носія). Розрахована нами з використанням рівняння

$$\tau_{пл} = Fo \cdot r^2 / a, \text{ де } a = \lambda / (C_p \cdot \rho_{Mg}) \quad (\lambda = 300 \text{ Вт/м} \cdot \text{°С}; C_p = 1200 \text{ Дж/кг} \cdot \text{°С}), \text{ тривалість пла-$$

влення частинок Mg розміром 0,6-1,6 мм за умов безпосереднього контакту з розплавом чавуну (з температурою 1300 ⁰С) у робочому просторі сопла складає 0,096-6,82·10⁻³ с. Після потрапляння у робочий простір наконечника гранули магнію пролітають крізь сопло за 1,95·10⁻³ с, але при контакті з металом, що потрапив у сопло, мають час для нагріву. Ймовірно, це сприяє утворенню конгломератів із гранул магнію у приграничній

зоні. Запобіжником повного розплавлення гранул магнію слугує охолоджуючий ефект газу-носія.

В цілому, механізм закупорювання каналу сопла Т-подібного наконечника можна представити наступним: - перекриття зрізу сопла рідким металом внаслідок виникнення пульсацій у щільній фазі системи «газ-носії – суміш реагентів» внаслідок відхилень від проектних значень, перепадів тиску та зворотних ударів з досягненням критичної швидкості витоку ГП при перепадах тиску; - затікання рідкого металу у робочій простір сопла на відстань у 40-70% від його довжини з наморозуванням металевих шарів на стінках та наступним витісненням залишків розплаву під тиском газопорошкового потоку у ковшову ванну; - частковий нагрів частинок магнію та вапна при безпосередньому контакті з рідким металом, що затік у сопло; - накопичення, при перекритті зрізу сопла, частинок вапна та магнію на різних за перетином сопла висотах у пригранничній зоні виходу ГП, у тому числі внаслідок збільшення шорохуватості поверхні та ускладнень з виходом у ванну крізь пористу «пробку»; агломеровані частинки вапна розміщуються переважно у верхніх горизонтах, конгломерати магнію - у нижній частині сопла відповідно.

Запобігти відкладенню та накопиченню реагентів у нижній частині Т-подібного наконечника можливо як за рахунок підтримання високих фіксованих швидкостей витікання ГП, так і шляхом удосконалення конфігурації внутрішнього робочого простору наконечника для зменшення втрат енергії потоку на виході із сопел. Для попередження закупорювання сопла може бути рекомендовано підвищення на 90-120% від робочих витрат газу-носія у початковий та кінцевий періоди обробки чавуну.

Список літератури

1. G. A. Irons. Transactions of the Iron and Steel Society, 1984, vol. 5, pp. 33-45.
2. Шевченко А.П., Большаков В.І, Башмаков О.М. Технологія та устаткування десульфурзації чавуну магнієм у великовантажних ковшах. Київ: «Наукова думка», 2011. 207 с.
3. C. Marique / 4th International conference on injection metallurgy. Lulea, Sweden (June 11-13, 1986), pp. 263-279.
4. L.R. Farias and G.A. Irons. Metal. Trans. B, 1985, vol. 16B, pp. 211-225.
5. Wenjun Ma, Haibo Li, Jun Zhang, Yang Cui and Liang Sun. Influence of clogging of a T-shaped desulfurization lance on the flow field in a hot metal ladle / Metall. Res. Technol. 116, 301 (2019), pp. 1-7.

6. Порошкообразные материалы в сталеплавильном производстве / М. Я. Меджибожский, В. И. Сельский, В. Е. Купершток и др. Київ: Техніка, 1975. 184 с.
7. Нарита Т., Мацумото Е., Такехисо М. / Тэцу то хаганэ. 1979. Т. 65. № 8. А145-А148.
8. Лернер Т.В. / International conference on injection metallurgy, 1981, pp. 94-118
9. Бровман М.Я., Николаев В.А., Полухин В.П. Протяженность зоны пластической деформации и допустимая скорость при бесслитковой прокатке / Металлы. 2007. №1. С. 44-49

В.В. Єфіменко, М.М. Бойко, О.О. Ремесло, А.М. Круглов, В.Е. Трещов

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

ПІДВИЩЕННЯ ЕНЕРГОЕФЕКТИВНОСТІ ВИРОБНИЦТВА ЗАЛІЗОРУДНИХ ОКАТИШІВ ШЛЯХОМ ВИКОРИСТАННЯ БІОМАСИ

Залізорудні окатиші широко використовуються як для виробництва чавуну в доменній печі так і заліза прямого відновлення (DRI окатиші). Виробництво сталі є однією з найбільш активних сфер промисловості, що відіграє важливу роль у розвитку світової економіки. Інтенсифікація добування залізної руди спричиняє зростання витрат на її обробку та підготовку до використання у процесах виробництва чавуну та сталі, що призводить до підвищення рівня CO₂ в атмосфері та викиду інших шкідливих речовин. У зв'язку з цим, стає актуальним дослідження можливостей використання біомаси як заміника палива для виробництва залізорудних окатишів.

Глобальне виробництво сталі становило 486,9 млн т за перші три місяці 2021 року, що на 10 % більше, ніж за аналогічний період 2020 року. Так само збільшилися обсяги видобуду та переробки залізної руди. Основними залізорудними матеріалами для доменної печі є агломерат і окатиші, які складають до 98 % загальної окускованої залізорудної сировини. При цьому близько 25% видобутої залізної руди використовується для виробництва окатишів.

Одним із шляхів підвищення енергоефективності виробництва залізорудних окатишів є часткова заміна природного газу на тверде паливо, що базується на посиленні процесів теплообміну та масопереносу за умов використання комбінованого виду палива. З точки зору екології доцільно використовувати в якості твердого палива матеріали рослинного походження. При використанні палива рослинного походження сумарні викиди в атмосферу дорівнюватимуть нулю, так як викиди при спалюванні біомаси дорівнюватимуть поглинутій кількості оксидів вуглецю під час фотосинтезу.

Процеси теплообміну та масообміну відіграють ключову роль у термічній обробці залізорудних окатишів, впливаючи на споживання палива, перебіг хімічних та мінералогічних перетворень, ущільнення дисперсних матеріалів та ефективність агрегатів, в яких проводиться термічна обробка, а також на міцність окатишів після їх обпалу.

Традиційними видами палива при виробництві окатишів є різні види викопного палива: тверде, рідке, газоподібне паливо.

Можливі три основні напрямки використання твердого палива для обпалу окатишів:

- 1) шляхом його газифікації повітрям або киснем з одержанням низько і середньокалорійного газу;
- 2) безпосереднім спалюванням пилоподібного палива в спеціальних пальниках з отриманням високотемпературних газів;
- 3) шляхом добавки твердого палива в шихту для огрудкування.

Основним твердим паливом, що застосовується в обпалювальних та агломераційних агрегатах, є викопне вугілля та матеріали на його основі.

Простий спосіб використання твердого палива полягає у додаванні його безпосередньо до сировинної суміші з подальшим рівномірним розподілом його в окатиші. Різні дослідження продемонстрували, що внесення антрациту до шихтової суміші збільшує продуктивність зони обпалу та знижує споживання природного газу. Металургійні характеристики окатишів в цілому покращуються. Завдяки збільшенню пористості, дещо знижуючи міцність у холодному стані та підвищуючи міцність під час відновлювально-теплової обробки. Тверде паливо всередині окатишу взаємодіє з оксидами заліза, стимулюючи відновлювальні реакції, які призводять до формування підвищеної кількості монооксиду заліза. Це дозволяє при його подальшому окисленні у зоні охолодження отримати додаткове тепло, що сприяє вирівнюванню температури окатишів по висоті шару.

Переваги біомаси перед звичайним викопним твердим паливом полягають у низькому вмісті сірки та золи. Залишки сільськогосподарської біомаси в основному складаються з целюлози, геміцелюлози та лігніну, вони мають достатню енергетичний потенціал для використання в якості палива при обпалі окатишів.

За інформацією Міністерства аграрної політики України сумарний валовий збір культур, які можуть бути джерелом біомаси, становить близько 80 млн. тон. тому аграрне виробництво України має значний потенціал для забезпечення процесу виробництва окатишів альтернативними джерелами енергії. Джерелами біомаси, які можна отримати з відходів аграрного сектору є солома – побічна продукція вирощування зернових: пшениця, жито, ячмінь, овес, кукурудза на зерно; та відходи технічних культур: соняшник, ріпак, соя. Розрахунки показали, що обсяг умовного палива з теплотою згоряння 29,3 МДж/кг, який можливо отримати з побічної продукції рослинництва, становить 25 млн. тон. Такий обсяг умовного палива здатний замінити до 26 млн. тон кам'яного вугілля.

Було проведено дослідження ефективності використання різних типів біоматеріалів, таких як солома, деревне вугілля, лушпиння соняшника та деревна стружка, в якості шихтових матеріалів для виробництва окатишів.

Гранулометричний склад біопалива, яке додавалося до шихти окатишів становив не більше 0,1 мм. Вміст твердого палива в шихті становив до 1%, середній діаметр окатишів 10 мм. Вимірювалася міцність сирих, сухих та обпалених окатишів. Досліджено вплив вмісту біопалива, температури обпалу та швидкості газового потоку на якість обпалених окатишів.

Проаналізовано вплив добавки біоматеріалів на температуру обпалу та витрату природного газу. Розроблено моделі для оцінки впливу різних видів біомаси на міцність окатишів з урахуванням умов обпалу.

Список літератури

1. Kieush, L., Boyko, M., Yaholnyk, M., Poliakova, N., & Koveria, A. Production of iron ore pellets by utilization of sunflower husks. *Acta Metallurgica Slovaca*. 2021. Vol. 27 (4), pp. 167-171.
2. Kieush, L., Koveria, A., Zuoqiao, Z., Boyko M., Sova, A. Yefimenko, V. Application of biomass pellets for iron ore sintering. *Materials Science Forum*. 2021. Vol. 1045 MSF. pp. 17–31.
3. Boiko M. M., Petrenko V. O. The organization of iron ore agglomerate and pellets production with reduced environmental impact. MININGMETALTECH 2023 – The mining and metals sector: integration of business, technology and education: Scientific monograph. Riga, Latvia: "Baltija Publishing", 2023. 276 p.
4. Бойко М.М. Аналіз взаємних зв'язків між окремими характеристиками процесу обпалу окатишів. *Системні технології*. 2015. № 5 (100). С. 33 – 39.
5. Ярош Я.Д., Кухарець М.М. Оцінка потенціалу сировини рослинного походження для теплових потреб в Україні за 2018 рік. *Наукові горизонти*. 2019. № 3. С. 38–47.

О.В. Жаданос, І.В. Дерев'янка, В.Г. Мацишин В.Г., Є.А. Шепетяк

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

ПРОГНОЗУВАННЯ ТЕМПЕРАТУРИ СТАЛЕВОГО РОЗПЛАВУ У КОВШОВОМУ ВАКУУМАТОРІ

Температура розливання сталі є одним з параметрів, що впливає на якість безперервної заготовки. Тому її необхідно контролювати під час позапічної обробки сталі в агрегаті ківш-піч та у вакуумній установці. В умовах складності безперервного контролю температури металу при позапічній обробці за допомогою технічних засобів дуже важливим є її прогнозування за допомогою математичних моделей. Тому створення математичної моделі, яка забезпечить достатню точність прогнозу температури металу, дозволить розробити технологічні рекомендації щодо ведення процесу позапічної вакуумної обробки сталі та забезпечити раціональну температуру сталі при безперервній розливці.

Втрати теплоти розплавом при вакуумуванні відбуваються внаслідок випромінювання, нагрівання футерування ковша та теплопередачі через неї, продування інертним газом та введення присадок. Виконані за методикою, наведеною в [1 та 2] розрахунки показали, що при сумарних витратах аргону 50 нм^3 витрати енергії розплавом на нагрівання аргону не перевищують $0,5^\circ$, тому при розрахунках їх не враховували.

У ході промислового експерименту і розрахунків встановлено, що падіння температури, пов'язане із введенням легуючих елементів при вакуумуванні, становить $1...7^\circ\text{C}$, що відповідає даним [2].

Втрати тепла через футерівку ковша, що складається з декількох шарів різних матеріалів, відбуваються внаслідок її нагрівання та теплопередачі у навколишнє середовище. Випуск сталі з печі здійснюють у попередньо прогріті ковші з температурою внутрішньої поверхні футерівки $900-1200^\circ\text{C}$. Перед вакуумною обробкою розплав у ковшах перебуває у середньому $60...120 \text{ хв}$ залежно від послідовності обробки ковшів. В результаті розрахунку за чотириточковою явною схемою [2] було встановлено, що зниження температури металу за рахунок тепловідведення через футерівку ковша під час вакуумування становить близько $0,3^\circ\text{C}$ за хв.

В ході вакуумної обробки частина теплоти, що випромінюється відкритою поверхнею розплаву, проходить через футерівку захисного екрану, нагріваючи її, а частина

йде через отвір. Величина сумарних теплових втрат залежить від початкової температури розплаву та початкової температури захисного екрану перед вакуумною обробкою. У промислових умовах проведено вимірювання температури внутрішньої поверхні футерівки екрану після закінчення вакуумування, результати яких апроксимовані регресійним рівнянням [3].

$$T_{ЕКР} = A \cdot \ln \tau + B, \quad (1)$$

де τ – час після закінчення вакуумування попереднього ковша.

На основі результатів промислових експериментів досліджено залежність теплових втрат від початкових температур розплаву та захисного екрану перед вакуумуванням та отримано наступну математичну модель.

$$\Delta T(t) = \Delta T_{БАЗ} \cdot t \cdot [1 - k_1 \cdot (T_{ЕКР} - 20)] \cdot [1 + k_2 \cdot (T_{РОЗП} - 1580)], \quad (2)$$

де $\Delta T_{БАЗ}$ – швидкість зниження температури металу (°C/хв) при базових значеннях ($T_{ЕКР} = 20$ °C і $T_{РОЗП} = 1580$ °C); k_1 – коефіцієнт, що враховує початкову температуру захисного екрану $T_{ЕКР}$, яка залежить від часу, після закінчення вакуумування попереднього ковша t ; k_2 – коефіцієнт, що враховує температуру розплаву $T_{РОЗП}$ перед початком вакуумної обробки.

Отримана математична модель дозволяє прогнозувати зміну температури розплаву по ходу ковшової вакуумної обробки з урахуванням початкової температури розплаву, початкової температури захисного екрану, що визначається часом після закінчення вакуумування попереднього ковша, і теплових втрат через футерування ковша, що визначаються часом перебування металу в ковші.

Список літератури

1. Knüppel Helmut. Desoxydation und vakuum behandlung von Stahlschmelzen. Bad 2.: Grundlagen und verfahren der Pfannenmetallurgie / Helmut Knüppel. - Dusseldorf.: Verlag Stahleisen MBM, 1983. - 417 s.
2. Аргон в металургії. Переклад. з німецької. – Металургія, 1971. – 120 с.
3. Жаданос О.В., Дерев'янка І.В., Чайка Д.О., Підгорний С.М. Моделювання динаміки температури розплаву під час ковшевого вакуумування // Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра [збірка наукових праць]: матеріали XVII Всеукраїнської науково-практичної конференції, Київ, 23 квітня 2019 р. / [редкол.: К.В. Михаленков та ін.]. – К.: КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2019. – с. 193-202.

С.В. Журавльова, А.Ф. Марко, В.С. Мамешин, М.М. Бойко

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

ОСОБЛИВОСТІ ВИКОРИСТАННЯ БІОМАТЕРІАЛІВ У СТАЛЕПЛАВИЛЬНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

Навуглецьовування – це технологічний процес внесення вуглецевмісних компонентів в сталь з метою доведення відсотка вмісту вуглецю до потрібного рівня. Перспективним для регіонів з розвинутим сільським господарством, таких як Україна, є використання рослинних біоматеріалів – відходів сільського господарства. Розробка та використання біоматеріалів є перспективною задачею. Завдяки їхнім екологічним, екологічно чистим та ресурсозберігаючим характеристикам ринковий попит на біоматеріали зростає з кожним роком, і вони поступово рухаються до стадії промислового масштабу, практичного застосування та індустріалізації. Від пропозиції щодо стратегічної цілі «подвійного вуглецю» у 2020 році до включення біоматеріалів до ключових завдань планування сировинної галузі «14-го п'ятирічного плану» цього року, політична орієнтація побудувала нову золоту гонку для підприємництва та інвестиції. План бачення ЄС щодо промислової біотехнології: у 2030 році 6 відсотків -12 відсотків хімічної сировини буде замінено біосировиною, а 30 відсотків – 60 відсотків тонкої хімії буде виготовлено з біоматеріалів.

Завдяки технологічному прогресу та підтримці політики біоматеріали постійно рухаються до високоякісного та сталого розвитку. Очікується, що до 2030 року світова частка хімічних продуктів на основі біологічних продуктів досягне 35 відсотків, а промисловість біологічних матеріалів відкриє значні можливості для розвитку з широким простором для зростання в майбутньому.

Сучасний стан забезпечення якісними шихтовими матеріалами конвертерного процесу виплавки сталі свідчить про необхідність еволюційної зміни металургійних технологій. У конвертерному способі виробництва сталі за рахунок використання різних, у тому числі альтернативних джерел енергії, існує можливість широко варіювати складом металошихти, зі змінням в ньому співвідношення чавуну, металобрухту, окотишів, інших залізовмісних матеріалів та заміною вуглецьмістячих компонентів альтернативними біоматеріалами.

З середини XX сторіччя у світовій металургії існує підвищений інтерес до варіантів конвертерної плавки з використанням для переплавлення підвищеної кількості металобрухту кускового та порошкоподібного вугілля. Так, у процесах KS, KMS (фірма «Клойкнер-Верке») та COIN (фірма «Крупп») використовують пиловугільне паливо (ПВП) та кокс, які подають крізь паливно-кисневі фурми, встановлені у днищі конвертера. У процесі KMS, окрім ПВП та вугілля використовують природний або синтетичний газ. У процесі COIN – ентальпію та хімічне тепло відхідних газів. У процесі ESTEL (фірма ESTEL, Нідерланди) через горловину конвертера присаджується кусковий антрацит (до 10 кг/т сталі). Ступінь використання хімічного тепла палива при такому варіанті зазвичай складає до 25%.

Однак, як відомо застосування вугільного пального приводить до підвищення вмісту в сталі таких шкідливих домішок як сірка, яка негативно впливає на весь комплекс виробництва сталі та кінцевий продукт. Тож в роботі розглядається використання альтернативної сировини – лушпиння соняшнику, стебла соняшнику, кукурудзи та соломи у якості навуглецьовувачів сталі. Усі ці біоматеріали погребують специфічної технології підготовки перед використанням для навуглецьовування сталі. Збільшення частки перспективних високоміцних сталей в загальному обсязі виробництва сталі, які в цілому мають вищий вміст вуглецю ніж звичайні, низьковуглецеві сталі, збільшить використання навуглецьовувачів та підвищить вимоги щодо їх якості.

Висновки: Біомаса може відігравати важливу роль у декарбонізації чорної металургії. Використання біомаси в металургійних процесах може бути направлене на вирішення низки актуальних питань: утилізація відходів переробки біомаси; скорочення витрат кам'яного вугілля і природного газу в металургійних процесах; скорочення викидів шкідливих газів; отримання вуглецевих матеріалів з кращими характеристиками за існуючі аналоги. Окрім того, використання біоматеріалів дозволить додатково зменшити викиди діоксиду вуглецю у навколишнє середовище.

Список літератури

1. Сігарьов Є.М. Технологічні аспекти виробництва високоякісної сталі. Метал і лиття України, 2005. №3-4. С.93-95.
2. Коверя А.С., Кеуш Л.Г. Отримання металургійного палива і відновників шляхом копіролізу кам'яного вугілля і рослинної біомаси. Теплотехніка, енергетика та екологія в металургії : колективна монографія. У двох книгах. – Книга перша / Під загальною редакцією д.т.н., проф. Ю.С. Пройдака. – Дніпро : Нова ідеологія, 2017. С. 49-53.

3. Сігарьов Є.М., Полетаєв В.П., Вовк О.А., Сігарьов М.К. Удосконалення методики визначення металургійної цінності окускованих відходів Зб. наук. праць Дніпровського державного технічного університету (технічні науки), 2019. Вип. 1(34). С.15-23.
4. Smirnov O.M., Timoshenko S.M., Narivskiy A.V. Renovation and innovative development of steel production in Ukraine in the context of energy efficiency and Green Deal. Visn. Nac. Akad. Nauk Ukr. 2023. (4): 21 – 38.
5. The use of agricultural waste in steel production. S. S. Zhuravlova, A. Marko, M. Boiko, O. Tanchev, V. Mameshyn / Croatian metallurgical society (CMS) 17th international symposium of Croatian metallurgical society SHMD 2024 materials and metallurgy book of abstracts metallurgy. 63 (2024) 2, P. 312.

УДК 669.02

С.В. Журавльова, О.А. Танчев, Є.В. Батура, І.В. Журавльова

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

ЗАКОНОМІРНОСТІ ПОЗАПІЧНОЇ ОБРОБКИ СТАЛЕЙ З НАДНИЗЬКИМ ВМІСТОМ СІРКИ

Вимоги до якості сталі, що постійно зростають, а також до зниження енергетичних і сировинних витрат на її виробництво, в деяких випадках не можуть бути задоволені при звичайній виплавці сталі в конвертері. Це привело до розробки нових прогресивних процесів, які здійснюються в ковші чи в спеціальних агрегатах позапічної обробки металу. Визначальними факторами приходу сірки в конвертерну сталь є: вміст сірки в шихтових матеріалах (насамперед у брукті, що використовується) і ступінь очищення чавуну від високосірчастого шлаку. Розробка сучасних технологій виробництва якісної низькосірчастої киснево-конвертерної сталі базується в основному на застосуванні при реалізації чистих від сірки шихтових матеріалів. Насамперед це стосується переробного конвертерного чавуну, який у звичайних умовах вносить у ванну конвертера близько 70% сірки. У теперішній час найбільш ефективним агрегатом позапічної обробки, що дозволяє проводити комплексну обробку сталі є агрегат піч-ківш. Однією з основних проблем видалення сірки на АПК є нестабільний початковий вміст сірки в металі, який може коливатися в широких межах, що значною мірою впливає на кінцевий результати обробки, а також значні коливання температури ме-

талу. Досліджено багато способів позапічної обробки сталі, але до цього часу не достатньо досліджені переваги і недоліки окремих технологій при виробництві низькосірчастих марок сталі, зокрема з вмістом сірки, що не перевищує 0,005 %.

Наднизький вміст сірки виключає розвиток тріщин у процесі гарячої деформації литої заготовки (явище червоноламкості), знижує загальний вміст у сталі НВ оксидного типу і, як наслідок, підвищує технологічну пластичність прокату під час подальшої холодної пластичної деформації.

В роботі проведений аналіз основних джерел внесення сірки в сталь при використанні різних шихтових матеріалів та способів їх підготовки, включаючи різні методи позапічної десульфурзації чавуну. І розглянуто питання ефективності проведення конвертерної плавки зі зниженим ступенем десульфурзації з наступною позапічною обробкою сталі для видалення сірки.

Висновки: Визначено, що глибока десульфурация сталі можлива шляхом використання технологічних комплексів «УДЧ – сталеплавильний агрегат» та «УДЧ – сталеплавильний агрегат – УПК». Їх застосування забезпечує можливість оптимізації витрат на виробництво сталі, розширює сортамент дефіцитних видів металопродукції та дозволяє усунути ряд обмежувальних умов, що ускладнюють поточне виробництво сталі. Кінетика десульфурзації сталі залежить від виду реагенту десульфуратора, його хімічного складу, температурних умов, умов перемішування сталі в ковші, додаткових технологічних операцій, ковшової обробки металу.

Список літератури

1. Е. В. Парусов, О. Б. Сичков, Л. В. Сагура, І. М. Чуйко. Забезпечення наднизького вмісту сірки в процесі позапічної обробки сталі. Наукові праці ВНТУ, 2017, № 1. С. 1-6.
2. С.В. Журавльова, Ю.С. Паніотов, В.С. Мамешин. Оцінка процесу десульфурзації металу на АКП по біваріативному механізму. Метал і Лиття України, 2015, № 2 (261). С. 8 – 11.
3. Şener B., Hüsken R., Cappel J. Desulfurization Strategies in Oxygen Steelmaking. Iron and Steel Technology. 2013. No 10(4). pp. 147–158.
4. Журавльова С.В., Стоянов О.М., Нізяєв К.Г., Малій Х.В., Синегін Є.В., Мамешин В.С. Технології позапічної десульфурзації сталі: [Монографія.]. – Дніпро: Середняк Т.К., 2024, - 150 с.
5. O.S. Vodennikova, L.V. Vodennikova. Desulfurization of steel: modern technologies, trends and prospects. Met. liťe Ukr., vol. 30, 2022. № 1 (328). P. 42-53.

УТИЛІЗАЦІЯ АЛЮМІНІЄВИХ ВІДХОДІВ В УМОВАХ ПОЗАПІЧНОЇ ОБРОБКИ СТАЛІ

На сьогоднішній день розвиток металургії характеризується зростаючими вимогами до якості та конкурентоспроможності металу. Для отримання якісної сталі на металургійних комбінатах проводять її позапічну обробку. Один з технологічних прийомів обробки сталі є використання синтетичних шлаків. При обробці синтетичними шлаками необхідно отримати максимальну поверхню контакту шлакової і металевої фаз і забезпечити умови, необхідні для наступного відділення шлаку від металу. При виробництві кольорових металів та сплавів, а також виробів з них утворюється алюмінієвий шлак. Він представляє суміш алюмінію, його оксидів та з'єднань лужних металів. Зберігати алюмінієвий шлак тривалий час небезпечно для довкілля. При великих скопченнях виникає загроза забруднення повітря, поверхневих та ґрунтових вод. Крім того, шлак займає досить велику територію та негативно впливає на ґрунт і виділяє токсичні речовини. За екологічним стандартом металургійним підприємствам необхідно подбати про своєчасну утилізацію відходів алюмінію. Переробка відходів алюмінію не завдає великої шкоди екології. Вторинне використання алюмінію знижує викиди вуглекислого газу в атмосферу. Відходи алюмінію піддаються повній вторинній переробці. При цьому алюміній не втрачає своїх якісних властивостей. Переробляти алюміній можна необмежену кількість разів. Тому переробка його за рахунок використання при позапічній обробці металів є актуальною.

В роботі розглянуто способи утилізації алюмінієвого шлаку. Процес утилізації алюмінієвого шлаку починається з подрібнення і дроблення в дезінтеграторі до стану дрібнофракційної крупи з розміром гранул 1-2 мм. Далі проводиться поетапна очистка від заліза методом магнітної сепарації, на наступному етапі - видаляються включення піску і кварцу. В результаті переробки виходить два склади - вторинний алюміній і слабомагнітні фракції. Для позапічної обробки сталі використовують вторинну алюмінієву сировину, яка попередньо переплавлена в зливки. До алюмінієвих відходів також висувається вимога щодо загальної кількості домішок, яка повинна бути $\leq 5\%$ від ваги або металеві залишки повинні бути $\geq 90\%$. Домішками вважаються: метали, інші ніж алюміній та алюмінієві сплави; неметалеві матеріали, такі як земля, пил, ізоляційні

матеріали та скло; горючі неметалеві матеріали, такі як гума, пластмаса, тканина, дерево та інші хімічні або органічні речовини; великі деталі (розміром від $240 \times 115 \times 71$ мм), які не є провідниками електрики, такі як шини, труби, заповнені цементом, деревом або бетоном; залишки, що утворюються в результаті плавлення алюмінію та алюмінієвих сплавів.

Також в роботі розглянуто декілька способів позапічної обробки сталі при яких можливе використання алюмовідходів у складі шлакових сумішей, що використовують для рафінування сталі. Одним із розповсюджених способів позапічної обробки сталі є обробка сталі рідкими вапняно-глиноземистими шлаками з метою десульфурації і розкислення та введення на рідкий метал в ковші синтетичних твердих сумішей, які складаються із CaO , SiO_2 та Al_2O_3 , розплавлення їх за рахунок тепла дуг від електродів, які вводяться через кришку ковшу, і продувка металу знизу аргоном чи азотом для перемішування із шлаком з метою десульфурації і видалення неметалевих включень. Перемішування металу зі спеціально приготовленим (синтетичним) шлаком інтенсифікує перехід у шлак шкідливих домішок (сірки, фосфору, кисню). Так як основну роль у видаленні домішок виконує шлакова фаза, швидкість процесу пропорційна площині міжфазної поверхні. Для забезпечення максимальної поверхні контакту найбільший вплив мають висота падіння струменя металу і в'язкість шлаку. Так як синтетичний шлак вміщує звичайно мало FeO і MnO , то обробка шлаком знижує окисленість металу; в шлак переходить також деяка кількість таких оксидних включень, які добре змочуються синтетичним шлаком або взаємодіють з ним. Основна вимога, яка пред'являється до синтетичних вапняно-глиноземистих шлаків – мінімальна окисленість, що забезпечує добрі умови для розкислення сталі та її десульфурації, і максимальна активність CaO . Тому окислів заліза не повинно бути зовсім, або їх вміст обмежений.

Перевагою методу обробки сталі синтетичними шлаками є невелика його продуктивність. Вся операція здійснюється під час випуску металу із агрегату в ківш, тобто за кілька хвилин. Продуктивність агрегатів підвищується, так як технологічні операції (десульфурації і розкислення) переносять у ківш. При обробці СШ небажано попадання в ківш шлаку із печі або із конвертеру, тому обов'язковим являється відсікання пічного шлаку.

Висновки: Використання відходів алюмінію для виготовлення синтетичних шлаків та позапічної обробки сталі дозволяє зберегти природу і навколишнє середовище, поліпшити екологічну обстановку за рахунок усунення небезпечних промислових відходів. Окрім того, це ще й економічна вигода за рахунок реалізації або використання вторинної сировини.

1. Світові тенденції ринку вторинної переробки відходів та брухту алюмінієвих сплавів/ В. А. Гнатуш // Процеси лиття. 2020. № 3 (141). – С. 56 – 69.
2. N. Takayuki and S. Kaoru: 'Formation of spinel inclusions in molten stainless steel under Al deoxidation with slags', ISIJ Int., 2014, 100, (4), R7–R8.
3. Нестеренко Т. М., Нестеренко О. М., Колобов Г. О., Грицай В. П. Виробництво алюмінієвих сплавів з рудної та вторинної сировини : навч. посіб. Київ : Вища школа, 2007, 207 с.
4. Технології підвищення якості сталі [Підручник] / О.Г. Величко, О.М. Стоянов, Б.М. Бойченко, К.Г. Нізяєв. – Дніпропетровськ: Середняк Т.К., 2016. – 196 с.
5. Disposal of aluminum-containing waste in out-of-furnace steel processing. S. Zhuravlova, R. Dutnii, M. Boiko, I. Zhuravlova, I. Mamuzić / Croatian metallurgical society (CMS) 17th international symposium of Croatian metallurgical society SHMD 2024 materials and metallurgy book of abstracts metallurgy. 63 (2024) 2, P. 311

УДК 669.162

В.Г. Кисляков, О.Л. Руденко, В.П. Петруша

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

ВИВЧЕННЯ РАЦІОНАЛЬНОГО СКЛАДУ СУМІШІ ДЛЯ КОМПЛЕКСНОГО РАФІНУ- ВАННЯ РІДКОГО ЧАВУНУ НА ЕТАПІ ПОЗАПІЧНОЇ ОБРОБКИ

У даній роботі вивчалось питання комплексної обробки чавуну. Проаналізовані можливі хімічні перетворення, що можуть протікати у випадку введення реагентів у рідкий чавун, отримані вирази для розрахунку константи рівноваги K_p , в залежності від температури (рис 1.)

Виконано аналіз літературних джерел, який показав, що більшість реагентів для проведення комплексного рафінування чавуну базується на системі $\text{CaO-FeO-Na}_2\text{CO}_3$. У роботі розглянуто більш детально можливі хімічні перетворення, що можуть протікати у випадку введення зазначених реагентів у рідкий чавун. [1, 2]

Описані можливі реакції хімічних перетворень при десульфурзації, та отримані вирази для розрахунку константи рівноваги K_p , в залежності від температури, а також

побудовані графічні залежності для діапазонів використання рідкого чавуну. Відповідно до отриманих даних були зроблені висновки, що найефективніше себе показує Na_2CO_3 . При цьому, у якості відновника використовується вуглець чавуну, що в значній мірі є позитивним аспектом при здійсненні процесу комплексного рафінування від сірки та фосфору без екстракції кремнію.

Враховуючи, що Na_2CO_3 та CaCO_3 відносяться до класу карбонатів, то є необхідність розглянути процеси їх дисоціації в об'ємі рідкого чавуну під дією теплоти. Відповідно до отриманих даних було зроблено висновок, що процеси дисоціації носять пріоритетний характер як для карбонату натрію так і для карбонату кальцію. При цьому, в подальших процесах рафінування беруть участь оксиди натрію та кальцію і вуглекислий газ.

Вуглекислий газ, що утворився при дисоціації карбонатів може вступати в хімічну взаємодію з компонентами рідкого чавуну. Відповідно до отриманих даних було зроблено висновок, що для процесів комплексного рафінування класичного виду CO_2 носить позитивний характер, оскільки активно окислює кремній у складі чавуну. Проте для видалення з розплаву сірки та фосфору він є небажаним. Таким чином, для зменшення впливу CO_2 на ефективність рафінування до складу реагенту повинен бути введений додатковий сильний відновник – алюміній.

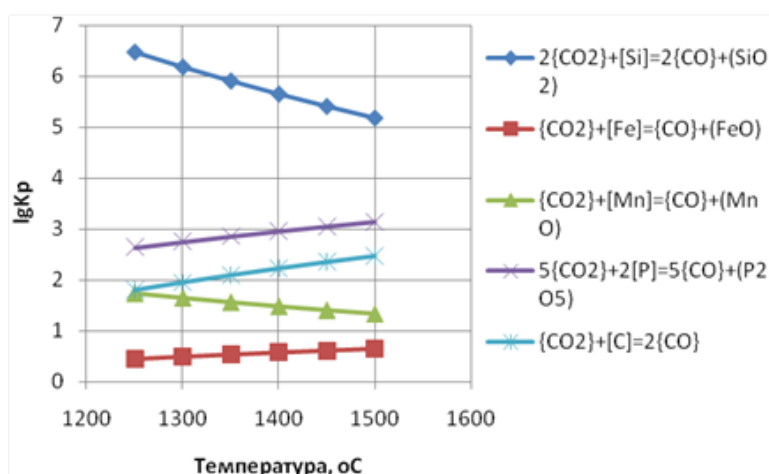


Рис. 1 – Графічні залежності константи рівноваги від температури при дослідженні окислення домішок чавуну за рахунок взаємодії з вуглекислим газом

З практики комплексного рафінування чавуну на етапі позапічної доводки відомо, що реагенти додатково містять оксиди заліза. Хімічна взаємодія оксидів заліза з компонентами рідкого чавуну розглянута на прикладі FeO . Відповідно до отриманих

даних зроблено висновок, що реагент системи CaO-FeO пріоритетно вступає в хімічну взаємодію саме з фосфором у складі рідкого чавуну.

Висновок. Шляхом термодинамічних розрахунків встановлено, що суміш для комплексного рафінування рідкого чавуну на етапі позапічної обробки повинна відноситися до хімічної системи $\text{CaO} - \text{Na}_2\text{CO}_3 - \text{FeO}(\text{Fe}_2\text{O}_3) - \text{Al}$. При чому конкретне співвідношення компонентів визначається необхідним результатом рафінування

Список літератури

1. Меджибожський М.Я. Основи термодинаміки і кінетики сталеплавильних процесів: Підручник / М.Я. Меджибожський, П.С. Харлашин. – Київ: Вища школа, 1994. – 327с.
2. Казачков Е. А. Расчеты по теории металлургических процессов. – М.: Металлургия, 1988. – 288 с.

УДК 669.15

**Ю.В. Костецький, М.О. Вдовін, Е.О. Педченко, Г.О. Полішко, В.П. Петренко,
В.А. Зайцев**

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ

ОТРИМАННЯ ФЕРОВАНАДІЮ В УМОВАХ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОЇ ПЛАВКИ

Основною сировиною для виробництва ферованадію є оксиди ванадію. Відновлення ванадію з оксидів можна здійснити за допомогою вуглецю, кремнію та алюмінію. Використання вуглецю як відновника призводить до отримання металу з підвищеним вмістом вуглецю. Тому в промисловості, як відновники, використовують кремній і алюміній. Алюміній відновлює ванадій ефективніше, ніж кремній, завдяки вищій термодинамічній міцності оксиду алюмінію. Відповідно феросплави з вмістом ванадію 70%, і вище, отримують лише алюмінотермічним відновленням. Сплави з меншим вмістом ванадію виробляють з використанням кремнію як відновника. Усі промислові процеси з відновленням оксиду ванадію алюмінієм можна розділити на алюмінотермічні (термітні) та електроалюмінотермічні. Реакція відновлення ванадію алюмінієм є дуже екзотермічною:



$$\Delta G^{\circ}(T) = -441707 + 24.7T, \text{ Дж/моль } O_2 \quad (2)$$

Теплової енергії, що виділяється під час процесу відновлення, достатньо для розплавлення заліза, доданого для отримання бажаного складу сплаву, і полегшення розділення металу та шлаку. В алюмінотермічному процесі (терміт-процес) шихта складається з алюмінію, п'ятиокису ванадію (або інших сполук ванадію), залізного брухту (або оксиду заліза) і флюсів, таких як оксид кальцію (вапно) і плавиковий шпат. Отриманий таким методом ферованадій містить 82-85% V, до 2% Si, до 1,5% Mn і до 0,06% C. Основними недоліками цього процесу є висока інтенсивність реакції зі значними пилогазовими викидами та суттєві втрати металу через його залишки в шлаку. За промислових умов до сплаву переходить 90-95% ванадію шихти. Кінцевий шлак містить до 4,5% оксидів ванадію.

Для збільшення вилучення ванадію в сплав застосовують технологічну схему відновної плавки ферованадію з додатковим електропідігрівом. Підігрів шлаку сприяє більш повному відновленню ванадію і покращує умови для розділення металу й шлаку. Процес відновлення протікає менш активно і, відповідно, є більш керованим, ніж термітний, а вилучення ванадію збільшується до 95-97%. Електроалюмінотермічний метод також дозволяє використовувати як сировину для виробництва ферованадію нижчі оксиди ванадію (V_2O_3 , V_2O_4).

У даній роботі експериментально досліджено електроалюмінотермічний процес отримання ферованадію відновленням п'ятиокису ванадію в електрошлаковій плавці з отриманням сплавів з масовою часткою ванадію від 40% до 85%. У цьому процесі ванадій відновлюється алюмінієм з оксиду у шарі рідкого шлаку. Разом з оксидом ванадію у шихту додається певна кількість заліза, а також вапно для флюсування глинозему, який є побічним продуктом реакції відновлення. Температура шлакової ванни регулюється за рахунок резистивного нагрівання внаслідок проходження електричного струму крізь неї. Електрошлаковий процес забезпечує кращі умови для відновлення ванадію і розділення продуктів плавки, оскільки шлак залишається достатньо рідким протягом усього процесу плавки, а сам процес протікає з контрольованою інтенсивністю. Загальна схема організації процесу електрошлакової плавки наведена на рис 1.

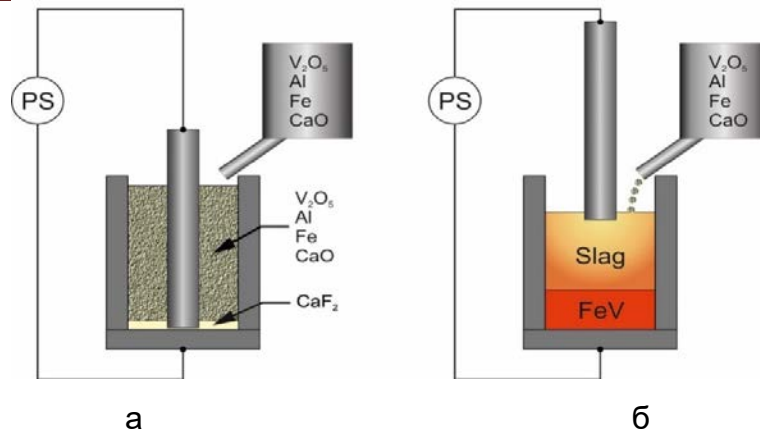


Рис. 1 – Схема проведення процесу електрошлакової плавки (а – ініціювання процесу; б – плавлення шихти)

Дослідні плавки проводили на лабораторній електрошлаковій печі типу УШ-114 та на печі типу А-550. Джерелом ванадію в шихті був гранульований технічний п'ятиокис ванадію фракцією 3-5 мм, який містив, % мас.: 82-86 V_2O_5 ; 3-8 Al_2O_3 ; 4-7 CaO ; до 2 Fe_2O_3 ; до 1,5 TiO_2 ; до 0,3 SiO_2 ; до 0,5 інших домішок. Як відновник використовували подрібнені алюмінієві відходи з розміром частинок 3-5 мм. До складу шихти також входив залізний порошок фракцією 1 мм. Стехіометричний розрахунок згідно з реакцією (Рис.1) слугував відправною точкою для визначення складу шихти.

Для регулювання хімічного складу шлакової ванни застосовували вапно і фтористий кальцій. Враховуючи діаграму рівноваги в системі $CaO-Al_2O_3$, кількість вапна повинна становити 48-53% від кількості Al_2O_3 . Кількість фтористого кальцію визначали експериментально, оскільки він слугує не лише розріджувачем шлаку, але і регулятором його електричного опору.

Процес здійснювали в графітовому тиглі. Плавку починали твердим стартом з розплавлення частини шлакоутворювальних матеріалів у тиглі для утворення рідкої шлакової ванни. Під час експериментів на лабораторній печі УШ-114 шлак формували на основі флюсу типу АНФ-28. Після утворення в тиглі рідкої шлакової ванни в проміжок між графітовим електродом і тиглем порціями завантажували шихтову суміш. Для регулювання хімічного складу шлаку періодично додавали шлакоутворювальні компоненти. Швидкість завантаження шихти регулювали відповідно до швидкості її плавлення. Після проплавлення усієї шихти робили витримку з підведеним живленням для завершення відновних реакцій у шлаковій ванні і досягнення більш повного розділення металу і шлаку. По завершенні плавки продукти виливали з тигля в металеву форму, зважували та відбирали проби для хімічного аналізу.

У лабораторних умовах було проведено серію плавів для експериментального вивчення особливостей відновного електрошлакового процесу. У табл. 1 і табл. 2 представлено склади шихти та хімічний склад отриманого металу для п'яти лабораторних плавів.

Таблиця 1 – Склад шихти під час лабораторних плавів, г

Експеримент	V ₂ O ₅	Al	Fe	CaF ₂	Флюс типу АНФ-28	Разом
10	400	200	50	20	100	770
11	200	100	50	20	100	470
12	500	170	50	20	100	840
13	500	140	50	70	100	860
14	510	140	50	150	–	850

Таблиця 2 – Отриманий хімічний склад металу, % мас.

Експеримент	Al	Si	Ti	V	Fe
10	14,7	2,51	1,63	41,38	38,48
11	7,21	1,43	–	24,45	62,35
12	4,17	2,66	0,64	65,15	25,45
13	7,38	4,0	0,44	61,29	23,03
14	11,0	3,5	–	67,00	15,00

Експериментальні плавки в невеликому об'ємі (до 1 кг) на установці УШ-114 дозволили відрегулювати склад шихти для отримання шлаку з необхідними густиною та електричним опором щоб забезпечити належний перебігу процесу відновлення та гарне розділення шлаку і металу. Оскільки об'єм розплаву був невеликим, а тривалість плавлення шихти не перевищувала 5 хвилин, швидке охолодження розплаву під час плавів негативно впливало на повноту відновлення.

На підставі даних, отриманих під час лабораторних плавів, було розроблено шихтову суміш для виплавки ферованадію за електрошлаковою технологією в більшому масштабі на печі типу А-550 (табл. 3).

Таблиця 3 – Склад і кількість шихти для відновної плавки на печі А-550, %

V ₂ O ₅	Al	Fe	CaF ₂	CaO	Разом
55,1	23	5,1	1,1	15,7	100

Співвідношення шлакоутворювальних компонентів у шихті обирали так, щоб на початку плавки отримати рідку шлакову ванну, утворену з CaF₂ і CaO, а в подальшому, у міру надходження в шлак Al₂O₃, вміст CaO у шлаку підтримувати на рівні 48-53%.

Під час плавки шихта плавилась досить швидко, але без вираженого піроефекту. Тривалість періоду проплавлення шихти склала 16 хвилин. Далі ще 4 хвилини шлакову ванну витримували під струмом. Після завершення плавки продукти повністю злились з тигля в сталеву форму.

Вихід процесу складався з 7,15 кг металу та 15,9 кг шлаку. Загальна маса вихідної шихти становила 23,6 кг. Втрати за рахунок викидів і випаровування склали 0,55 кг. Вилучення ванадію в метал склало 86%. Хімічний склад отриманого сплаву наведено в таблиці 4. Витрата електроенергії склала 1,958 кВт-год на кілограм отриманого металу.

Таблиця 4 – Хімічний склад отриманого сплаву, % мас.

Al	Si	Ti	V	Mn	C	Fe
1,67-2,93	0,6-1,17	0,3	72,68-74,27	0,08-0,11	2,08	21,44-21,69

Слід зазначити, що високий вміст вуглецю в металі є наслідком здійснення процесу в графітовому тиглі. Ведення процесу в тиглі з вогнетривкою футерівкою виключить надмірне науглецювання сплаву.

Затверділий шлак мав сірий колір і волокнисту структуру та містив 4-6% V₂O₅, 52-59% Al₂O₃, 32-36% CaO. Середній вміст ванадію в шарі шлаку збільшувався знизу вгору від 1,12% в нижніх шарах (близько кордону «шлак-метал») до 1,79% в середніх об'ємах і до 2,15% поблизу поверхні «шлак-атмосфера».

Дослідження зразків шлаку під електронним мікроскопом виявило поблизу межі "шлак-метал" наявність чисельних включень металу середнім розміром близько 125 нм, які складаються з ванадію і алюмінію (до 1-2%) (рис. 2, 3). Товщина шару шлаку, збагаченого металом, становить приблизно 8 мм. Хімічний аналіз шлаку в цій зоні показав, що він складається переважно з оксидів кальцію та алюмінію, з незначною кіль-

кістю оксидів ванадію. В середніх об'ємах шару шлаку включень металу менше за кількістю. Вони менші за розміром (до 70 нм) та містять більший відсоток алюмінію. У поверхні «шлак-атмосфера» середній розмір включень металу становить 10 нм, а вміст алюмінію в них близько 4%.

Майже всі виявлені в шарі шлаку металеві включення складаються з ванадію і невеликої кількості алюмінію. Вони практично не містять домішок заліза, що свідчить про те, що відновлення ванадію в основному відбувається на краплях алюмінію. Краплі заліза, які мають більшу густину вочевидь швидше відокремлюються від шлаку. Тож рух і коагуляція крапель металу в шарі шлаку відіграють значну роль у розділенні продуктів плавки і формуванні сплаву.

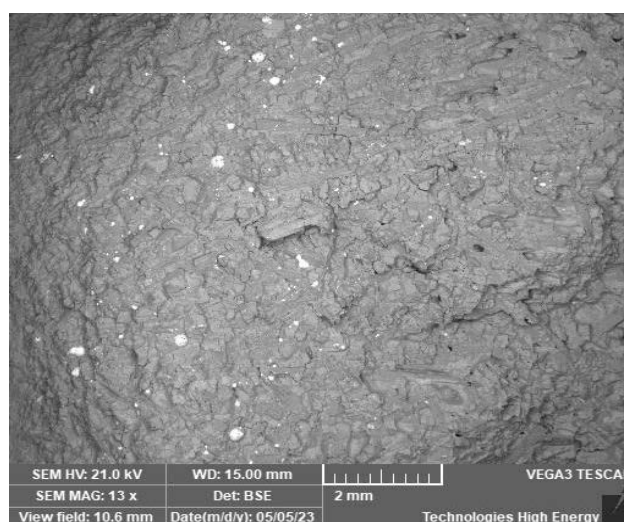
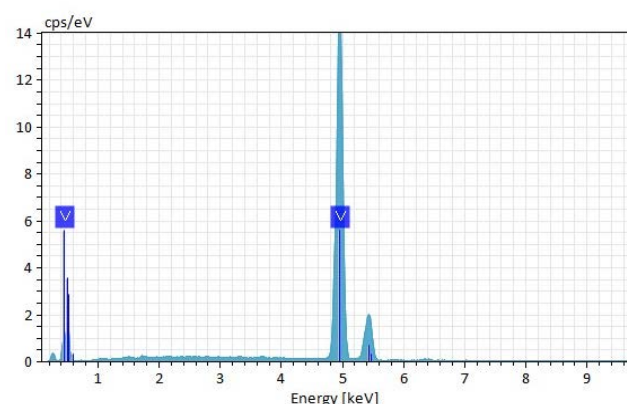


Рис. 2 – Металеві включення в кінцевому шлаку біля межі шлак-метал



Spectrum 1113

Element	At. No.	Netto	Mass [%]	Mass Norm. [%]	Atom [%]	abs. error [%] (1 sigma)	rel. error [%] (1 sigma)
V	23	65293	97.91	100.00	100.00	2.71	2.77
		Sum	97.91	100.00	100.00		

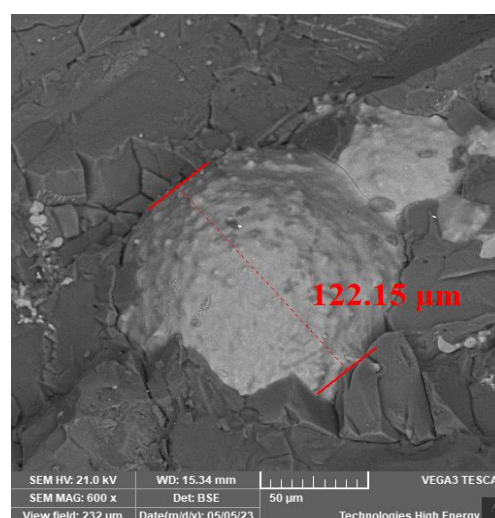


Рис 3 – Вигляд і хімічний склад металевого включення, виявленого у шлаку поблизу межі розділу шлак-метал

Подальші дослідження у дослідно-промислових умовах на плавильному агрегаті з тиглем більшого об'єму показали, що тривалість витримки шлакової ванни під струмом після повного проплавлення шихти впливає на ступінь відновлення пентаоксиду ванадію зі шлаку і відповідно на ступінь вилучення ванадію у сплав. Так, за витримки тривалістю 10 хв кінцевий вміст V_2O_5 у шлаку становив 11,36%, за витримки 15-20хв він становив вже 4,36-5,11%. Після алюмотермічної плавки без витримки кінцевий вміст V_2O_5 у шлаку складав 21,57%.

На підставі результатів проведених досліджень була розроблена і впроваджена технологія отримання в умовах відновної електрошлакової плавки ферованадію, хімічний склад якого відповідає маркам ФВд50, ФВд60 і ФВд80.

А. В. Круть, А. А. Похвалітий, М. Р. Руденко, Д. С. Кондрашенков

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

ДОСЛІДЖЕННЯ ФАКТОРІВ ЗМЕНШЕННЯ ОКИСЛЕНОСТІ РОЗПЛАВУ В ПРОЦЕСІ ВИПУСКУ З ДУГОВОЇ СТАЛЕПЛАВИЛЬНОЇ ПЕЧІ

В теперішній час переважає концепція побудови технології на металургійних заводах, що передбачає максимальну інтенсифікацію всіх сталеплавильних процесів. Сучасні дугові сталеплавильні печі (ДСП) за продуктивністю наблизилися до кисневих конвертерів. Такий підхід неминуче супроводжується, по-перше, підвищенням витрати кисню як основного інтенсифікатора плавки, а по-друге, розкислювачів, за допомогою яких згодом знімається надлишкова окисленість металу. За такої схеми виробництва утворюється підвищена кількість продуктів розкислення - неметалевих включень, які потім видаляють із розплаву при позаагрегатній обробці. Це означає значний перекид у технології з перенесенням тяжкості вирішення проблеми отримання якісного металу на стадію позаагрегатної обробки сталі. Як наслідок, позаагрегатна обробка стає надмірно ускладненою, енерго- та матеріаломісткою, що веде до підвищення витрат по переділу.

Зниженню забрудненості розплаву неметалевими включеннями може сприяти реалізація вуглецевого розкислення розплаву, продукти реакції якого видаляються в газову фазу. Варто відзначити, що в сучасних ДСП замість класичних жолобів все більше прагнуть використовувати еркерні пристрої, обладнані сталевипускними каналами за своєю функціональністю, схожими зі сталевипускними каналами кисневих конвертерів. Це дає можливість поряд з відсіканням шлаку виконувати рафінувальні та захисні функції, що сприяють зниженню забрудненості розплаву неметалевими включеннями та підвищенню економії розкислювачів.

Залежність вмісту вуглецю від окисленості розплаву під час виплавки залізо-вуглецевого напівпродукту в ДСП порівнюється на рисунку 1 з даними по киснево-конвертерному та подовому процесами з високою інтенсивністю продування киснем. Показано, що рівноважні концентрації кисню не досягаються при виплавці сталі з використанням цих процесів. Крім того, відхилення від рівноваги є найбільшими, коли сталь виплавляється в ДСП. Це може бути пов'язано з такими факторами, як інтенсифікація

процесу за рахунок вдування кисню, складне перемішування розплаву і знижена частка завантаження високовуглецевої шихти.

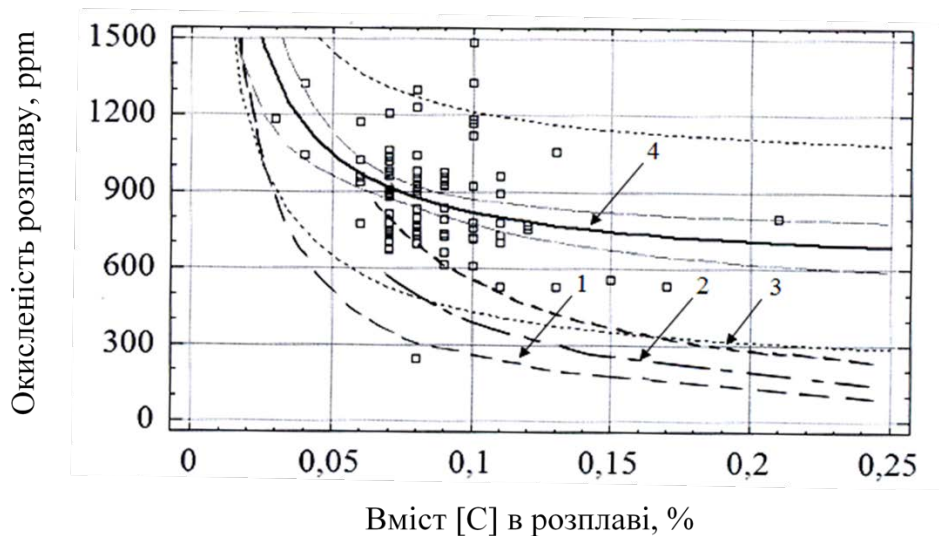


Рис. 1 – Залежність окисленості розплаву від вмісту [C] для різних процесів виробництва сталі [1]: 1 – рівноважне значення вмісту кисню в металі $[C] \cdot [O] = 0,0025$; 2 – киснево-конвертерний процес; 3 – подовий процес; 4 – електросталеплавильний процес

В роботі [1] досліджено вплив складу сталеплавильних шлаків на окисленість розплаву (рис. 2). На думку авторів для отримання окисленості металу в певному діапазоні (500 – 800 ppm) окисленості шлаку (вміст (FeO)) слід утримувати нижче 20-30%, чого можна досягти шляхом регулювання інтенсивності вдування кисню за допомогою «кисневих списів».

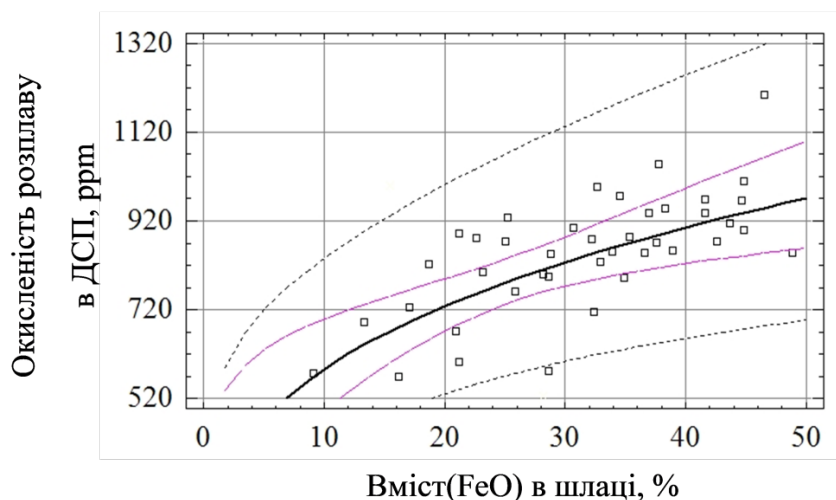


Рис. 2 – Залежність окисленості розплаву в ДСП від вмісту FeO в шлаку

У таблиці 1 наведено оцінку умов експлуатації ДСП з визначенням статті надходження кисню у розплав при випуску з агрегату, основними з яких є високоокислений шлак і окисленість металевого розплаву.

Таблиця 1. – Статті надходження кисню в стальківш в процесі випуску розплаву з ДСП

Статті надходження кисню	Вміст кисню, ppm
Окисленість металевого розплаву	700-1300
Високоокислений шлак	1600-2000
Ежекція повітря потоком розплаву [1]	240-320

Важливою відмінністю сучасних дугових сталеплавильних печей є наявність випускних пристроїв еркерного типу, які прийшли на заміну пристроям жолобного і сифонного типу. Сталевипускні канали еркерних пристроїв мають багато спільного зі сталевипускними каналами кисневих конвертерів. Однак, на відміну від еркерів, на відміну від еркерів, функціонал останніх протягом кількох десятиліття значно розширився в зв'язку з проблемою відсічки пічних шлаків, можливістю зменшення окисленості металевого розплаву за рахунок реалізації вуглецевого розкислення і захисту потоку від насичення компонентами навколишньої атмосфери в процесі випуску зі сталеплавильного агрегату. Ці показники визначають якість і ефективність технології вже на етапі випуску розплаву.

Для зменшення вмісту кисню в нерозкисленій сталі з допомогою залишкового вуглецю необхідно виконувати її обробку інертним газом (аргоном) з питомою витратою близько 1 м³/т сталі. Даний спосіб можна називати вуглецевим розкисленням, механізм якого ідентичний по суті процесу зневуглецювання металу під час продування його інертним газом, так як в обох випадках протікає реакція $C+O=CO$. Однак при вуглецевому розкисленні знижується концентрація кисню в металі для зменшення забрудненості неметалевими включеннями та підвищення економії металевих розкислювачів (Al, FeMn, FeSi та ін.). Більш детально про доцільність виконання розкислення вуглецем зазначено у роботі [2].

За результатами досліджень [3] отримала подальший розвиток фізико-хімічна схема розкислення металевих розплавів залишковим вуглецем (рис. 3). Згідно з дослідженням, при вдуванні аргону в потік розплаву в робочій зоні сталевипускного каналу

відбуваються переважно реакції утворення CO і CO₂, які переходять в газову фазу навколо краплі розплаву.

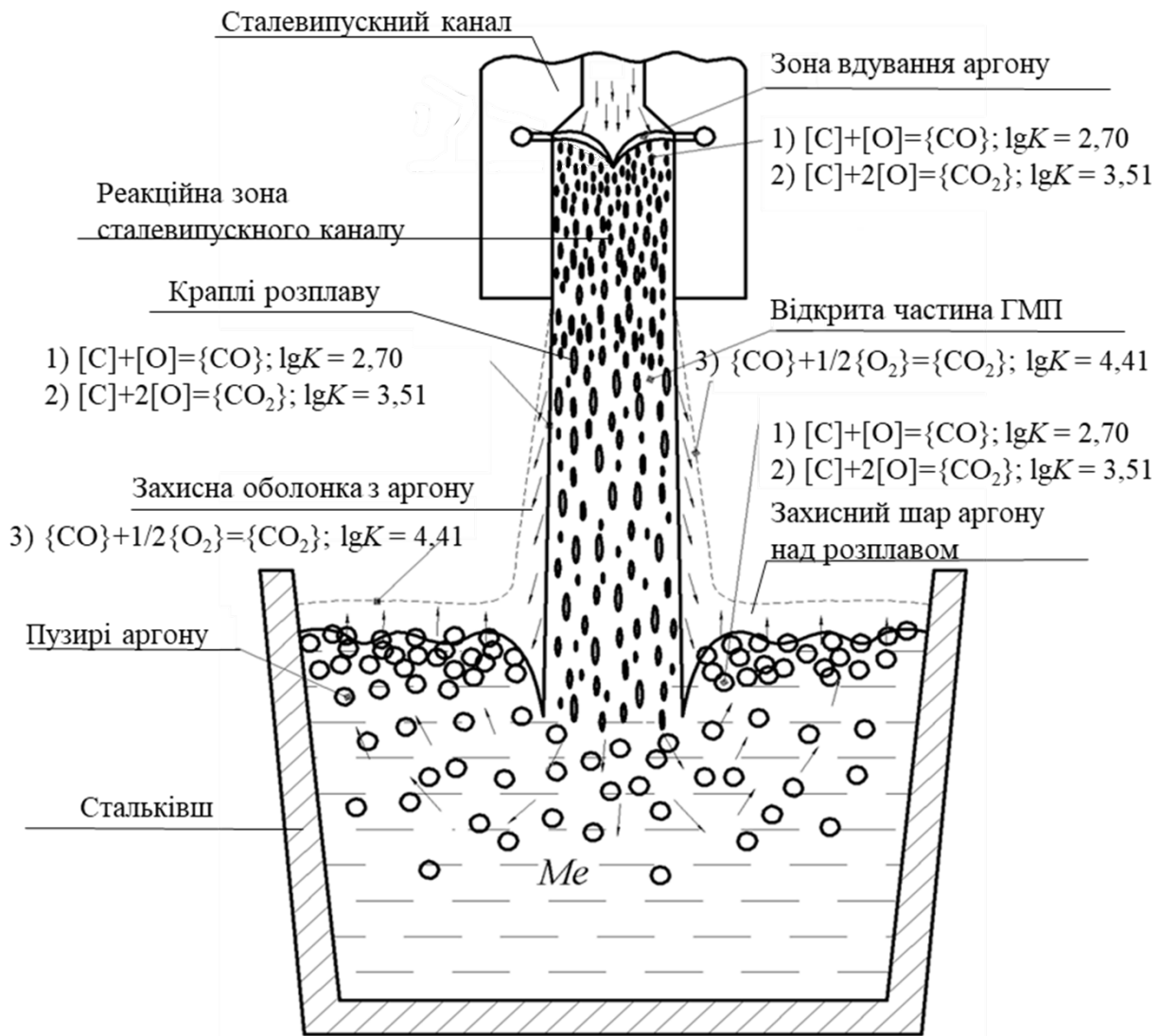


Рис. 3 – Фізико-хімічна схема розкислення залізовуглецевого розплаву з вдуванням аргону в робочий простір сталевипускного каналу

У міру того, як газометалевий потік (ГМП) виходить за межі сталевипускного каналу, аргон поступово переміщується до периферії, сприяючи утворенню захисної газової оболонки вздовж потоку, якщо потік високоорганізований. При цьому не виключена можливість часткового допалювання CO в CO₂ на межі між захисною газовою оболонкою і навколишньою атмосферою, що сприяє зниженню теплових втрат. При надходженні ГМП у стальківш до моменту спливання пузирів аргону на поверхню розплаву також існують умови для розвитку реакцій утворення оксиду вуглецю. Таким чином, процес видалення кисню з розплаву відбувається в робочому просторі каналу, у

відкритій частині ГМП і в промковші. Механізм розкислення сталі заснований на формуванні добре розвиненої міжфазної поверхні ГМП з урахуванням наявності аргону навколо краплі, що забезпечує термодинамічні умови для протікання самовільного реакцій зневуглецювання і зниження парціального тиску оксиду вуглецю при вдуванні аргону в потік у робочому просторі сталевипускного каналу.

Реалізація розкислення розплаву за вказаною схемою створює умови для зменшення витрати розкислювачів на 10-30%.

Слід зазначити, що використанню вуглецевого потенціалу розплаву у виробництві сталі в ДСП приділяється недостатньо уваги. У той же час зниження окислення розплаву залишковим вуглецем є актуальним і перспективним напрямком з точки зору зниження витрат розкислювачів і підвищення чистоти сталі від неметалевих включень і потребує подальших досліджень.

Список літератури

1. Дослідження факторів окисленості розплаву в ДСП / К.І. Чубін, Є.М. Сігарьов, А.А. Похвалітий та ін. // Матеріали XXII Міжнародної науково-практичної конференції «Modern theories and improvement of world methods», 06-09 червня 2023 р., Гельсінкі, Фінляндія. 2023. С. 511-515.
2. Попереднє вуглецеве розкислення сталі / А.А. Похвалітий, А.Д. Кулік, В.П. Полетаєв, М.А. Кащеев // Збірник статей 35 міжнародної науково-практичної конференції «Інноваційний потенціал світової науки – XXI сторіччя». (Запоріжжя, 24-27 листопада 2015 р.). – Запоріжжя, 2015. – С. 44-45.
3. Високотемпературне моделювання випуску плавки з конвертера з подачею аргону в порожнину льотки / А.А. Похвалітий, А.Д. Кулик, Є.М. Сігарєв, К.І. Чубін, М.А. Кащеев, О.М. Стоянов // Металургійна та гірничорудна промисловість.– 2016. – №2. – С. 52-57.

Г.Ю. Крячко, Є.М. Сігарьов, В.В. Філіп'єв

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

ВПЛИВ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ УМОВ ДОМЕННОЇ ПЛАВКИ НА ЯКІСТЬ ПЕРЕРОБНОГО ЧАВУНУ

Досліджено вплив експлуатаційних умов доменної плавки на якість переробного чавуну в умовах ПАТ «Дніпровського металургійного комбінату» (на сьогодні ПрАТ «Камет-Сталь»). Новий підхід в оцінці впливу експлуатаційних факторів полягав у відокремленні трьох груп чинників – режимів роботи, стану стовпа матеріалів та безпосередньо самої доменної печі. В основі досліджень – показники роботи доменної печі об'ємом 1500 м³ з діаметром горна 8,4 м, яка в період досліджень (2017-2018 рр.) працювала на коксі і ПВП із імпортного вугілля та на двокомпонентній залізорудній сировині, що складалася з місцевого агломерату і обкотишів Північного гірничо-збагачувального комбінату із вмістом заліза 63,2%.

Перш за все розглянули зв'язки вмісту Si і S, а також коефіцієнтів їх розподілу між шлаком і чавуном з основністю шлаку CaO/SiO_2 . Встановлено, що між модулем CaO/SiO_2 і коефіцієнтом розподілу кремнію (L_{Si}) існує дуже слабкий (за шкалою Чеддока) зв'язок, причому зі зростанням основності існує тенденція до збільшення L_{Si} . Встановлено помірний зв'язок ($R = 0,319$) між основністю і вмістом Si в чавуні. Тенденція зменшення величини $[\text{Si}]$ зі збільшенням основності відчутна, що відповідає усталеним поглядам на відновлення Si в доменному процесі [1].

Як і слід було очікувати отримано помітний зв'язок хімічного складу шлаку з коефіцієнтом розподілу S і вмістом останньої в металі, причому між L_{Si} і основністю зв'язок був більш тісний, чим між $[\text{S}]$ і CaO/SiO_2 .

В якості критеріїв фізичного нагріву горна використали температуру чавуну та тепловий індекс печі, запропонований Ю.С. Юсфіним. Встановлено помітний зв'язок ($R = 0,505-0,607$) з температурою чавуну і показниками, що свідчать про вміст $[\text{Si}]$ і $[\text{S}]$, а також про розподіл їх між шлаком і чавуном. У відповідності з відомими даними про вплив нагріву горна на поведінку домішок чавуну в доменному процесі коефіцієнти розподілу $[\text{Si}]$ і $[\text{S}]$ змінювались в протилежних напрямках. Різниця полягає також у відмінностях впливів нагріву на зміну концентрацій $[\text{Si}]$ і $[\text{S}]$. Так, наприклад зниження температури чавуну з 1500 до 1400 °C супроводжувалось зменшенням вмісту $[\text{Si}]$ з 0,89

до 0,47% (приблизно у два рази). Таке ж зниження температури привело в середньому до зростання вмісту [S] з 0,013 до 0,042%, тобто у три рази.

Таким чином, при розробці оптимальної для конкретних умов технології доменної плавки, слід зважати на різницю в поведінці контрольованих домішок чавуну при зміні нагріву горна, а саме на те, що вміст [S] змінюється швидше ніж вміст [Si].

В кожному конкретному випадку, в залежності від умов десульфурації та десіліконізації чавуну слід встановлювати раціональний тепловий режим, за якого підтримується бажаний рівень вмісту [Si] і [S] і за якого досягаються певні переваги в доменному процесі і в подальшій переробці рідкого чавуну. На наступних ланках технологічного маршруту перед заливанням переробного чавуну у кисневий конвертер передбачено проведення ковшової десульфурації на УДЧ фірми «Tyssen Krupp Polysius» [2, 3] з перспективою використання кінцевих шлаків установки «ківш-піч» для модифікування шлаку десульфурації як перед проведенням операції, так і перед скачуванням шлаку.

Так наприклад, при нагріві горна, що забезпечував температуру чавуну в середньому 1460 °С коефіцієнти розподілу Si і S між шлаком і чавуном близькі за величиною (близько 40 одиниць).

Що стосується зв'язків показників поведінки Si і S із тепловим індексом печі, то отримано значно менший рівень тісноти зв'язків ніж між температурою металу і вказаними показниками. Так для залежності $[Si] = f(T_{\text{ТП}}) R$ склало лише 0,235, а для $[S] = f(T_{\text{ТП}}) R = 0,362$ відповідно.

Для перевірки твердження [4] про те, що підвищення теоретичної температури горіння і температури газів з фурмених вогнищ, а також зниження інтенсивності плавки при підвищеному нагріві печі сприяють відновленню Si і збільшенню його вмісту в чавуні, проаналізували зв'язок згаданих показників. Встановлено, що хоча зв'язок між теоретичною температурою і вмістом [Si] дуже слабкий ($R = 0,079$) все ж виявлена тенденція збільшення [Si] зі зростанням $T_{\text{теор.}}$

Аналіз впливу інтенсивності роботи печі на склад чавуну, показав наявність помірного зв'язку ($R = 0,348$) між інтенсивністю горіння палива за сумарним вуглецем і вмістом [Si]. Пояснюють [4] це скороченням тривалості перебування в зоні високих температур коксу, що потрапляє у фурмені вогнища, внаслідок чого зменшується кількість утворюваного SiO, від чого знижується степінь відновлення Si й перехід останнього в чавун. На наш погляд, крім вказаного вище впливу, слід зважати на зростання процесів прямого відновлення заліза при підвищенні інтенсивності плавки, що в свою

чергу обумовлює додаткові витрати тепла і погіршення умов відновлення Si. Необхідно також відмітити, що на вміст [S], можуть впливати не тільки загальновідомі фактори, але й такі, що підлягають подальшому вивченню, зокрема стан огороження робочого простору печі і стан стовпа шихтових матеріалів.

Список літератури

1. Лебедь Ю.К., Крячко Г.Ю., Душка А.И. Особенности тепловой работы доменной печи с вдуванием пылеугольного топлива // Международная научно-техническая конференция «Университетская наука – 2017». Сб. тез. докл. в 3-х томах. Том 1. Мариуполь: ГБУЗ «ПГТУ». 2017. С. 87-88.
2. Сігарьов Є.М., Недбайло М.М., Кривцун І.В. Напрямки удосконалення ковшової десульфурзації чавуну // Зб. наукових праць Дніпродзержинського технічного університету (технічні науки). Дніпродзержинськ: ДДТУ. 2016, вип. 2(28). С. 3-9.
3. Обґрунтування оптимального складу шлаку ковшової десульфурзації чавуну / Є.М. Сігарьов, Д.В. Єськов, І.М. Матина, Д.А. Коваленко // Foundry. Metallurgy. 2023: Materials of the XIX International Scientific and Practical Conference (October 10-12, 2023, Kharkiv-Kyiv). Kharkiv, NTU «KhPI». С. 394-397.
4. Лебедь Ю.К., Крячко Г.Ю. Влияние выхода шлака на эффективность и результативность доменной плавки // Зб. наукових праць ДДТУ (технічні науки). Кам'янське: ДДТУ. 2017, вип. 1(30). С. 3-7.

УДК 621.73.06–52

О. М. Кулік, Т. О. Кулік

Технічний Університет «МЕТІНВЕСТ ПОЛІТЕХНІКА», м. Запоріжжя

ТЕРМОМЕХАНІЧНИЙ АСПЕКТ ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТРУБ З ГОРЛОВИНОЮ ВІДНОСНО МАЛОГО ДІАМЕТРУ РОТАЦІЙНОЮ ОБКАТКОЮ

Гаряча ротаційна обкатка інструментом тертя, в порівнянні з іншими способами пластичного деформування трубчастих заготовок, має низку переваг: високу продуктивністю, незначну силу деформування, можливість шляхом формування на кінцях трубчастої заготовки горловин відносно малого діаметра отримати форму максима-

льно наближену до готового виробу. Сучасні тенденції розвитку технології гарячої ротаційної обкатки трубчастих заготовок стосуються не тільки одержання заданої геометричної форми при повному використанні можливостей обладнання, а й необхідної якості металу за мінімальних енергетичних витрат [1].

Традиційний шлях забезпечення необхідного рівня провідного показника якості, а саме механічних властивостей, – це запровадження легуючих елементів та застосування термічної обробки. Однак, застосування цих методів викликає значне подорожчання одержаних заготовок та підвищення витрат енергії на їх виробництво. Тому останнім часом велика увага приділяється розробці та дослідженню нових процесів, що б поєднували основний технологічний процес з термічною обробкою: контрольована прокатка, обробка тиском з контрольованим охолодженням, деформаційно-термоциклічна обробка тощо. Цими видами обробки можна на нелегованих або низьколегованих сталях досягти такого надзвичайно високого комплексу механічних властивостей, який не може бути досягнутий звичайними способами термообробки або ускладненого легування. Крім того, при порівняно високій міцності, термомеханічна та деформаційно-термоциклічна обробки дають більш високі значення пластичності та в'язкості, тобто підвищують опір відриву та конструктивну міцність.

В рамках даної роботи дослідження термомеханічного аспекту технології обкатки проводилися на трубах, що найчастіше використовуються у виробництві роликів стрічкових конвеєрів, а саме на прямошовних електрозварних трубах 102x3,5 зі сталі В10 ДСТУ7809:2015 та її аналогу С10Е EN 10084:2008 ($HB = 1220$, $\sigma_B \cong 448$ МПа).

Заготовки нагрівали безпосередньо в шпинделі, що обертається, за допомогою кільцевого багатовиткового індуктора. Обкатування здійснювали комплектом інструментів тертя, встановлених на супорті обкатної машини. В процесі контролювали температуру кінця заготовки, що формується. Швидкість руху інструменту визначали в ході попередніх експериментів з умови відсутності втрати стійкості труби. Обкатані заготовки різали на темплети, які металографічно аналізували. При цьому механічні характеристики матеріалу заготовки визначали за стійким зв'язком між твердістю металу HB , виміряною в різних місцях темплера горловини, і тимчасовим опором σ_B .

При традиційній технології ротаційної обкатки горловини заготовку попередньо нагрівають до температури 1150 ... 1200°C. У ході деформування температура їх підвищується, що пов'язано як із тепловиділенням у ході самої деформації, так і з тертям інструментом. Наприкінці формування температура може досягати 1340°C.

При використанні таких термомеханічних режимів (нагрів до $1150^\circ \pm 50^\circ\text{C}$, деформування і подальше охолодження на повітрі) метал має структуру ферит + перліт і

розмір зерна в 4-5 балів, твердість $HB = 1110 \dots 1140$ МПа, $\sigma_B \cong 410 \dots 450$ МПа (рис.1). У випадках, коли такий рівень механічних властивостей достатній, можна застосовувати ротаційну обкатку інструментом тертя без подальшої термообробки.

Було досліджено також використання режимів контрольованого охолодження. Заготовку, нагріту в шпинделі обкатної машини до 1150°C , обкатували інструментом тертя і охолоджували від температури обкатки з різними швидкостями. Температуру закінчення примусового охолодження також варіювали. Результати показали, що контрольоване охолодження дозволяє отримувати вироби з різними показниками твердості та, відповідно, межі міцності. Однак величина зерна при цьому істотно не знижується (рис. 1, б), отже, в'язкість і втомна міцність матеріалу горловин недостатні для експлуатації у важких режимах.

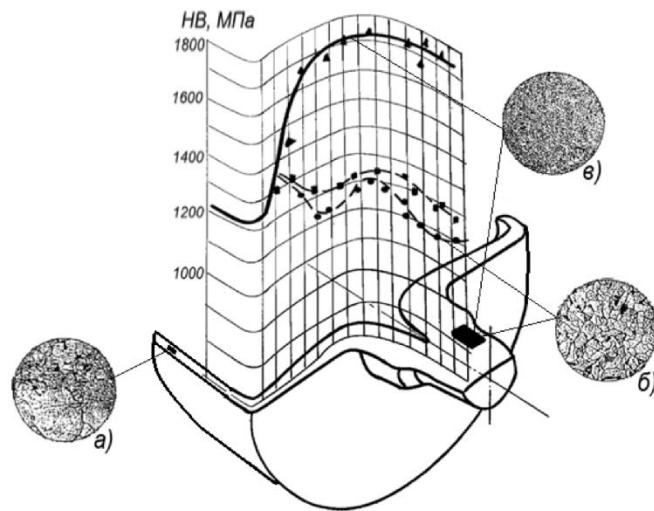


Рис. 1 – Розподіл твердості вздовж твірної горловини та мікроструктура заготовки до (а) та після обкатки традиційним режимом (б) та деформаційно-термоциклічної обробки (в)

Особливість формування горловин відносно малого діаметра полягає в фактично двостадійній обробці: спочатку формується конічне герметичне днище, яке потім переформовується в горловину. Це дозволило припустити можливість формування власне горловини за більш низької температури, не характерної для гарячого деформування труби, але характерної для її термомеханічної обробки сталі. Це припущення було засноване на тому, що стійкість конічного днища значно вища за стійкість трубчастої заготовки. При такій технології після нагрівання та формування конічного днища заготовку охолоджували водою, що подавалася зі сплєєра під тиском 0,2 МПа. В ре-

зультаті деформування здійснювалося біля верхньої межі ($\alpha + \gamma$)-області. Після виходу заготовки з контакту з інструментом примусове охолодження припиняли і подальше охолодження здійснювали на повітрі.

Сталь, оброблена за цією технологією, мала значно більшу міцність ($HB = 1900 \dots 2000$, $\sigma_B \cong 657 \dots 687$ МПа) (рис. 1, в), ніж сталь після традиційної ротаційної обкатки. Це пояснюється тим, що в ході обкатки інструментом тертя метал заготовки на ділянці, що піддається примусовому охолодженню, з одного боку охолоджується рідиною, з іншого - нагрівається від деформації і від тертя інструментом. Так як тільки частина ділянки, що деформується, контактує з інструментом, то в деформованому металі відбувається циклічна зміна температури, і процес супроводжується фазовими перетвореннями, що призводить до інтенсивного подрібнення зерна. Порівняння мікроструктур металу (рис. 1) підтверджує, що у горловинах відбулася деформаційно-термоциклічна обробка.

Таким чином дослідження показали, що при використанні традиційних термомеханічних режимів структура металу в горловинах ферито-перлітна з рівноосними зернами розміром 4-5 балів, що робить його пластичним, але недостатньо в'язким та витривалим. Для підвищення твердості і міцності металу через отримання дрібнозернистої феритно-перлітної структури з розмірами зерна 9-10 балів, необхідно примусове охолодження горловини на етапі переформування конічного днища.

Список літератури

1. Liu, X. Rotary forging with multi-cone rolls / X. Liu, C. D. Zhu, S. D. Sun, R.F. Ma // J. Manuf. Process. - 2020. - #56. - P. 656-666.

І.О. Маначин^{1,2}, А.П. Шевченко¹, М.О. Рибальченко², С.С. Рибальченко³

¹Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, м. Дніпро

²Український державний університет науки та технології, м. Дніпро

³ДП «Сіменс Україна», Україна

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ ВЗАЄМОДІЇ ОКСИДУ КАЛЬЦІЮ ТА СІРКИ У РОЗПЛАВІ ПРИ ІНЖЕКЦІЙНИХ ПРОЦЕСАХ ДЕСУЛЬФУРАЦІЇ ЧАВУНУ З ВДУВАННЯМ ВАПНА ТА РОЗРОБКА МОДЕЛЕЙ ДЛЯ УПРАВЛІННЯ ПРОЦЕСОМ

Оксид кальцію є однією з найбільш поширених речовин, яка надійно утворює сульфід кальцію. Тому він бере участь практично в усіх процесах виплавки чавуну та сталі, а також позапічної обробки, доводки та рафінування розплавів [1-9].

З усіх реальних реакцій взаємодії CaO та $[\text{S}]$ потенційні можливості оксиду кальцію не використовуються у повному обсязі. Використання високоякісного помеленого вапна ($\text{CaO}_{\text{акт.}} < 92-94\%$, в.п.п. $> 0,8\%$, волога - відсутня, $\text{SiO}_2 > 1,2\%$) у процесах коінжекції разом з магнієм є нераціональним, оскільки використовуване вапно виняткової якості виступає як пасивуюча домішка, що забезпечує вприскування магнієвого реагента у технологіях країн Західної Європи.

Доступні експериментальні дані щодо продування чавуну флюїдизованим вапном в ковшах Алчевського металургійного комбінату [6,7] мають значний інтерес для вдосконалення технології видалення сірки з чавуну вапном. Під час обробки чавуну у ковшах із масою розплаву 250-280 та вприскуванням 0,6-18,5 кг/т чавуну, вміст сірки у чавуні знижувався від 0,023-0,074% до 0,003-0,045%. Тривалість вприскування становила 4-16 хвилин. Зниження температури чавуну під час процесу десульфурації становило 12-42°C (залежно від тривалості вприскування та споживаної кількості вапна). Витрати вприскування азоту під час процесу вприскування складали 50-60 $\text{нм}^3/\text{год}$. Радикальне підвищення ефективності взаємодії оксиду кальцію з сіркою чавуну може бути досягнуто за допомогою вприскування вапна (з необхідною концентрацією реагенту у носії газу 40-50 $\text{кг}/\text{м}^3$) та попередньої подачі, наприклад, алюмінію у рідкий чавун. Відповідно до термодинамічних показників, введення алюмінію до схеми взаємодії оксиду кальцію з сіркою збільшує абсолютні значення енергії Гіббса в 2,7 рази. У цьому випадку взаємодія вапна з сіркою чавуну відбувається за схемою $\text{CaO} + [\text{S}] + 2/3[\text{Al}] \leftrightarrow \text{CaS} + 1/3\text{Al}_2\text{O}_3$. Споживання алюмінію для реалізації

цієї схеми визначається кількістю видаленої сірки, яка була розрахована при умові використання 80% алюмінію. Згідно з цим для зниження S з 0,035 до 0,01 буде потрібно витратити 0,25 кг алюмінію на 1 тону чавуну.

Виходячи з наведеного та емпірико-статистичною обробкою масиву обробок чавуну вапном було створено наступні розрахункові моделі визначення необхідної витрати вапна на десульфурізацію в залежності від активуючих добавок:

- при використанні одного лиш вапна:

$$q = 0,0023\left(\frac{S_{\text{поч}} - S_{\text{кін}}}{S_{\text{кін}}}\right)^2 - 0,0317\left(\frac{S_{\text{поч}} - S_{\text{кін}}}{S_{\text{кін}}}\right) + 1,7835 \quad (1)$$

- при використанні вапна с попереднім вводом алюмінію:

$$q = 0,0015\left(\frac{S_{\text{поч}} - S_{\text{кін}}}{S_{\text{кін}}}\right)^2 - 0,0211\left(\frac{S_{\text{поч}} - S_{\text{кін}}}{S_{\text{кін}}}\right) + 1,189 \quad (2)$$

- при використанні вапна в суміші з карбонатом натрію с попереднім вводом алюмінію:

$$q = 0,0013\left(\frac{S_{\text{поч}} - S_{\text{кін}}}{S_{\text{кін}}}\right)^2 - 0,0181\left(\frac{S_{\text{поч}} - S_{\text{кін}}}{S_{\text{кін}}}\right) + 1,0191 \quad (3)$$

Таким чином, розроблені моделі можна використовувати в системах керування процесом десульфурізації чавуну з використання вапна.

Список літератури

1. Шевченко А.Ф., Маначин И.А., Вергун А.С. и др. Внепечная обработка чугуна в ковшах. Технологи, исследование, анализ, совершенствование. – Днепр. – 2017. – 252 с.
2. Смирнов А.Н., Зборщик А.М. Внепечная обработка чугуна и стали. - Донецк. ДНТУ. – 2013. -183 с.
3. Кудрин В.А. Внепечная обработка чугуна и стали. - Москва: Металлургиздат. – 1993. – 335 с.

4. Шевченко А.Ф., Большаков В.И., Башмаков А.М. Технология и оборудование десульфурации чугуна магнием в большегрузных ковшах. Киев. Наукова думка. – 2011. – 207 с.
5. Воронова Н.А. Десульфурация чугуна магнием. Москва, Metallurgizdat. – 1982. – 239 с.
6. Зборщик А.М., Куберский С.В., Косолап А.В. Эффективность использования реагентов в современных процессах внепечной десульфурации чугуна. Бюлл. Черная металлургия. – Москва, Черметинформация. – 2011. - № 12. – С. 35-41.
7. Zborshchik, A.M., Kuberskii, S.V., Dovgalyuk, G.Y. et al. Effectiveness of fluidized lime in the desulfurization of hot metal in 300-t casting ladles. Steel Transl. 41, 741–744 (2011). <https://doi.org/10.3103/S096709121109021X>
8. Шевченко А.Ф., Маначин А.И., Двоскин Б.В. и др. Оценка и промышленная проверка показателей процессов ковшевой десульфурации чавуну различными режимами. – Сборник научных трудов «Вестник КГИУ». – 2022. – С. 10-28.
9. Шевченко А.Ф., Маначин И.А., Шевченко А.М. Процессы внепечной десульфурации чавуну. Черные металлы. – 2015. - № 3. – С.9-15.
10. I.A. Manachin, A.F. Shevchenko. Desulfurization of Hot Metal by the Injection of High-Quality Lime Powder. Steel in Translation 48, 517-522, 2018.

УДК 502.3

А. Г. Мєшкова, О. В. Саввін, М. В. Сухарева, С. Є. Суліменко

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

ДОСЛІДЖЕННЯ ШЛЯХІВ ПІДВИЩЕННЯ ЕКОЛОГІЧНОЇ БЕЗПЕКИ ЕЛЕКТРОСТАЛЕ-ПЛАВИЛЬНОГО ВИРОБНИЦТВА

Одною з головних складових частин екологічної безпеки є зниження забруднення водойм за рахунок відмови від прямоточних систем водопостачання промислових підприємств і перехід до оборотних та замкнутих систем водопостачання.

Найбільшими промисловими споживачами води та джерелами утворення значних кількостей забруднених стічних вод є металургійні підприємства. Так на 1 т сталі, що виплавляється, витрачається 150–250 м³ води, яка відводиться у водні об'єкти та містить різноманітні забруднюючі речовини. Тому дослідження шляхів підвищення екологічної безпеки електросталеплавильного підприємства є актуальним напрямком.

Була проаналізована технологія виробництва ферохрому з метою визначення джерел утворення стічних вод та їх складу. Вода при виробництві феросплавів забруднюється у процесі наступних технологічних операцій:

- при очищенні газів;
- розливанні феросплавів;
- грануляції феросплавів;
- виробництві вуглецевої маси.

Виявлені джерела утворення стічних вод у виробництві феросплавів наступні:

- від системи очистки газів електропечей при виплавці феросплавів (вода забруднена завислими частками, ціанідами, родонітами та має лужну реакцію);
- цех виробництва електродних мас (стоки характеризуються збільшеним сухим залишком та містять феноли);
- флюсоплавильне виробництво (стічні води містять іони марганцю і фтору);
- мокра очистка газів електросталеплавильних дугових печей (утворюються стічні води в кількості 2–4 л на 1 м³ газу, що очищається або 3–6 м³ на 1 т сталі, що виплавляється. Вони характеризуються вмістом дрібнодисперсних завислих речовин 1000–10000 мг/л, наявністю оксидів заліза, сульфатів, хлоридів, фторидів та ін.).

Кількісна характеристика стічних вод наведена в таблиці 1.

Таблиця 1 – Кількісна характеристика стічних вод виробництва феросплавів

№	Показники	ГДК для водойм 1-ой категорії водокористування, мг/л [2]	Стічна вода
1	pH	6,5-8,5	7,8
2	Завислі речовини	Для водойм, що містять у межах понад 30 мг/л природних мінеральних речовин, допускається збільшення вмісту завислих речовин у воді не більше 5 %	2000 мг/л
3	Ціаніди	0,17	400-700 мг/л
4	Сульфати	500	1200 мг/л
5	Хлориди	350	990 мг/л
6	Сухий залишок	1000	9967 мг/л

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2024

7	Температура	Літня температура води внаслідок спуску стічних вод має підвищуватися не більш, ніж на 3 °С проти середньомісячної температури найбільш спекотного місяця року за останні 10 років	35 °С
8	Жорсткість загальна	1,5-2,5 мг-екв/л	24,8 мг-екв/л
9	Лужність	7 мг-екв/л	3,6 мг-екв/л
10	Магній	40	29,1 мг/л

Розглянуто вплив забруднюючих речовин на екологічні системи водойм. При скиданні забруднених стічних вод металургійних комбінатів у водоймі різко збільшується вміст завислих речовин, значна частина яких осаджується поблизу місця випуску. Відкладення осаду у водоймі можуть досягати кількох десятків сантиметрів і бути джерелом вторинного забруднення. Паралельно з цим відзначаються зменшення прозорості та поява специфічного бурого забарвлення води.

Проаналізовані існуючі схеми очищення стоків електроферосплавного виробництва і на підставі цього аналізу запропонований основний метод очищення для повернення води в виробництво: коагуляція з флокуляцією і вапнуванням. Пропонована оборотна схема водопостачання, в склад якої входять: реагентне господарство коагулянту, флокулянта, апарати для приготування вапняного молока, гідроциклон, змішувач, радіальний відстійник з камерою коагуляції. Схема приведена на рисунку 1.

Забруднена вода від газоочисток феросплавних печей і охолодження устаткування надходить до приймальної ємності для усереднення, потім – у відкритий гідроциклон, де під дією відцентрових сил відбувається процес осадження часток з ефективністю 70%. У розчинному баку коагулянту готується розчин сульфату заліза, а в розчинному баку флокулянта – розчин поліакриламід. Ці розчини подають за допомогою дозаторів в змішувач для перемішування зі стічною водою. Залізний купорос дозують в кількості 20 мг/л, поліакриламід – 0,02 мг/л. Від високих концентрацій ціанідів, які перебувають в стоках, звільняються застосуванням залізного купоросу і подальшим підлужуванням для підтримки рН води в межах 9–10. Токсичні ціаніди переводяться у відносно малотоксичні феро- і $K_4[Fe(CN)_6] \cdot 3H_2O$ та феріціаніди $K_3[Fe(CN)_6]$.

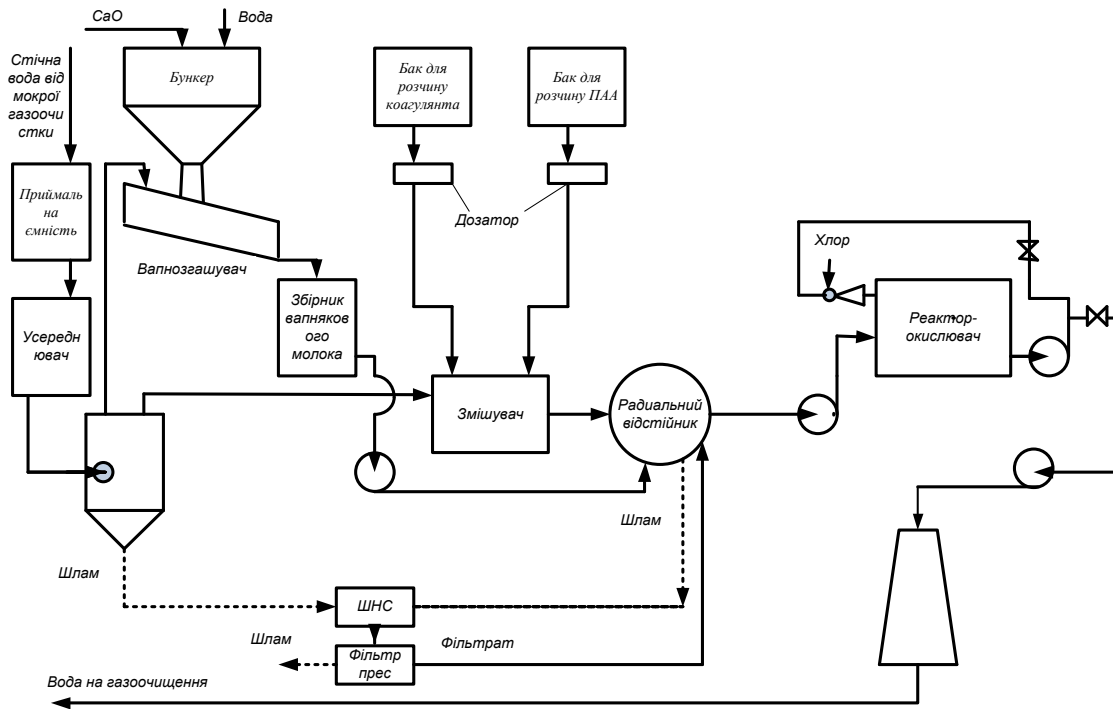
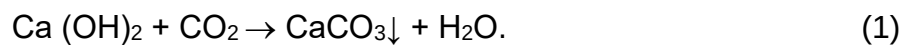
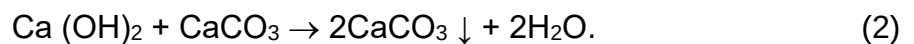


Рис. 1 – Пропонована оборотна схема водопостачання

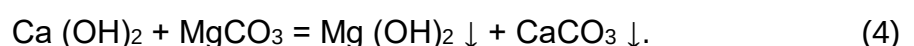
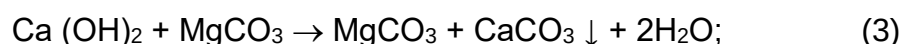
При цьому ефективність очищення досягає 90–98% (залишковий вміст ціанідів складе 1–6 мг/л). Утворення пластівців відбувається в камері коагуляції, яка вбудована в радіальний відстійник. У відстійній частині радіального відстійника здійснюється осадження пластівців. Також у відстійник подається вапняне молоко для поліпшення процесу освітлення води і її пом'якшення (для видалення надмірного вмісту солей). Вапняне молоко застосовується для часткового усунення карбонатної жорсткості. Введення в воду гашеного вапна призводить до реакції:



Якщо ще додати $\text{Ca}(\text{OH})_2$, то в реакцію вступає гідрокарбонат кальцію:

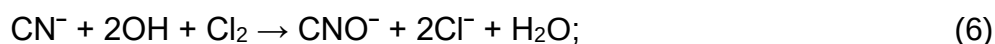
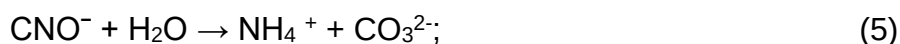


Подальше введення гашеного вапна призводить до реакцій з гідрокарбонатом магнію і карбонатом магнію:



При лужній реакції середовища рН 10,2–10,3 гідроокис магнію випадає в осад.

Шлам, що утворюється у відстійнику, має вологість 70%. Шлам з гідроциклона і відстійника за допомогою шламової насосної станції надходить на фільтр-прес, де зневоднюється до вологості 45%. Фільтрат подається назад у відстійник. Очищена від зважених часток і солей вода надходить в ємність для хлорування, куди інжектором подається хлормісткий реагент. Вода циркулює до тих пір, поки вміст ціанідів та родонітів не досягне необхідного рівня очистки. Процес здійснюється в лужному середовищі рН 9–10. Спочатку ціаніди CN^- переводять в нетоксичні ціанати CNO^- , які потім гідролізуються:



Якщо рН буде нижче, то утворюється токсичний хлорціан:



Далі воду подають на градирню для охолодження і повертають у виробництво.

Пропонована схема обґрунтована розрахунком матеріального балансу процесу очистки стоків. Обрані конструкції апаратів для очистки стічних вод. На першому ступені очистки згідно з аналізом існуючих схем очистки рекомендується використовувати відкриті гідроциклони прості або з внутрішніми пристроями.

В циклоні з конічною діафрагмою і циклоні з конічною діафрагмою і внутрішнім циліндром стічна вода тангенціально подається в простір, який обмежений внутрішнім циліндром. Потік по спіралі рухається вгору. Дійшовши до верху циліндра, він поділяється на два потоки: один з них (просвітлена вода) рухається до центрального отвору діафрагми, і, пройшовши її, потрапляє в кільцевий лоток; інший потік зі зваженими частками направляється в простір між стінками циліндра і гідроциклону і потрапляє в конічну частину. У цьому гідроциклоні використовується принцип тонкошарового відстоювання. Це забезпечує більш повне використання обсягу апарата і зменшує час очищення. Для проведення процесів коагуляції та флокуляції пропонується використовувати радіальний відстійник з вбудованою камерою для коагуляції та флокуляції. Пропонована схема очистки є оборотною. Порів-

няльна характеристика якості стічної води і вимог до оборотної води наведені в таблиці 2, з якої видно, що запропонована система водопостачання задовольняє вимогам до води, яка циркулює в обороті.

Таблиця 2 – Порівняльна характеристика якості стічної води і вимог до оборотної води

№	Показники	Вимоги до оборотної води	Стічна вода до очистки	Очищена вода
1	pH	6,5-8,5	7,8	8,2
2	Завислі речовини	20 мг/л	2000 мг/л	30 мг/л
3	Жорсткість загальна	5 мг-екв/л	24,8 мг-екв/л	1,24 мг-екв/л
4	Сульфати	125 мг/л	1200 мг/л	160 мг/л
5	Хлориди	150 мг/л	990 мг/л	49,5 мг/л
6	Температура	20 °C	33-35 °C	15-20 °C

Список літератури

1. Проектирование и оборудование электросталеплавильных и ферросплавных цехов: /В. А. Гладких, М. И. Гасик, А. Н. Овчарук, Ю. С. Пройдак. – Днепропетровск: Системные технологии, 2004. – 736 с.
2. Санітарні правила і норми охорони поверхневих вод від забруднення. СанПіН 4630-88. К.: Держстандарт, 1991. – 42 с.

А. Г. Мєшкова, О. В. Саввін, М. В. Сухарева, С. Є. Суліменко

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

ПРОПОЗИЦІЇ ЩОДО УДОСКОНАЛЕННЯ РОБОТИ ОБОРОТНИХ СИСТЕМ ВОДОПОСТАЧАННЯ ЛИВАРНИХ ЦЕХІВ

Ливарна технологія – це процес отримання литих заготовок шляхом заливки розплавленого металу у форми, порожнина яких повторює конфігурацію виливки. При охолодженні метал твердне і приймає конфігурацію порожнини форми. Існує кілька способів виготовлення виливків: литво у піщані форми, литво у кокіль, литво за моделями, що виплавляються, литво під тиском. Але всі існуючі способи литва поділяються на дві групи: литво у піщані форми та спеціальні способи лиття. У ливарних цехах металургійних підприємств чавунне та сталеве лиття здійснюється у вагранках та електродугових печах.

Були проаналізовані джерела утворення відходів у ливарному виробництві. Джерелами викиду пилу є:

- приготування та регенерація формувальних та стрижневих сумішей;
- випуск рідкого металу з печі;
- позапічна обробка;
- заливання форми;
- вибивання виливків;
- обрубкування та очищення литва;
- транспортування сипких матеріалів.

Джерелами виділення у повітря оксидів азоту, сірки, вуглецю та вуглеводнів є плавильні агрегати, печі термічної обробки, сушила для форм та стрижнів.

Тверді відходи ливарного виробництва містять до 90% відпрацьованих формувальних та стрижневих сумішей, включаючи брак форм та стрижнів; також вони містять просипи та шлаки з відстійників пилоочисної апаратури та установок регенерації сумішей; ливарні шлаки; абразивний та галтувальний пил; вогнетривкі матеріали та кераміку.

У ливарних цехах виробничу воду витрачають на охолодження обладнання, гідрорегенерацію піску, очищення вентиляційного повітря, ваграночних газів, грануляцію шлаків, для транспортування відпрацьованих сумішей, гідравлічного та

електрогідравлічного очищення виливків тощо. Виробничі стічні води (ВСВ) поділяються на умовно чисті (ВСВу) та брудні (ВСВб).

Для правильного вибору методу знешкодження ВСВб умовно класифікують за критеріями, які перелічені далі.

За складом:

- містять тільки органічні речовини;
- містять тільки неорганічні речовини;
- що містять як ті, так і інші речовини.

За фізичними властивостями речовин, що перебувають у ВСВб:

- які мають високий тиск пари і температуру кипіння $t_{\text{кин}} = 110\text{--}120\text{ }^{\circ}\text{C}$;
- що мають $t_{\text{кин}} = 120\text{--}250\text{ }^{\circ}\text{C}$;
- що мають $t_{\text{кин}} > 250\text{ }^{\circ}\text{C}$.

За концентраціями хімічних речовин:

а) від 1 до 500 мг/л; б) 0,5-5 г/л; в) 5-30 г/л; г) понад 30 г/л.

Остаточний вибір методу знешкодження та конструктивне оформлення процесу очищення проводиться з урахуванням:

- 1) санітарних та технічних вимог, що пред'являються до очищених ВСВб;
- 2) кількості ВСВб;
- 3) наявності у ливарних цехах або на підприємстві необхідних для процесу знешкодження та очищення енергетичних та матеріальних ресурсів;
- 4) наявності площ під установку очисного устаткування;
- 5) економічності процесу знешкодження.

У стічній воді, що відходить від мокрого очищення викидів міститься велика кількість завислих речовин, хлоридів, сульфатів та заліза, а також вода характеризується великою жорсткістю.

Зазвичай виробничі стічні води ливарних цехів підприємств після охолодження обладнання проходять одноступінчасте очищення. Вода очищається в горизонтальних відстійниках, де відбувається осадження завислих частинок. Ефективність такої очистки недостатня ні для скидання води у водоймище, ні для повторного використання.

Споживачів води у металургійному виробництві, що використовують воду для охолодження та паросилового господарства, поділяють на чотири групи. Водоохолоджувальні елементи електросталеплавильних печей як споживачі води відносяться до 1-ї групи. Дослідження води показали, що її якість не відповідає вимогам до якості води оборотних систем водопостачання першої групи споживачів.

Якість води не відповідає вимогам по зваженим речовинам, залізу загальному, сульфатам, загальної жорсткості, хлоридам. Отже, крім очищення води від завислих речовин та заліза загального, необхідні заходи щодо стабілізаційної обробки води.

На рисунку 1 наведена пропонована схема очищення води.

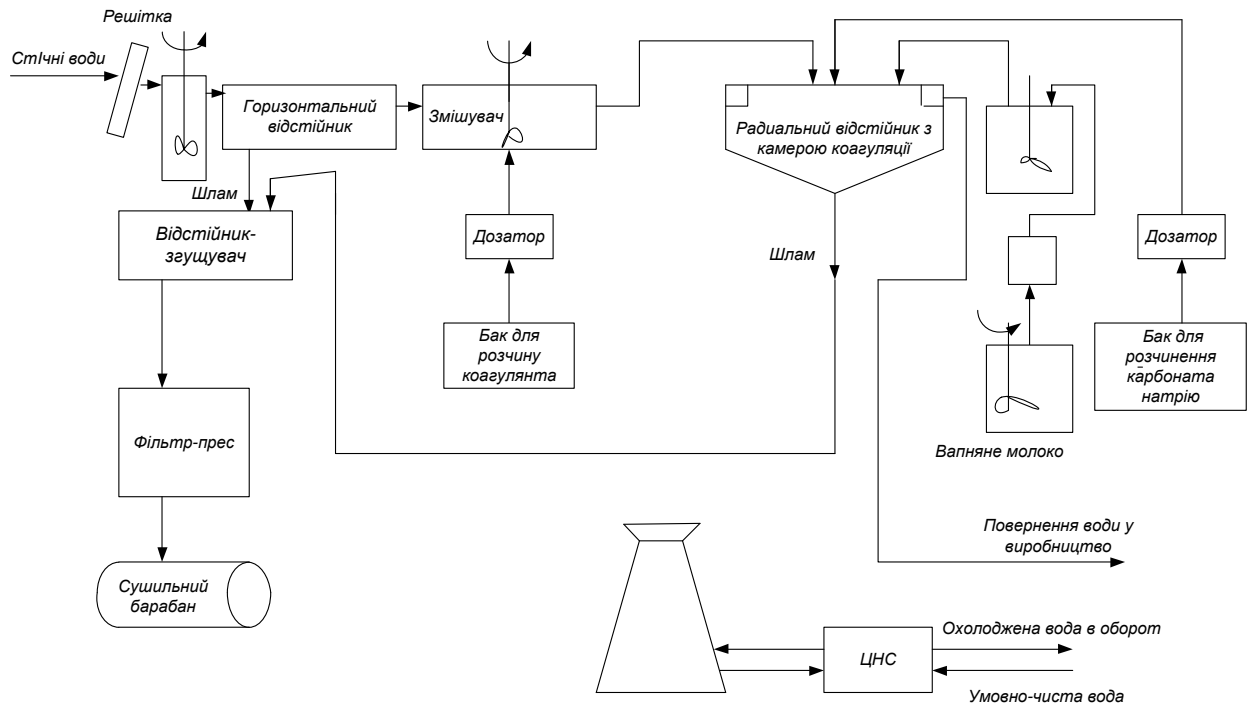


Рис. 1 – Пропонована схема оборотного водопостачання ливарного виробництва

Стічні води поступають на решітку, потім – в усереднювач. Первинне очищення стоків пропонується проводити у горизонтальному відстійнику, де видаляються великі зважені частки з ефективністю 60%. Далі вода надходить у змішувач, куди подається коагулянт за допомогою дозатора із розчинного бака коагулянту. Найкраще освітлення спостерігається під час використання залізо-містких коагулянтів. $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ застосовують у сухому вигляді або у вигляді 10–15%-них розчинів; доза коагулянту залежить від рН води. Для підвищення ефективності використовують підлужування.

В запропонованій для використання конструкції камера пластівце-утворення вбудована в радіальний відстійник. Це дозволяє скоротити площу роз-ташування очисних споруд та підвищити їх гідравлічне навантаження. Туди ж планується подавати вапняне молоко (для інтенсифікації процесу освітлення во-ди та її пом'якшення) та карбонат натрію (для зменшення загальної жорсткості). Вапняне молоко застосовується для часткового усунення карбонатної жорсткості. Цим способом

усувається карбонатна жорсткість, але загальна жорсткість залишається постійною. Тому для зниження загальної жорсткості пропонується використовувати карбонат натрію. Після цього воду можна використовувати в оборотному циклі. Шлам з горизонтального та радіального відстійників згущують у відстійнику-згущувачі, потім зневоднюють на фільтр-пресі та сушать у сушиль-ному барабані. В таблиці 1 наведена характеристика якості води до і після очистки.

Таблиця 1 – Характеристика якості води, що очищається, та вимоги до очищеної води, що використовується в оборотному циклі ливарного виробництва

№ п/п	Показники	Вода від систем аспірації	Вимоги до очищеної води	Вода після очистки
1	pH	7,0-8,5	6,5-8,5	8,0-8,5
2	Зважені речовини	6000 мг/л	20 мг/л	24 мг/л
3	Залізо (заг.)	2100 мг/л	2 мг/л	10 мг/л
4	Сульфати	283400 мг/л	≤ 250	220 мг/л
5	Загальна жорсткість	6200 мг*екв/л	5 мг*екв/л	10 мг*екв/л
6	Хлориди	82500 мг/л	350 мг/л	340 мг/л

Можна зробити висновок, що після очистки за пропонованою схемою можливо повернення води в оборот.

Список літератури

1. Кукурудза С. І., Перхач О. Р. Використання та охорона водних ресурсів. Навч. посібник. – Львів: ЛНУ імені Івана Франка, 2009. – 304 с.
2. Запольський А. К. Водопостачання, водовідведення та якість води. – К.: Вища школа, 2005. – 672 с.

**І.Г. Муравйова, Д.М. Тогобицька, А.І. Белькова, М.Г. Іванча, В.І. Вишняков,
Д.А. Степаненко, В.Р. Щербачов**

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

ЕКСПЕРТНА СИСТЕМА ВИБОРУ ОПТИМАЛЬНОГО СКЛАДУ БАГАТОКОМПОНЕНТНОЇ ШИХТИ НА ОСНОВІ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ ФІЗИКО-ХІМІЧНИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ З УРАХУВАННЯМ РОЗПОДІЛУ КОМПОНЕНТІВ В ДОМЕННІЙ ПЕЧІ

Задача вибору оптимального складу доменної шихти актуальна для умов роботи металургійних підприємств України і зарубіжжя, що обумовлено значним розширенням сировинної бази і компонентного складу шихтових матеріалів, що завантажуються в доменну піч. Крім основних традиційних шихтових матеріалів (агломерату, окатишів і коксу), до складу доменної шихти залучені вторинні ресурси, зокрема, відсів фракцій залізовмісних компонентів і коксу, а також брикети різного призначення.

Відомі методи розв'язання задачі вибору складу шихти, як правило, ґрунтуються на прогнозованому визначенні показників доменної плавки при варіюванні компонентного складу шихтових матеріалів з використанням розрахунків матеріально-теплових балансів процесу плавки та не враховують нерівномірність розподілу її компонентного складу в робочому об'ємі доменної печі і пов'язаних з цим особливостей процесів нагріву, відновлення і плавлення шихтових матеріалів в різних її зонах. Відповідно, не враховується специфіка властивостей розплавів, що утворюються в різних зонах робочого простору доменної печі, що істотно знижує достовірність балансових і оптимізаційних розрахунків.

В Інституті чорної металургії НАН України розроблено експертну систему вибору оптимального складу багатокomпонентної шихти для забезпечення високих показників плавки за рахунок спрямованого формування розплавів з урахуванням наявних технологічних вимог та обмежень в умовах розширення компонентного складу шихти і зміни її металургійних властивостей [1]. Теоретичну основу розробленої системи складають закономірності фізико-хімічних перетворень залізовмісних матеріалів та розподілу компонентів по перерізу доменної печі, що відрізняє її від відомих систем, у яких використовуються традиційні методи розв'язання задачі вибору складу шихти.

Концепція створення розробленої експертної системи вибору оптимального складу багатокomпонентної доменної шихти передбачає: використання комплексу математичних моделей фізико-хімічних процесів плавлення та відновлення матеріалів з

урахуванням їх розподілу по радіусу печі, формування технологічних обмежень на основі результатів узагальнення технологічної практики та вимог до умов і характеристик протікання доменної плавки, використання методики багатокритеріальної оптимізації шихти на основі узгодження критеріїв оптимальності та технологічних обмежень [2].

Система поділяється на структурні комплекси (підсистеми), які, в свою чергу, складаються з окремих блоків. Основними структурними комплексами є: бази даних, розрахунковий і модельний модулі, блок формування технологічних обмежень і прийняття рішень щодо вибору оптимального складу шихти.

Комплекс «База даних» містить інформацію про показники завантажуваної шихти, технологічного режиму і продуктів плавки. Зокрема, вхідні параметри системи вибору оптимального складу шихти формуються на основі накопичуваних даних про хімічний і гранулометричний склад залізрудних матеріалів та їх міцнісні властивості, види і хімічний склад добавок різного призначення, гарячу міцність і реакційну здатність коксу, хімічний склад пиловугільного палива і вуглецевмісних добавок, хімічний склад чавуну і кінцевого шлаку, а також параметри і показники теплового і дуттьового режимів доменної плавки.

Модельна підсистема складається з чотирьох блоків, кожен з яких представляє відповідну функціональну математичну модель:

1. «Модель розподілу шихти» - синтезована на основі об'єднання чотирьох моделей: моделі завантаження порцій (подач) шихтових матеріалів у бункер безконусного завантажувального пристрою (БЗП), моделі вивантаження шихтових матеріалів з бункера БЗП, моделі руху шихтових матеріалів трактом БЗП і моделі розподілу матеріалів на поверхні засипу, що дозволяє визначити розподіл компонентів шихти по перетину колошника [3].

2. «Фізико-хімічна модель шихти» для оцінки поведінки залізрудних матеріалів в печі, що включає фізико-хімічні моделі розрахунку високотемпературних властивостей залізовмісних матеріалів: температур початку та кінця розм'якшення, плавлення і краплинної течії, вмісту FeO в первинному шлаковому розплаві в залежності від вмісту в шихті Fe_2O_3 та FeO , а також хімічного еквіваленту складу і показника стехіометрії шихти [4]. Для умов використання в технології доменної плавки відходів металургійного виробництва та вторинної сировини моделі розрахунку високотемпературних властивостей залізовмісних матеріалів враховують вплив лужних сполук, що дозволяє більш точно визначити розташування і протяжність пластичної зони у доменній печі.

3. Модель «Система Метал-Шлаки», що включає розрахунок властивостей первинного шлаку і прогнозування складу та властивостей продуктів доменної плавки. Прогнозування складу і властивостей продуктів плавки здійснюється на основі використання методики фізико-хімічного моделювання структури і властивостей металургійних розплавів і процесів їх взаємодії, що включає наступний комплекс фізико-хімічних моделей:

- модель металевого розплаву для розрахунку інтегрального параметру – хімічного еквіваленту складу чавуну Z^Y ;

- модель шлакового розплаву для розрахунку інтегральних параметрів шлакового розплаву: хімічного еквіваленту складу шлаку Δe і показника стехіометрії шлаку ρ ;

- прогнозні моделі для розрахунку коефіцієнтів міжфазного розподілу елементів – сірки, кремнію, марганцю, заліза;

- прогнозні моделі для розрахунку комплексу властивостей первинних і кінцевих шлаків.

Для умов використання в технології доменної плавки пиловугільного палива (ПВП) моделі для розрахунку в'язкості і плавкості кінцевих шлаків враховують вплив на них макроретерогенних включень шлаку, що утворюються при використанні коксу з низькими показниками міцності, а також неповному згорянні газу та ПВП.

4. Визначення форми і положення пластичної зони в доменній печі.

Розрахункова підсистема інтегрує в своєму складі два блоки:

1. Блок розрахунку критерію оцінки тепло-газодинамічного режиму доменної плавки.

2. Блок розрахунку критерію оцінки форми і положення пластичної зони. Розрахунок базується на методі визначення форми і положення пластичної зони, який при відсутності можливості отримання вихідної інформації від засобів контролю, може залучати математичну модель визначення положення лінії плавлення і ефективної площі плавлення. Визначення за допомогою моделі розподілу шихти компонентного складу сумішей матеріалів у кільцевих зонах перетину колошника надає необхідні данні для розрахункової оцінки товщини пластичної зони.

Підсистема формування технологічних обмежень.

Підсистема містить наявні технологічні обмеження, які накладаються процесом доменної плавки на використання певного виду компонентів шихти та на параметри режиму завантаження, а формує нові обмеження при зміні складу шихти. Технологічні

обмеження умовно можуть бути класифіковані за видами джерел обмежень і ранжовані по значенню (пріоритету) в процесі вибору складу шихти.

Функціонування підсистеми забезпечується інформацією, що надходить від модельного блоку, зокрема, від моделі розподілу шихти. Підсистема технологічних обмежень при вирішенні завдання вибору оптимального складу багатокомпонентної шихти оперує «статичними» обмеженнями - регламентованими (заданими в числовій формі і незалежними від об'єкту) і «динамічними» - формуються фізико-хімічними процесами в високотемпературних зонах доменної печі, які зумовлюють ефективність вибору складу шихти.

Підсистема прийняття рішень щодо вибору оптимального складу шихти.

Для вирішення оптимізаційної задачі вибору складу багатокомпонентної шихти необхідною умовою є задання цільових функцій і технологічних обмежень, що враховують фізико-хімічні процеси плавлення і відновлення залізорудної сировини в печі. В якості цільових функцій можуть задаватися - мінімізація витрат коксу, забезпечення заданого виробництва і мінімізація собівартості. Рішення задачі вибору оптимального складу багатокомпонентної шихти представляється у вигляді матриці діапазонів можливих значень вмісту всіх компонентів шихти, що задовольняють системі технологічних обмежень та цільовим функціям.

Розроблена експертна система вибору оптимального складу багатокомпонентної шихти в умовах зміни її металургійних властивостей призначена для забезпечення високих показників плавки за рахунок спрямованого формування заданих властивостей розплавів у різних зонах доменної печі. Урахування закономірностей та особливостей розподілу компонентів шихти по перерізу печі та технологічних обмежень, що відповідають поточним умовам плавки, суттєво відрізняє представлену систему від відомих розробок у вирішенні задач вибору складу шихти.

Список використаних джерел

1. Муравйова І.Г., Тогобицька Д.М., Белькова А.І., Іванча М.Г., Нестеров О.С., Степаненко Д.О., Вишняков В.І. Створення інтелектуальних систем вибору оптимального складу багатокомпонентної доменної шихти. Нові підходи. – Київ: Науково-видавнича рада, 2022. – 232 с. Монографія

2. Concept development of an expert system for selecting the optimal composition of a multicomponent blast furnace charge and functional and algorithmic structure / I. G. Murav'eva, D. N. Togobitskaya, N. G. Ivancha, A. I. Bel'kova, A. S. Nesterov. Steel in Translation. 2021. Vol. 51. № 1. P. 33–38.

3. Complex Mathematical Model of the Distribution of Multicomponent Charge in a Blast Furnace / N. G. Ivancha, I. G. Murav'eva, E. I. Shumel'chik, V. I. Vishnyakov, Yu. S. Semenov. Metallurgist. May 2018. Volume 62. Issue 1–2. P. 95–100.

4. Прогнозирование физико-химических свойств оксидных систем / Э. В. Приходько, Д. Н. Тогобицкая, А. Ф. Хамхотыко, Д. А. Степаненко. Днепропетровск: Пороги. 2013. 339 с.

УДК 669.181, 669.162.21:669.162.261.3:001.5

І.Г. Муравйова, М.Г. Іванча, В.І. Вишняков, В.Р. Щербачов

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

АНАЛІЗ ВІДОМИХ МЕТОДІВ ВИЗНАЧЕННЯ ФОРМИ ТА ПОЛОЖЕННЯ ПЛАСТИЧНОЇ ЗОНИ В ДОМЕННІЙ ПЕЧІ

Ефективність доменної плавки та якість чавуну, який виплавляється, багато в чому визначаються характеристиками структури стовпа шихтових матеріалів, що формується у процесі завантаження доменної печі. Аналіз результатів, отриманих провідними спеціалістами світу, та досвід досліджень доменної плавки показав, що розробка нових науково обґрунтованих способів управління процесом плавки, які забезпечують досягнення високої її ефективності, повинна у максимально можливій мірі враховувати закономірності та особливості формування структури стовпа шихти у доменній печі, одним з найважливіших елементів якої є пластична зона (ПЗ). В залежності від розподілу шихтових матеріалів, їх якості та параметрів дуттєвого режиму, у доменній печі формується пластична зона різного профілю, від якого залежить техніко-економічна ефективність доменної плавки, експлуатаційні показники та тривалість кампанії доменної печі. Безпосередньо контролювати формування пластичної зони у доменній печі не представляється можливим, тому актуальною є розробка аналітичних методів визначення форми та положення пластичної зони.

Відомі експериментальні дослідження визначення форми та положення пластичної зони, які виконані шляхом зондування, в основному, на зарубіжних доменних пе-

чах (ДП) [1-5]. Визначення положення ПЗ у доменній печі за допомогою зонда має дослідний характер і не дозволяє отримувати оперативну інформацію про зміну параметрів пластичної зони в процесі плавки.

Альтернативою безпосереднім вимірам є математичні моделі для визначення положення та параметрів ПЗ у доменній печі. Досить розповсюдженими є моделі, засновані на матеріально-тепловому балансі. Найбільш відомі математичні моделі розрахунку параметрів ПЗ, які розроблені фірмами «ThyssenKrupp», «Nippon Steel corp.» «Nippon Kokan» (Японія) [6-10]. Відомі також розробки австралійських вчених із створення тривимірної моделі доменної плавки з використанням обчислювальної гідродинаміки (CFD) [11]. Модель, у тому числі, докладно визначає шарувату структуру ПЗ. В останні роки для визначення параметрів ПЗ розроблено математичні моделі, які поєднують континуальну та дискретну моделі. Об'єднана в такий спосіб модель отримала термінологію CFD-DEM – модель [12]. Модель CFD-DEM підходить для моделювання систем рідина – тверде тіло, або рідина – частинки.

З погляду аналізу останніх наукових досліджень можна зазначити, що дослідження в галузі визначення параметрів пластичної зони акцентуються на створенні математичних моделей. Проте ці моделі базуються на різних припущеннях та не враховують динаміку самого процесу, тим самим обмежуючи їхнє використання для оперативного управління ходом плавки. Однак, варто відзначити модель, розроблену під керівництвом В. М. Паршакова [13,14]. Вона входить до складу автоматизованої системи, що забезпечує оперативне автоматичне визначення зони плавлення у доменній печі та дозволяє безперервно автоматично контролювати параметри процесу у реальному часі.

Також в ІЧМ за результатами освоєння на ДП № 9 ВАТ «АрселорМіттал Кривий Ріг» першої вітчизняної радіолокаційної системи контролю поверхні засипу шихти розроблено метод визначення положення ПЗ, заснований на інформації профілеміра [15].

Показано, що найбільшу перспективу подальшого використання для вирішення задач визначення параметрів пластичної зони має розробка нових методів оперативного визначення параметрів пластичної зони із застосуванням різних засобів контролю розподілу шихти та газового потоку на доменних печах.

Список використаних джерел

1. Борц Ю.М., Серов Ю.В. Контроль и управление зоной плавления в доменных печах. // Черная металлургия, бюллетень НТЭИ, - 1988, - №13. - С. 18 - 32.

2. Исследование состава твердых и жидких материалов в шахте и распаре доменной печи объемом 2000 м³ / Некрасов З.И., Покрышкин В.Л., Бузоверя М.Т. // Металлургическая и горнорудная промышленность. 1969, №4. – С. 3-12.
3. Исследование процессов восстановления в шахте доменной печи объемом 2000 м³ / Некрасов З.И., Бузоверя М.Т. // Сталь, 1969. - №2. – С. 110-115.
4. Ивао Н. Разработка зондов. I. Гибкий вертикальный зонд погружения // Тецу то хаганэ. 1983. Т. 69. №12, С. 867.
5. Хосидэ Й., Такаги С., Юномура А. Совершенствование технологии доменной плавки в Японии // Черные металлы, 1980, 325 - 26. С. 3 - 7.
6. Betriebsanforderungen mit dem Prozesssteuerungs und Optimierungssystem für den Hochofen Schweigern /K.H. Peters, W. Alpeter, H.Y. Bachhofen et al //Stahl and Eisen, 1984. Bd. 104. № 14. – С. 59-62.
7. Development of monitoring system for lumpy and cohesive zones in the blast furnace /T Yamamoto, T. Shokyu, H. Kanoshima et al //Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. 1982. № 10. – P. 774.
8. Математическая модель зоны размягчения – плавления доменной печи и ее практическое применение / ВЦП, № И-2532. Пер. ст.: Ohno Y., Kondo K., Fukushima T. // Revue de Metallurgie. CIT, 1983. № 10. – P. 809-825.
9. Masahiro ITO, Shinroku MATSUZAKI, Kazumoto KAKIUCHI, Makoto ISOBE. Development of Visual Evaluation and Numerical Analysis System of Blast Furnace «Development of Visual Information Technique of Blast Furnace Process Data». NIPPON STEEL TECHNICAL REPORT. JANUARY 2004. No. 89. UDC 669 . 162 . 26 : 681 . 3. P. 38 – 45.
10. Shinroku MATSUZAKI, Akihiko SHINOTAKE, Masaaki NAITO, Tsunehisa NISHIMURA, Kazuya KUNITOMO, Takashi SUGIYAMA. Development of Mathematical Model of Blast Furnace. NIPPON STEEL TECHNICAL REPORT No. 94 JULY 2006. UDC 699 . 162 . 26 : 681 . 3. P. 87 – 95.
11. Lulu Jiao, Shibo Kuang, Aibing Yu, Yuntao Li, Xiaoming Mao, Hui Xu. Three-dimensional modeling of an ironmaking blast furnace with a layered cohesive zone/ Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science. Feb 2020. pp. 258-275/
12. Shibo Kuang, Zhaoyang Li, and Aibing Yu. Review on modelling and simulation of blast furnace. Steel research int. 89 (2018) No. 1.
13. А.В. Павлов, В.М. Паршаков, А.А. Полинов, А.А. Третьяк. Роль зоны плавления в работе доменной печи и в управлении ею. Сборник трудов международного Союза Доменщиков. 2017. Выпуск 1. С. 17-34.

14. В.М. Паршаков, А.А. Полинов, А.В. Павлов и др. Непрерывный автоматический контроль параметров зоны плавления с помощью двумерной математической модели, функционирующей в реальном масштабе времени в составе АСУ ТП Дп-2 и ДП-10 ОАО «ММК». Сборник трудов международного Союза Доменщиков. 2017. Выпуск 1. С. 54-69.

15. Муравьева И.Г., Тогобицкая Д.Н., Семенов Ю.С., Иванча Н.Г., Белькова А.И., Шумельчик Е.И., Степаненко Д.А. Создание интеллектуальных систем поддержки принятия решений по управлению доменной плавкой. Новые подходы. К.: Наук. думка, 2019. 272 с. (Монография).

УДК 669.162.12

К.Г. Нізяєв¹, М.М. Бойко¹, Д.Ю. Ковальов¹, Еконго Муель Одрей Макс²

¹Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

²DHM GROUP, м. Дніпро

ЗАСТОСУВАННЯ ТЕХНОЛОГІЇ КОМПОЗИТНИХ DRI ОКАТИШІВ ПРИ УТИЛІЗАЦІЇ ВІДХОДІВ МЕТАЛУРГІЙНОГО ВИРОБНИЦТВА

В даний час утилізація залізовмісних і вуглецевмісних відходів металургійного виробництва є дуже складною і актуальною проблемою для більшості металургійних підприємств. В умовах поступового переходу на нові технологічні схеми виробництва сталі, з метою більш економічної та екологічно чистої роботи підприємств, в яких частково або повністю не буде агломераційного, а в перспективі доменного та коксохімічного виробництв.

Наприклад, у 2022 році було прийнято рішення про закриття агломераційного цеху металургійного виробництва ПАТ «АрселорМіттал Кривий Ріг» за екологічними вимогами, який був свого роду утилізатором усіх відходів комбінату. І таким чином, всі відходи металургійного виробництва довелося утилізувати в агломераційному цеху №2 (АЦ№2), який призначався саме для роботи на залізовмісних концентратах ГОКу і агломераційної руді шахтоуправління, а залізовмісні шлами та ін. відходи утилізувалися в ньому на оптимально можливому рівні до 50-80 кг/т агломерату без втрати яко-

сті агломерату та зниження техніко-економічних показників. Збільшення витрати відходів в АЦ№2 до 200-300 кг/т агломерату за звичайною технологічною схемою суттєво вплинуло на якість агломерату та показники роботи цеху. Основними проблемами на шляху утилізації відходів є підвищений вміст вологи в шламах, що призводить до труднощів при спіканні агломерату і зниження продуктивності агломераційної стрічки при підвищенні витрати шламів та зниження вмісту заліза в агломераті, яке неминуче впливає на втрати продуктивності і підвищення витрати коксового еквіваленту доменного цеху.

Отже, необхідно продумати інші технологічні схеми для утилізації таких відходів, як: шлам залізовмісний металургійного виробництва (агломераційний, доменний і сталеплавильний), колошниковий пил доменних печей, агломераційний пил електрофільтрів, сталеплавильний збагачений шлак, первинна та промаслена окалини з урахуванням їх якісних показників.

Одним з можливих напрямків утилізації відходів крім агломераційного виробництва є підготовка з даних матеріалів продуктів прямого відновлення заліза, яке можливо підрозділити ще на два під напрямки: високоміцний, частково металізований окатиш для доменного виробництва і високометалізований окатиш для сталеплавильного виробництва з відносно невисокою міцністю. При використанні шламів виробництво високометалізованих окатишів не доцільне, через низький вміст заліза. Тому проведено аналіз можливості утилізації відходів при виробництві частково металізованих окатишів для доменного виробництва.

Однією з проблем при утилізації шламів буде підвищений в них вміст вологи. На рисунку 1 показана поведінка шламовмісного окатишу при температурі 1173 К (верхній рядок) і температурі 1373 К (нижній рядок).

Руйнування окатишу настає внаслідок швидкого випаровування вологи і збільшення тиску пари всередині окатишу при температурі 1373 К. Для досягнення виходу придатних металізованих окатишів понад 90%, вміст вологи в сирому окатиші при потраплянні в зону відновного обпалу повинен бути не більше 2%.

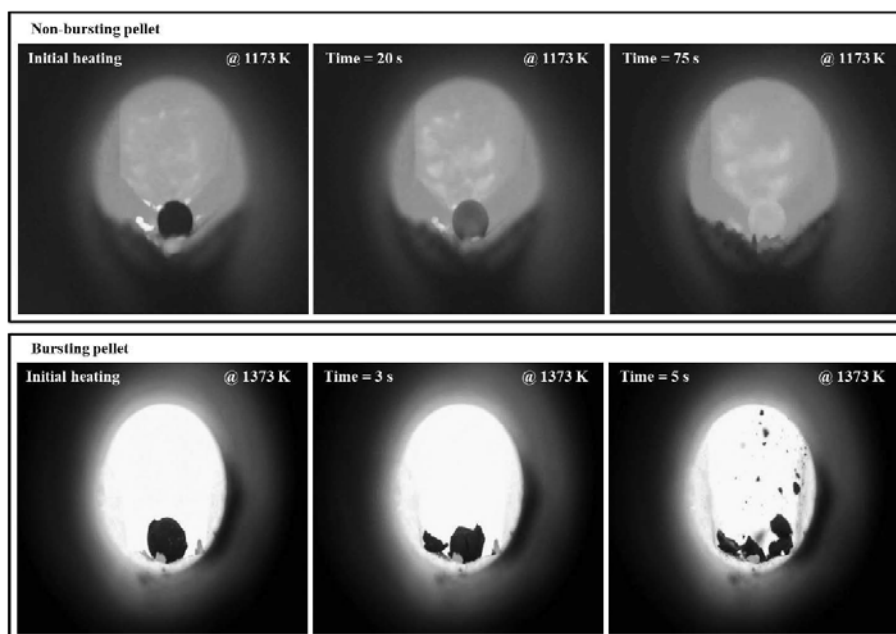


Рис.1 - Цифрове зображення не зруйнованого (верхній рядок) і зруйнованого окатиша унаслідок швидкого нагріву (нижній рядок).

Таким чином, перед відновлювальним обпалом шламовмісні окатиші потребують інтенсифікації сушки для досягнення необхідного рівня вологості.

Список літератури

1. R.C. GUPTA and J. P. GAUTAM. The Effect of Additives and Reductants on the Strength of Reduced Iron Ore Pellet. *ISIJ International*, Vol. 43 (2003), No. 12, pp. 1913–1918.
2. Young Seok LEE, Deok Won RI, Sang Ho YI and Il SOHN. Relationship between the Reduction Degree and Strength of DRI Pellets Produced from Iron and Carbon Bearing Wastes Using an RHF Simulator. *ISIJ International*, Vol. 52 (2012), No. 8, pp. 1454–1462.

ТЕРМОДИНАМІЧНІ СХЕМИ ВІДНОВЛЕННЯ АКТИВНИХ РЕАГЕНТІВ В ЗОНІ ГО- РІННЯ ЕЛЕКТРИЧНОЇ ДУГИ

Процеси термічного відновлення оксидів лужноземельних металів починаються при температурах 1600-2700 К. Для реалізації цього процесу в об'ємі рідкого металу відновлювану суміш розміщують в зоні високої температури. При цьому два електроди встановлюють паралельно друг до друга та в процесі формовки розміщують в матеріал, який забезпечує їх захист та електроізоляцію від рідкого металу і одночасно є вихідним для протікання реакцій відновлення.

Виконаний аналіз умов протікання хімічних реакцій відновлення оксидів магнію та кальцію показав (див табл.1), що з точки зору термодинаміки процес необхідно вести за схемою утворення у системі комплексних оксидних з'єднань. Однак у цьому разі підвищується маса шихти, що може привести до значного підвищення витрат теплової енергії для її розігріву.

Таблиця 1 – Хімічні реакції відновлення оксидів кальцію та магнію

№ п/п	Хімічна реакція
1	$2\langle\text{CaO}\rangle + (\text{Si}) = \langle\text{SiO}_2\rangle + 2\{\text{Ca}\}$
2	$2\langle\text{MgO}\rangle + (\text{Si}) = \langle\text{SiO}_2\rangle + 2\{\text{Mg}\}$
3	$3\langle\text{CaO}\rangle + 2(\text{Al}) = \langle\text{Al}_2\text{O}_3\rangle + 3\{\text{Ca}\}$
4	$3\langle\text{MgO}\rangle + 2(\text{Al}) = \langle\text{Al}_2\text{O}_3\rangle + 3\{\text{Mg}\}$
5	$2\langle\text{MgO}\rangle + 2\langle\text{CaO}\rangle + \text{Si} = \langle\text{Ca}_2\text{SiO}_4\rangle + 2\{\text{Mg}\}$
6	$4\langle\text{MgO}\rangle + \text{Si} = \langle\text{Mg}_2\text{SiO}_4\rangle + 2\{\text{Mg}\}$
7	$4\langle\text{CaO}\rangle + \text{Si} = \langle\text{Ca}_2\text{SiO}_4\rangle + 2\{\text{Ca}\}$
8	$4\langle\text{CaO}\rangle + 2\text{Al}_{\text{ж}} = \langle\text{CaAl}_2\text{O}_4\rangle + 3\{\text{Ca}\}$
9	$6\langle\text{CaO}\rangle + 2\text{Al}_{\text{ж}} = \langle\text{Ca}_3\text{Al}_2\text{O}_6\rangle + 3\{\text{Ca}\}$
10	$4\langle\text{MgO}\rangle + 2\text{Al}_{\text{ж}} = \langle\text{MgAl}_2\text{O}_4\rangle + 3\{\text{Mg}\}$
11	$3\langle\text{MgO}\rangle + 3\langle\text{CaO}\rangle + 2\text{Al}_{\text{ж}} = \langle\text{Ca}_3\text{Al}_2\text{O}_6\rangle + 3\{\text{Mg}\}$
12	$3\langle\text{MgO}\rangle + \langle\text{CaO}\rangle + 2\text{Al}_{\text{ж}} = \langle\text{CaAl}_2\text{O}_4\rangle + 3\{\text{Mg}\}$

З метою визначення оптимальної енергетичної схеми процесів відновлення виконано порівняльні розрахунки витрат енергії на протікання хімічних реакцій, які наведено на рис. 1,2.

Значення ентальпії хімічних реакції утворення оксидів Ca, Mg, Al, Si визначали з рівняння

$$\Delta H_T^0 = \Delta H_{298}^0 + \int_{298}^{T_1} \Delta C_p' dT + \Delta H_{T_1}^0 + \int_{T_1}^{T_2} \Delta C_p'' dT + \Delta H_{T_2}^0 + \dots \quad (1)$$

Тепловий ефект кінцевих реакцій розраховували по закону Гесса.

Витрати енергії на протікання хімічних реакцій визначали з рівняння:

$$q = \frac{\Delta H_T^0}{\sum_{i=1}^n M_i}, \quad (2)$$

де M_i – сума молекулярних (атомних) мас вихідних речовин, які були наведені в стехіометричних співвідношеннях.

На рис.1 та 2 наведено витрати енергії на відновлення магнію або кальцію при температурах початку протікання реакцій 1-12 на 1 г вихідної шихти та 1г реагенту, який утворюється.

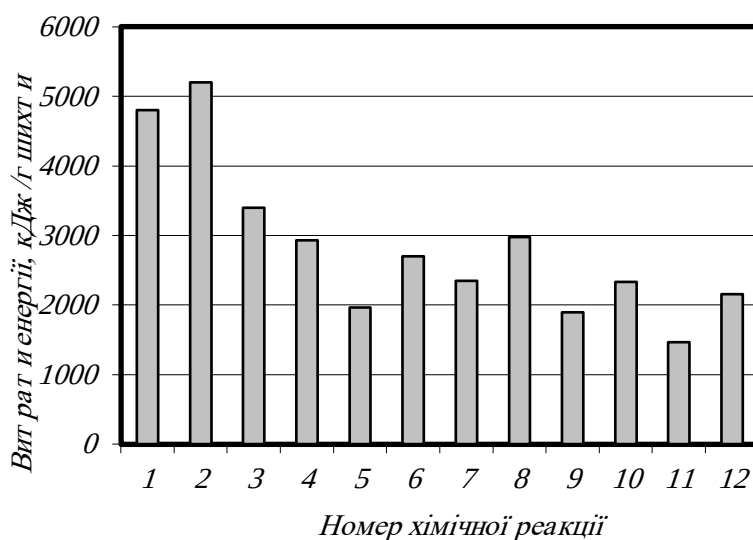


Рис. 1 – Витрати енергії на відновлення 1 г вихідної шихти при температурах початку протікання реакцій 1-12

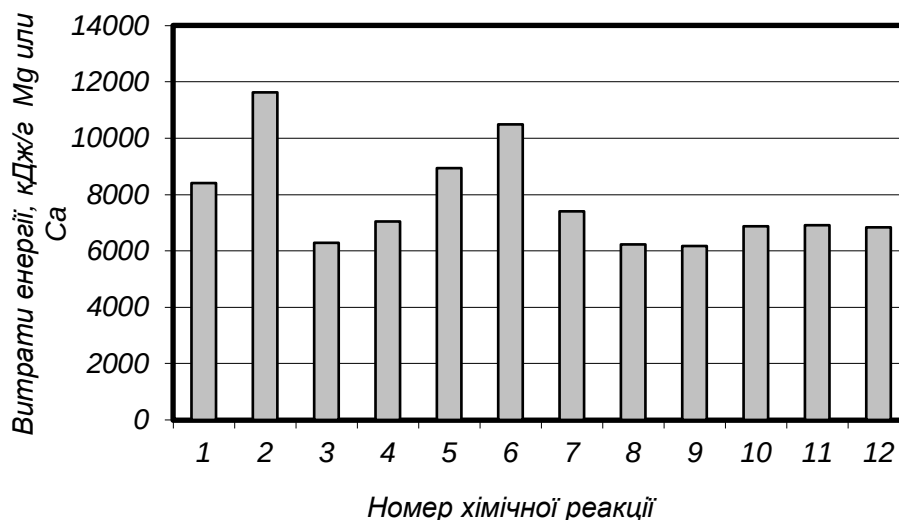


Рис. 2 Витрати енергії на відновлення 1 г магнію або кальцію при температурах початку протікання реакцій 1-12

Аналіз одержаних результатів показав, що сілікотермічне відновлення магнію та кальцію переважно вести по реакціям 5 та 7 відповідно, а алюмотермічне відновлення – по реакціям 11 та 9.

УДК 669.18

К.Г. Нізяєв¹, А.В. Скрипник¹, О.М. Стоянов¹, В.О. Рубан¹, Я.А. Кириленко²

¹Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

²Saarstahl AG, Німеччина

ДО ПИТАННЯ ДЕСУЛЬФУРАЦІЇ СТАЛІ

В теперішній час все більше металургійних заводів України удосконалюють і розробляють нові технології позаагрегатної обробки металу. Дослідження останніх років показали, що дуже великі резерви підвищення якості готової сталі, її фізико-механічних властивостей, зниження енерго- та матеріаломісткості криються в галузі ковшової металургії.

У наведеній роботі проаналізованої термодинамічні закономірності десульфурзації металу за різними варіантами технологій позаагрегатної обробки сталі.

При ковшовій обробці сталі кусковими і порошкоподібними сумішами системи CaO-CaF₂ рафінування металу від сірки протікає за такими моделями фазового контакту: без взаємного руху фаз (постійна форма контакту) і за транзитною (непостійною) формою у разі взаємного руху фаз, що не змішуються (шлаку і металу).

Для постійної контактної реакції рафінування металу (на межі покривний шлак-метал) максимум ефективності визначається за виразом:

$$W_{\max} = 1 + L \cdot Y, \quad (1)$$

а для випадку непостійної максимум продуктивності:

$$W_{\max} = \exp (L \cdot Y), \quad (2)$$

де: L – рівноважна величина для розподілу X елемента між шлаковою та металевією фазою ($L=(x)/[x]$); Y – кількість шлаку, у частках від маси металу ($Y=M_{\text{шл}}/M_{\text{мет}}$).

При розробці ефективних технологічних варіантів обробки сталі для опису реальних процесів рафінування металу дуже важливо знати, який внесок постійної і транзитної складових процесу десульфурзації сталі.

Кількість сірки, переведеної в шлак в процесі протікання постійної складової реакції десульфурзації визначали виходячи з балансового рівняння:

$$[S]_{\text{кін}} + 0,01 \cdot M_{\text{шл}} \cdot (S)^{\circ} = [S]_{\text{поч}} + 0,01 \cdot M_{\text{шл}} \cdot L_s^{\Phi} \cdot [S]_{\text{поч}}, \quad (3)$$

звідки

$$[S]_{\text{кін}} = [S]_{\text{поч}} - (([S]_{\text{поч}} + 0,01 \cdot (S)^{\circ}) / (1 + 0,01 \cdot M_{\text{шл}} \cdot L_s^{\Phi})), \quad (4)$$

де: $[S]_{\text{поч}}$, $[S]_{\text{кін}}$, $(S)^{\circ}$ - початковий і кінцевий вміст сірки в металі при ковшовій обробки та вихідна концентрація сірки в шлаку, %; L_s – фактичний коефіцієнт розподілу сірки.

Частку сірки, поглиненої спливаючими шлаковими частинками рідкого десульфуратора, розраховували з використанням виразу:

$$[S]_{\text{кін}} = \{[S]_{\text{нпоч}} - (S)^{\circ} / L_s\} \cdot \exp \{-0.01 \cdot (1-Q) \cdot L_s \cdot M_{\text{шл}}\} + (S)^{\circ} / L_s, \quad (5)$$

де: $(1-Q)$ - ступінь завершеності дифузійних процесів у частинці десульфуратора, що залежить від часу її витання в металі та значення коефіцієнта дифузії сірки; L_s - рівноважний коефіцієнт розподілу сірки між шлаковою частинкою та металом.

З використанням наведених вище виразів складено фізико-хімічну модель ковшового рафінування металу кусковими ТШС, кусковими ТШС та інжектування порошкоподібного реагенту, яка була реалізована на ПЕОМ та з її допомогою проаналізовано дані промислових досліджень.

Таким чином, з аналізу результатів досліджень випливає, що в залежності від конкретного варіанту ковшової обробки (кількості і виду порошкоподібного реагенту, що вдується, наявності в ньому газоутворюючих компонентів, витрати транспортуючого газу і т.д.) частка сірки, що видаляється в процесі спливання порошкоподібних частинок, може суттєво змінюватися в широкому діапазоні. У будь-якому випадку додаткове перемішування металу і шлаку при випуску плавки, у тому числі інжектуванням порошкоподібного вапна або сумішей на її основі, підвищує ефективність ковшової обробки сталі рафінувальними шлаками, що формуються з кускових ТШС.

Розроблена фізико-хімічна модель може бути використана для оптимізації та управління позапічною обробкою сталі при різних варіантах технології.

К.Г. Нізяєв¹, О.В. Узлов², Д.С. Зотов³, Л. Нойберт⁴

¹Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

²Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, м. Дніпро

³ПАТ «УКРНАФТА», м. Київ

⁴Інститут технології сталі та чавуну, ТУ Фрайберзька Гірнична Академія, Німеччина

ПІДВИЩЕННЯ ЧИСТОТИ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ ПО НЕМЕТАЛЕВИМ ВКЛЮЧЕННЯМ ЗАВДЯКИ РОЗКИСЛЕННЮ КАРБІДОМ КАЛЬЦІЮ НА ФІНАЛЬНІЙ СТАДІЇ ВИПЛАВЛЕННЯ

Складні замовлення на виготовлення штрипсового прокату вимагають забезпечення рівня забрудненості неметалевиими включеннями не більше 2,0 балів, максимального балу не більше 3,5 згідно з вимогами ДСТУ 8966:2019, шкала Ш6.

Екзогенні неметалеві включення як правило значно більші, але добре коагулюють та спливають. Ендогенні включення після утворення набагато складніше вивести. Основною причиною утворення ендогенних неметалевих включень є надмірна переокисленість сталі на фінальній стадії виплавки.

Тому досягнення цих показників можливе лише при пригніченні утворення неметалевих часток типу сульфідів сірки та оксидів алюмінію, кальцію, магнію і їхніх комплексних поєднань. Головне завдання при стадійному розкисленні та обробці сталі – забезпечити ефективне розкислення напівпродукту без перенасичення оксидами розкислювальних матеріалів (Al, Ca) при обмеженнях у введенні в розплав вуглецю та вуглецевовмісних розкислювачів через низький заданий рівень вуглецю в готовому прокаті.

З метою збільшення ступеня очищення низьковуглецевої сталі були введені додаткові технологічні прийоми на етапі розкислення сталі при зливанні з конвертера. Реалізація комплексу дій виконувалась на серії з 2 плавов 09Г2С.

1. Виконали додаткове узагальнення температури та хімічного складу в конвертері перед зливанням напівпродукту. Основні параметри плавов при зливанні з конвертера (по даним приладу Heraeus MultiLAB) та на вході до УКП наведені в таблиці 1.

Таблиця 1. Параметри плавки при зливанні з конвертера та на вході до УКП

№ плавки	Параметри на повалці до розкислення			Параметри на вході до УКП після розкислення			
	t метала, °C	C, %	Окисність, ppm	t метала, °C	Вміст елементів, %		
					C	Al	Ca
9150	1643	0,063	648	1569	0,07	0,0494	0,0006
9151	1615	0,084	407	1575	0,09	0,0181	0,0005

2. Задля покращення якості розкислювання був запроваджений алгоритм розкислювання карбідом кальцію (CaC_2). Раніше CaC_2 не використовували при розкислюванні низьковуглецевого металу через обереження по перевищенню вмісту вуглецю в готовому прокаті.

3. Введення марганця металевого (з вмістом вуглецю не більше 0,2%) та феросиліцію FeSi 65 здійснювали після наповнення ківшу металом на 1/3 його висоти з паузою 30 секунд.

4. Після віддавання Mn95 та FeSi 65 з паузою 30 секунд здійснили введення через тракт гранульованого алюмінію AB87.

5. Перед передаванням плавки на установку вакуумації додатково для видалення з ківша асимільованих в шлак ендогенних включень проводилось зливання шлаку з ківша. Обидві плавки проходили вакуумну дегазацію (VD) впродовж 10 хвилин.

Після виплавки оцінили в готовому прокаті ступінь забрудненості металу по неметалевим включенням. Дані наведені в таблицях 2, 3.

Таблиця 2. Забрудненість прокату плавки № 9150 неметалевими включеннями

№	Номер сляба	Товщина проката, мм	СК силікати крихкі		СН силікати недеформ.	
			середній	макс	Середній	макс
1	5-3	80	0,2	0,5 (2 шт.)	1,9	3,0 (2 шт.)
2	4-1	70	0,60	1,0 (2 шт.)	2,3	4,0 (1 шт.)
3	2-1	11	1,1	1,5 (2 шт.)	2,1	2,5 (2 шт.)
4	3-6	10	1,5	2,0 (2 шт.)	2,3	3,0 (1 шт.)

Таблиця 3. Забрудненість прокату плавки № 9151 неметалевими включеннями

№	Номер сляба	Товщина прокату, мм	СК силікати крихкі		СН силікати недеформ.	
			Середній	макс	Середній	Макс.

1	6-1	70	1,3	2,0 (2 шт.)	4,0	5,0 (3 шт.)
2	4-5	50	0,8	1,0 (3 шт.)	2,3	3,0 (1 шт.)
3	4-6	30	1,6	2,5 (2 шт.)	2,4	4,0 (1 шт.)
4	4-1	10	1,2	3,0 (1 шт.)	2,6	4,0 (1 шт.)
5	2-1	8	1,5	2,5 (1 шт.)	2,6	3,0 (1 шт.)

На обох плавках середній та максимальний бал силікатів крихких та середній бал силікатів недеформованих знаходилися у відповідності до вимог ДСТУ 8966:2019. По максимальному балу силікату недеформованого були відзначені поодинокі випадки перевищення на прокаті з товщиною більше 50 мм, (з низьким ступенем деформації). Для клієнтів це не критично, із збільшенням товщини прокату вимоги до чистоти сталі для забезпечення ударної в'язкості зменшуються.

Таким чином, вдосконалення алгоритму розкислювання штрипсової низьковуглецевої сталі на фінальній стадії виплавки з використанням карбіду кальцію дозволило отримати відповідність вимогам замовника по питомій чистоті за неметалевими включеннями на експериментальних плавках.

УДК 669.18

К.Г. Нізяєв¹, Т.А. Шашкін¹, О.М. Стоянов¹, Є.В. Синегін¹, В.О. Рубан¹, Є.П. Лапшин²

¹Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

²ТОВ "ТУ "МЕТІНВЕСТ ПОЛІТЕХНІКА", м. Запоріжжя

КОВШОВА ОБРОБКА СТАЛІ

У світовій практиці позаагрегатна, зокрема десульфуюча обробка металу рафінуючими сумішами є невід'ємною частиною технологічної схеми отримання якісної сталі. Вітчизняна практика комплексної позапічної обробки сталі обмежується досвідом роботи окремих заводів. У той же час нестабільність поставок та якості сировини, перехід на безперервне розливання, освоєння виробництва сталі за закордонними стандартами, конкурентоспроможність на світовому ринку, вимагають, щоб позаагрегатні методи рафінування металу стали частиною типової технології.

Для виробництва сталей із особливо низьким вмістом сірки добре зарекомендувала себе технологія обробки рідкими синтетичними шлаками. Однак через високу ва-

ртість синтетичного шлаку, дефіцитність його вихідних компонентів та високу енергоємність отримання ця технологія не може бути використана для широких сортamentів металу. Крім того, як показала практика, ефективність використання рафінуючих властивостей рідкого синтетичного шлаку через недостатню ефективність перемішування його з металом у ковші вкрай мала.

Вченими УДУНТ (кафедра металургії чавуну і сталі) спільно з ІЧМ НАН України, ДІПРОМЕЗ виконано комплекс робіт у галузі ковшової обробки сталі твердими – шматковими та порошкоподібними рафінуючими сумішами на основі вапна.

У ході виконання цих робіт вивчено термодинамічні та кінетичні особливості взаємодії рафінуючих фаз з металевим розплавом, розроблено технологічні основи процесу ковшової десульфурзації сталі шматковими та порошкоподібними сумішами на основі вапна, створено концепцію організації ресурсозберігаючого виробництва низькосірчистих сталей на металургійних підприємствах України. Виявлено низку важливих проблем науково-технічного та організаційного характеру, без вирішення яких неможливо реалізувати повною мірою технологічні та економічні переваги позапічної обробки сталі ТШС.

З метою визначення раціональних умов рафінування сталі, виконано теоретичний аналіз реакцій. Десульфурзації металу шлаковими системами з використанням різних моделей будови сталеплавильних шлаків На основі теоретичного аналізу, обробки результатів лабораторних та дослідно-промислових досліджень рафінування металу від сірки уточнено та конкретизовано методики, що описують розподіл цієї домішки в системі метал-шлак.

Визначено, що для опису процесів позапічної десульфурзації доцільно використовувати поняття сульфідної ємності, що визначається за величиною оптичної основності шлакових розплавів. Виконані розрахунки граничного та реально очікуваного ступеня десульфурзації металу при обробці сталі шлаками, що формуються з синтетичного шлаку або ТШС та при інжекції в метал сумішей з високою десульфуруючою здатністю, при розрахунковому рівноважному коефіцієнті розподілу сірки $L_p s = 600$. При цьому враховано, що ступінь наближення до рівноваги системи метал - шлак при обробці сталі синт. шлаком і ТШС, відповідно, становить 0,10-0,15 та 0,08-0,10. Ступінь незавершеності дифузійних процесів при інжектуванні рафінуючих частинок згідно розрахунків для вапна становить 0,4-0,6, а шлакових крапель – 0,7-0,9.

Розрахунки показують, що при швидкому формування рідкої фази можливо досягнення високого ступеня десульфурзації $D_s = 60-80\%$ і більше можна досягти при ви-

траті десульфуратора до 4-5 кг/т, в той же час при рафінуванні металу ковшовим шлаком сформованим з кускової ТШС його відносна маса повинна становити не менше 6-8 кг/т.

В Україні реалізуються комплексні технології та рафінування сталі, які дозволять вітчизняній металургії успішно реалізовувати намічені плани з виробництва високоякісних сталей за низьких енергетичних та матеріальних витрат.

УДК 669

Р.Є. Острянін¹, Р.Ф. Федоров², Є.В. Синегін¹, І.В. Журавльова¹, А.І. Торін²,

¹Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

²ТОВ «ТУ «МЕТІНВЕСТ ПОЛІТЕХНІКА», м. Запоріжжя

ВПЛИВ ПРОДУВКИ СТАЛІ В ПРОМКОВШІ МБЛЗ АРГОНОМ НА ОРГАНІЗАЦІЮ ПОТОКІВ ТА РАФІНУВАННЯ СТАЛІ

Розливання сталі на МБЛЗ є останнім етапом технологічного циклу виробництва сталі, на якому існує рідка фаза, і за результатами якої відбувається формування структури і дефектів безперервно литої заготовки. Обробка сталі на цьому етапі обмежується видаленням неметалевих включень та, за потреби, нагрівом сталі у промковші. Нагрів сталі зазвичай здійснюють плазменодуговим методом у проміжному ковші, у той час як рафінування сталі від неметалевих включень можливе як у промковші, так і у рідкому ядрі безперервнолитої заготовки.

Форма технологічної осі МБЛЗ накладає певні обмеження на можливості видалення неметалевих включень у рідкому ядрі заготовки. Зокрема у рідкому ядрі МБЛЗ вертикального типу неметалеві включення мають змогу вільно впливати у рідкому ядрі заготовки, у той час як на машинах радіального та криволінійного типу неметалеві включення можуть впливати лише у верхній зоні рідкого ядра заготовки. Це, а також раніше проведені авторами роботи дослідження з ефективності застосування доцентрових сил для рафінування сталі від неметалевих включень [1] підтверджують доцільність застосування цієї операції у промковші МБЛЗ.

Ефективним способом інтенсифікації впливання неметалевих включень є вдування аргону через донні пористі вставки. За рахунок приєднання бульбашок аргону до неметалевих включень швидкість впливання навіть найменших з них суттєво зростає. Це дозволяє досить ефективно видаляти навіть найменші з них.

Авторами роботи [2] було показано, що для інтенсифікації процесів видалення неметалевих включень необхідно збільшувати швидкість спливання часток, яка залежить від витрати аргону. З використанням фізичного моделювання на холодній моделі встановлено, що найкращі результати досягаються при витраті газу $10-12 \text{ л} \cdot \text{хв}^{-1}$. За результатами проведених досліджень ними встановлено, що застосування продувки інертним газом дозволяє знизити вміст неметалевих включень в 2,0-2,5 рази в порівнянні з промковшем, що обладнано реакційною камерою.

Авторами роботи [3] було розроблено новий багатосекційний проміжний ківш із технологією продувки аргонном, який зменшить кількість перехідного металу під час переходу на іншу марку сталі. Одночасно це підвищить якість сталі шляхом видалення включень шляхом примусової флотації та збільшення часу перебування в проміжному ковші. Чисельне моделювання розробленого проміжного ковша було проведено за допомогою програмного забезпечення обчислювальної гідродинаміки ANSYS Fluent, і результати порівнювалися з трьома різними типами проміжного ковша.

В роботі [4] було проведено дослідження зразків сталі IF були відібраних в RX на початку, в середині і в кінці безперервного розливання промківша першої плавки в трьох різних режимах обробки сталі в промковші із чергуванням нагрівання та продувки. Неметалічні включення у цих зразках було охарактеризовано методом MEV/EDS з використанням технології ASCAT (автоматизований інструмент аналізу чистоти сталі). Результати показали, що більше 90% оксидних включень, що утворюються в цій сталі, є Al_2O_3 і AlTi . Також було помічено, що спостерігається збільшення кількості включень, що походять з RH в промковші, і що частка площі і середня щільність включень зменшуються протягом безперервного розливання в двох запропонованих авторами режимах обробки.

Авторами [5] створено тривимірну математичну модель для описання кільцевої газової завіси із закрученим потоком на вході у сталерозливний стакан проміжного ковша. Для моделювання поведінки багатофазного газорідинного потоку в промківші та стакані проміжного ковша були застосовані моделі дискретної фази та об'єму рідини. Також було досліджено вплив швидкості потоку аргону на переміщення бульбашок та поведінку поверхні взаємодії сталі і шлаку. Представлені результати показують, що запропонований метод може змінити картину течії в проміжному ковші, подовжити резидентний час перебування рідкої сталі та знизити частку застойних зон. Навколо стопорного стрижня промківша формується суцільна кільцева газова завіса. Під дією сили опору рідкої сталі частина дрібних бульбашок потрапляє в канал сталерозливного ста-

кану через закручені канавки і під дією доцентрової сили збирається до центру сталерозливного стакану. У міру збільшення витрати аргону, його об'ємна частка, що надходить у сталерозливний стакан, збільшується, що посилює інтенсивність закручування та збільшує концентрацію бульбашок у сталерозливному стакані. Щоб уникнути оголення поверхні металу у промковші, витрата аргону не повинна перевищувати 8 л/хв.

Авторами статті [6] новий генератор закрученого потоку (SFG) призначений для встановлення навколо входу у заглибний стакан (SEN) в проміжному ковші для створення закрученого потоку в SEN за рахунок використання потенційної гравітаційної енергії. При цьому рух та взаємодія між бульбашками та частинками включень у поле закрученого потоку моделюється за допомогою дискретної фазової моделі (DPM) у трифазному потоці рідини. У закрученому потоці зіткнення частинок включень і бульбашок регулюється самостійно розробленою програмою функції користувача (UDF). Сила радіального градієнта тиску змушує частинки включень рухатися до центру. У центральній області SEN частота зіткнень між частинками включень та бульбашками значно зростає. Таким чином, інжекція бульбашок у закрученому потоці сприяє видаленню частинок включень. Досліджено ефективність видалення частинок включень різного розміру в промковші з SFG.

Перелік посилань:

1. Оцінка ефективності видалення неметалевих включень за рахунок використання відцентрових сил на різних етапах виробництва сталі / Є.В. Синегін, С.В. Суховецький, Л.С. Молчанов, С.В. Журавльова // Сучасні проблеми металургії. – 2020. – №23. – С. 102-112. DOI: 10.34185/1991-7848.2020.01.10
2. Теоретические исследования и физическое моделирование параметров рафинирования металла в промежуточных ковшах слябовой МНЛЗ при продувке аргонном / В.Г. Ефимова, А.В. Ноговицын, А.В. Кравченко // Процессы литья. — 2013. — № 2. — С. 60-67. <http://dspace.nbuv.gov.ua/handle/123456789/132914>
3. Chatterjee D. A Novel Tundish for Single Strand Slab Casting. Journal of The Institution of Engineers (India): Series D. 2015. Vol. 97, no. 2. P. 105–112. <https://doi.org/10.1007/s40033-015-0093-5>
4. The influence of tundish heating and purging on inclusion formation / J. A. d. Souza Junior et al. *Rem: Revista Escola de Minas*. 2015. Vol. 68, no. 3. P. 301–305. <https://doi.org/10.1590/0370-44672014680027>

5. The influence of tundish heating and purging on inclusion formation / J. A. d. Souza Junior et al. *Rem: Revista Escola de Minas*. 2015. Vol. 68, no. 3. P. 301–305.

<https://doi.org/10.1590/0370-44672014680027>

6. Numerical simulation on gas–liquid multiphase flow behavior under coupling effects of annular gas curtain and swirling flow at tundish upper nozzle / X.-f. Qin et al. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2024. <https://doi.org/10.1007/s42243-024-01212-7>

УДК 669.162 + 669.127

С.П. Пантейков, А.А. Романенко, Я.І. Бондаренко, І.І. Узунов, О.М. Осташко

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

РОЗРОБКА АГРЕГАТУ І ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ РІДКОЇ СТАЛІ СПОСОБОМ ПРЯМОГО ВІДНОВЛЕННЯ ЗАЛІЗА

Технологічний процес двостадійного отримання сталі є класичною технологією протягом значного часу, починаючи приблизно з XIII століття. Зараз найпоширеніший варіант зазначеної схеми такий: перший етап – виплавка передільного чавуну в доменній печі, другий етап – переробка виплавленого чавуну в сталь у переробному (сталеплавильному) агрегаті, після чого отримана сталь надходить на агрегати позапічної обробки (ківш-піч, вакууматор та ін.) для доведення її хімічного складу та температури до необхідних. У доменній плавці рідкий чавун (високовуглецевий ($C \approx 4\%$) сплав заліза, в якому присутні також Si, Mn, S, P) отримують із залізнорудної сировини в результаті перебігу процесів відновлення заліза та інших зазначених елементів. Сталеплавильні печі отримують рідку сталь (низьковуглецевий ($C < 2,14\%$) сплав заліза) за рахунок окислення домішок чавуну (C, Si, Mn, S, P).

Спроби отримати сталь, минаючи доменний процес, призвели до появи різних процесів прямого відновлення заліза (ПВЗ), у тому числі процесу *Krupp–Renn*, який дозволив отримувати сталь у вигляді твердої криці, що створювало певні складнощі при її подальшій обробці. Інші процеси ПВЗ отримують виключно чавун (процеси *Corex*, *Finex*, *DIOS*, *Romelt*, *Hismelt*, *Ausiron* та ін.) або його аналоги (процеси *Midrex*, *Hyl III*, *Purofer*, *Fior*, *Finmet* та ін.) у вигляді високовуглецевого губчастого заліза – в основному металізованих окотишів (DRI), гарячебрикетованого заліза (HBI) і заліза з

низьким ступенем відновлення (LRI), що вимагає їх подальшої переробки в сталь. При цьому рідкий чавун переробляється в основному в конвертерах, а все губчасте залізо, як правило, служить сировиною для отримання сталі в електропечах. Залізо HBI та LRI також використовується в доменних печах для отримання чавуну.

Таким чином, поява агрегатів ПВЗ абсолютно не вирішило питання одностадійного отримання сталі (минаючи стадію одержання чавуну), хоча дозволило відмовитися від екологічно брудного виробництва коксу за рахунок значного розвитку безкоксової металургії, однак це досягалося не скрізь, при цьому іноді ще й ускладнювалася схема отримання сталі до трьохстадійної.

На підставі проведених аналітичних і термодинамічних досліджень [1–3], які дозволили зрозуміти механізм відновлення заліза та інших елементів, пропонується [4] технологія виробництва рідкої сталі із залізорудної сировини за допомогою будь-якого виду вугілля у відновлювально–окислювальному агрегаті (ВОА) прямого відновлення шахтного типу запропонованої конструкції. Дана технологія дозволить звести процес отримання сталі із залізорудної сировини до одностадійного.

Застосування запропонованої схеми отримання сталі у ВОА шахтного типу, що розроблений авторами, призведе до: значного спрощення виробничого процесу, підвищення ступеня ресурсозбереження (зниження витрат шихти, палива, вогнетривів, води тощо), зниження матеріальних витрат (будівництва меншої кількості цехів та агрегатів, зменшення штату робітників тощо), поліпшення екологічної обстановки (зниження викидів в атмосферу, зменшення шлакових відвалів тощо) [4].

Список літератури

1. Panteikov S.P. Analyzing literary data on thermodynamic conditions of chemical reactions process of stepwise iron reduction from hematite with co gas and gasification of solid carbon / S.P.Panteikov, O.M.Ostashko // *World of Conferences*. – 2023. – IV-th International Scientific and Practical Conference «*World science priorities*», June 08–09, 2023. Vienna, Austria. Pp. 72–77. DOI: 10.5281/zenodo.8033038.

2. Пантейков С.П. Аналіз термодинамічних умов перебігу хімічних реакцій відновлення заліза з гематиту твердим вуглецем за літературними даними / С.П. Пантейков, О.М. Осташко, А.А. Романенко // Тези доповіді XIV Всеукраїнської конференції молодих вчених «Молоді вчені 2024 – від теорії до практики», м.Дніпро, 21 березня 2024 р. – С. 61–65.

3. Пантейков С.П. Аналіз літературних даних щодо термодинамічних умов перебігу хімічних реакцій відновлення марганцю з його діоксиду газом CO і газифікації твердого вуглецю / С.П. Пантейков, І.І. Узунов, Я.І. Бондаренко // Тези доповіді XIV Всеукраїнської конференції молодих вчених «Молоді вчені 2024 – від теорії до практики», м. Дніпро, 21 березня 2024 р. – С. 66–71.

4. Пантейков С.П. Про перспективність технології отримання сталі із залізородної сировини за рахунок прямого відновлення / С.П. Пантейков, А.А. Романенко, Я.І. Бондаренко // Нові та нетрадиційні технології в ресурсо- та енергозбереженні: Матеріали міжнародної науково-технічної конференції, 6-7 грудня 2023 року, м. Одеса. – С. 259–261.

УДК 669.184

С.П. Пантейков¹, Л.П. Семеруніна², О.С. Пантейкова², М.А. Чернуха¹

¹Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

²ПрАТ «КАМЕТ–СТАЛЬ», м. Кам'янське

РОЗРОБКА КОНСТРУКЦІЙ ДУТТЬОВИХ ПРИСТРОЇВ ДЛЯ РЕАЛІЗАЦІЇ КОНВЕРТЕРНИХ ПРОЦЕСІВ З КОМБІНОВАНОЮ ПРОДУВКОЮ КИСНЕМ

На сьогоднішній день киснево-конвертерний процес внаслідок свого бурхливого розвитку отримав в світі значного поширення і вважається основним способом виробництва рідкої сталі завдяки своїй гнучкості і швидкоплинності.

Розробка і використання різних варіантів комбінованих конвертерних процесів виплавки сталі дозволило досить суттєво підвищити продуктивність і економічну ефективність існуючих технологій конвертування чавуну у сталь, знизити енергоємність процесів та поліпшити якість сталі, що виплавляється, а також в цілому істотно розширило функціональні можливості класичного кисневого конвертера (з верхньою продувкою розплаву киснем).

На даний час найбільш значного поширення набули конвертерні технології комбінованої продувки ванни киснем зверху і нейтральними газами через днище, що зберегли переваги як верхньої кисневої продувки (можливість регулювання процесу шлакоутворення шляхом зміни режиму продувки, швидке формування вапняно-залізного шлаку; допалювання деякої частини газу CO, який виділяється з ванни, до CO₂,

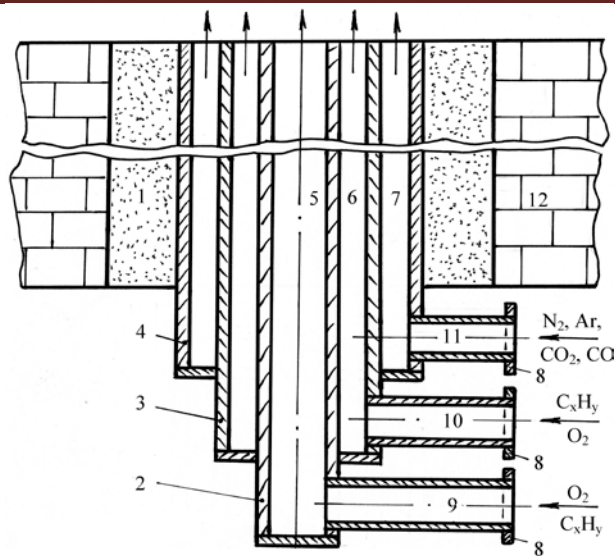
що трохи збільшує прихід тепла до ванни тощо), так і продувки киснем знизу (інтенсивне перемішування ванни і прискорення процесу; зменшення кількості викидів і вигару; можливість глибокого зневуглицювання металу без надмірного його окислення; можливість продувки ванни інертним газом тощо).

При цьому стійкість днищ таких агрегатів комбінованого дуття значно знижується, що пов'язано з подачею «холодних» (непідігрітих) технологічних газів на донне перемішування через дуттьові пристрої, що розташовані в днищі. З метою удосконалення технології виробництва сталі в кисневих конвертерах з комбінованою продувкою киснем і нейтральним газом та підвищення стійкості донних продувальних елементів були розроблені нові конструкції [1, 2] дуттьових пристроїв з кільцевим соплом для подачі нейтрального дуття на донне перемішування розплаву у конвертері, що розташовуються у днищі агрегату.

Недоліком зазначених варіантів комбінованої продувки, окрім низької стійкості днищ, є замала частка металобрухту, який можна переробити, у шихті кисневих конвертерів, що також є наслідком подачі на донне перемішування розплаву «холодних» (непідігрітих) нейтральних газів. Використання підігрітих газів дозволяє підняти стійкість вогнетривів днищ конвертерів [3], однак частка брухту у металошихті при цьому майже не підвищується.

Збільшення частки металобрухту можливо при використанні варіантів комбінованої продувки з подачею кисню зверху через верхню (звичайну або двоконтурну) фурму і знизу у захисній вуглеводневій газовій оболонці. При цьому стійкість донних паливно-кисневих фурм є також низькою внаслідок утворення навколо них металевих наростів (охолодей) з причини розкладання поблизу фурм захисного газового середовища з наступним механічним ушкодженням (внаслідок сколювання) вогнетривів навколофурменої зони футерівки конвертера.

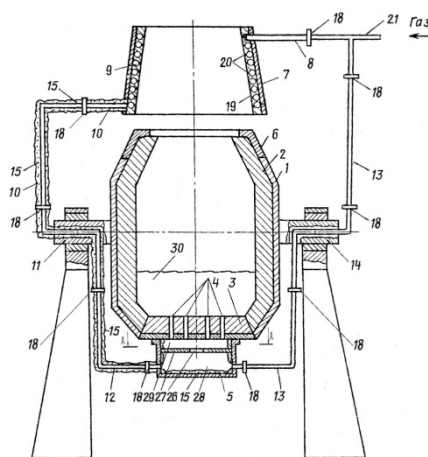
У зв'язку з цим була розроблена конструкція [4] донної (бокової) трипотокової паливно-кисневої фурми для продувки розплаву киснем (рис. 1), яка передбачає, крім подачі кисню і захисного середовища навколо кисневого струменя, додаткову подачу через периферійний канал фурми нейтрального газу у підігрітому стані з температурою вище 500°C з метою значного зниження термічних напружень, які виникають у вогнетривах навколо гирла донної фурми, що усуває можливість утворення навколо фурми металевих охолодей, тим самим сприяючи підвищенню стійкості донних фурм і вогнетривів навколофурменої зони футерівки агрегату.



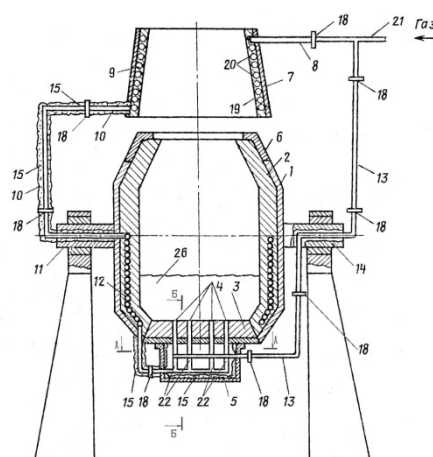
1 – вогнетривкий блок; 2 – внутрішня труба, 3 – проміжна труба; 4 – зовнішня труба; 5 – циліндричний канал; 6 – середній кільцевий канал; 7 – периферійний кільцевий канал; 8 – фланець; 9 – патрубок підведення газу до центрального циліндричного каналу; 10 – патрубок підведення газу до середнього кільцевого каналу; 11 – патрубок підведення газу до периферійного кільцевого каналу; 12 – футерівка днища конвертера

Рис. 1 – Розроблена конструкція трипотокової паливно-кисневої фурми

Для підігрівання нейтрального газу, що подається за периферійним кільцевим каналом 7 фурми для подачі кисню у розплав знизу (рис. 1), можуть використовуватися розроблені раніше конструкції конвертерів [5, 6], що обладнані теплообмінними пристроями для попереднього підігрівання нейтрального газу, що подається. Конвертери передбачають як загальні підведення газу до фурм і регулювання його температури підігрівання (рис. 2, а), так і індивідуальне підведення газу до кожної фурми і регулювання його температури підігрівання на кожній фурмі окремо (рис. 2, б).



а)



б)

1 – кожух конвертера; 2 – футерівка; 3 – днище; 4 – донні фурми; 5 – дуттьова коробка; 6 – горловина конвертера; 7 – камін; 8 – трубопровід підведення непідігрітого

газу до каміну; 9 – змійовик каміну; 10 – теплоізоляція; 11, 14 – цапфи; 12, 12^l – змійовик конвертера; 13 – трубопровід підведення непідігрітого газу від магістралі до дуттьової коробки; 15 – трубопровід підведення підігрітого газу від каміну до дуттьової коробки; 16 – короб; 17 – трубопровід; 18 – швидкознімні з'єднання; 19 – вогнетривка обмазка; 20 – металеві стрижні; 21 – загальна газова магістраль; 22, 23 – патрубки розводок підігрітого і непідігрітого газів; 24 – регулюючі клапани; 25 – патрубок; 26 – отвір; 27 – перегородка; 28 – камера змішування підігрітого і непідігрітого газів; 29 – камера подачі дуття до донних фурм; 30 – розплав

Рис. 2 – Варіанти конвертерів з попереднім підігріванням донного дуття:

а) – загальні підведення до фурм газу і регулювання його температури підігрівання [5]; б) – індивідуальне підведення до кожної фурми газу і регулювання його температури підігрівання на кожній фурмі [6]

Список літератури

1. Пантейков, С.П. Патент 112728 Україна, МПК С 21 С 5/34 (2006.01), С 21 С 5/48 (2006.01), 7/072 (2006.01). Кільцева вогнетривка фурма / С.П. Пантейков, Л.П. Семеруніна, О.С. Пантейкова. – № а201510334; Заявл. 22.10.2015; Опубл. 10.10.2016. Бюл. № 19.
2. Пантейков, С.П. Патент 117307 Україна, С21С 5/28 (2006.01), С21С 5/34 (2006.01), С21С 5/46 (2006.01), С21С 5/48 (2006.01), С21С 7/072 (2006.01), С21В 7/16 (2006.01), F27В 1/16 (2006.01). Кільцева фурма з охолодженням / С.П. Пантейков, Л.П. Семеруніна, О.С. Пантейкова. – № а201702136; Заявл. 06.03.2017; Опубл. 10.07.2018, Бюл. № 13.
3. Пантейков, С.П. Розробка конструкцій агрегатів і донних дуттьових пристроїв для підвищення стійкості днищ у комбінованих конвертерних процесах з донним перемішуванням ванни / С.П. Пантейков, Л.П. Семеруніна, В.В. Іванютенко, О.М. Осташко // «Молоді вчені-2021 – від теорії до практики»: Матеріали XII Всеукраїнської конференції молодих вчених (25 березня 2021 р., Національна металургійна академія України, м.Дніпро, Україна). – Дніпро, 2021. – С. 86-91.
4. Пантейков, С.П. Патент 127960 Україна на віинахід, МПК (2024.01) С21С 5/30 (2006.01), С21С 5/34 (2006.01), С21С 5/48 (2006.01), F27D 1/16 (2006.01), F27D 17/00. Донна/бокова трипотокова фурма для продувки розплаву киснем і спосіб подачі дуття до агрегату через донну/бокову трипотокову фурму / С.П. Пантейков. – № а202103877; Заявл. 02.07.2021; Опубл. 21.02.2024, Бюл. № 8.

5. Пантейков, С.П. Патент 142883 Україна, МПК (2006) C21C 5/30 (2006.01), F16L 53/00, F27D 17/00. Конвертер з підігріванням газу і регулюванням температури донного дуття / С.П. Пантейков, Л.П. Семеруніна, О.С. Пантейкова, Л.В. Іогансон. – № а201710142; Заявл. 20.10.2017 (26.03.2018, Бюл. № 6); Опубл. 10.07.2020, Бюл. № 13.

6. Пантейков, С.П. Патент 142149 Україна, МПК C21C 5/30 (2006.01), C21C 5/34 (2006.01), C21C 5/46 (2006.01), F28F 13/06 (2006.01), F27D 7/06 (2006.01). Конвертер з підігріванням газу та індивідуальним регулюванням температур донного дуття / С.П. Пантейков, О.С. Пантейкова, Л.П. Семеруніна, Л.В. Іогансон. – № а201710162; Заявл. 20.10.2017 (25.06.2018, Бюл. № 12); Опубл. 25.05.2020, Бюл. № 10.

УДК 669.162.231/.238

**М. В. Петряков¹, Л. П. Грес², О. В. Гупало², В. І. Верещак³, О. О. Єрьомін²,
А. С. Григор'єв²**

¹ ПАТ "Запоріжсталь", м. Запоріжжя

²Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

³ ТОВ - НВФ "КОШ", м. Дніпро

ВИКОРИСТАННЯ СУМІШІ ПОВІТРЯ, ДИМОВИХ ГАЗІВ ТА ТЕХНОЛОГІЧНОГО КИСНЮ В ЯКОСТІ ОКИСНЮВАЧА ПРИ ОПАЛЕННІ ДОМЕННИХ ПОВІТРОНАГРІВАЧІВ

Підвищення температури нагріву доменного дуття є одним із відомих способів економії коксу при виробництві чавуну. Для нагрівання дуття використовуються повітронагрівачі, які зазвичай опалюються доменним газом. Оскільки температура горіння доменного газу недостатня для нагрівання дуття до 1160-1230 °С, використовують різні способи збільшення цієї температури, зокрема збагачення доменного газу висококалорійним паливом (природним або коксовим газом), підігрів палива та повітря горіння перед спалюванням, збагачення повітря горіння технологічним киснем [1, 2].

В [3] запропоновано альтернативні технічні рішення щодо збільшення температури горіння доменного газу, які передбачають використання в якості окиснювача для спалення доменного газу в повітронагрівачах суміші повітря, димових газів та техно-

логічного кисню. Для підготовки суміші блок повітрянагрівачів оснащується додатковим обладнанням: топкою для спалювання доменного газу з атмосферним повітрям, та змішувачем, в якому високотемпературні димові газы, що утворюються при спалюванні палива в топці, змішуються з атмосферним повітрям та технологічним киснем з утворенням повітро-димової суміші з вмістом у ній кисню 21 %.

Для визначення ефективності використання суміші повітря, димових газів та технологічного кисню в якості окиснювача при опаленні доменних повітрянагрівачів у порівнянні з іншими, більш простими способами підвищення температури горіння доменного газу було розроблено методику розрахунку температури нагріву доменного дуття в повітрянагрівачах [4] та виконано розрахунки для наступних варіантів:

1) базовий варіант – опалення повітрянагрівачів доменним газом при відсутності попереднього підігріву компонентів горіння (доменного газу і повітря);

2) опалення повітрянагрівачів змішаним газом, в якості якого використовується природно-доменна суміш з вмістом природного газу в суміші 3,54 %. Попередній підігрів компонентів горіння відсутній;

3) опалення повітрянагрівачів доменним газом за умови, що компоненти горіння підігріваються перед спалюванням до 150 °С в теплообмінниках системи утилізації теплоти відхідних димових газів повітрянагрівачів;

4) опалення повітрянагрівачів доменним газом при збагаченні повітря горіння технологічним киснем до вмісту кисню в повітрі горіння 31,05 % за умов, що всі компоненти горіння не підігріваються перед спалюванням;

5) опалення повітрянагрівачів доменним газом з використанням в якості окиснювача повітро-димової суміші за умови, що доменний газ і повітря, які спалюються в топці, не підігріваються, технологічний кисень подається в змішувач без попереднього підігріву з температурою 10 °С, а повітря, що подається в змішувач, та доменний газ для опалення повітрянагрівачів підігріваються до 150 °С.

Інші вихідні дані, прийняті під час розрахунку: теплота згоряння вологого доменного газу 3143,15 кДж/м³; теплота згоряння природного газу 36832,723 кДж/м³; витрата палива на блок повітрянагрівачів 110000 м³/год. Кількість повітрянагрівачів у блоці – 3 шт.

При відсутності підігріву доменного газу і повітря їх температури, відповідно, складають 35 °С і 10 °С.

Температура технологічного кисню 10 °С.

Коефіцієнти теплових втрат в топці і змішувачі – 0,95. Пірометричний коефіцієнт для повітрянагрівачів – 0,95 [1].

Аналіз результатів розрахунків показав, що реалізація варіанту 2 (підігрівання компонентів горіння до 150 °С) у порівнянні з базовим варіантом (варіант 1) забезпечує збільшення температури дуття з 1070-1080 °С до 1162-1172 °С. Досягнення більших температур підігріву повітря та доменного газу є неможливим, оскільки середня температура диму на виході з повітронагрівачів складає 230-250 °С, а температура диму, що викидається в атмосферу не повинна бути нижче ніж 130 – 140 °С для запобігання конденсації парів сірчаної кислоти в теплообмінниках, лежах повітронагрівачів та димарі.

Порівняння базового варіанту з варіантами 3 – 5 показало, що збільшення температури дуття до температури 1210-1220 °С не може бути забезпечено без наявності на підприємстві вільних, надлишкових або вивільнених з інших технологічних процесів енергоносіїв, кількість яких визначається способом підвищення калориметричної температури горіння палива в повітронагрівачах:

- переведення повітронагрівачів на опалення природно-доменною сумішшю з вмістом природного газу в суміші 3,54 % потребує додаткового використання 3894 м³/год природного газу;
- збагачення повітря горіння технологічним киснем до вмісту кисню 31,5 % може бути забезпечене за рахунок використання 6061 м³/год кисню;
- підготовка повітро-димової суміші з подальшим її використанням в якості окиснювача в повітронагрівачах, що опалюються доменним газом, потребує додаткової витрати 6600 м³/год доменного газу та 2600 м³/год технологічного кисню.

Використання повітро-димової суміші при інших рівних умовах, має деякі переваги у порівнянні з іншими методами збільшення температури горіння доменного газу, а саме не призводить до суттєвого зниження виходу димових газів, які утворюються при спалюванні палива в повітронагрівачах, що не погіршує теплообмін в насадці теплообмінників, а також підвищує повноту використання власних енергоресурсів підприємства (доменного газу і технологічного кисню) при наявності їх залишків.

До недоліків використання повітро-димової суміші слід віднести можливість утворення вибухо-небезпечної суміші під час змішування технологічного кисню з високотемпературними продуктами згоряння палива, які можуть містити угарний газ. Тому питання безпечної реалізації змішування димових газів, кисню і атмосферного повітря потребують подальшого дослідження і детальної розробки конструкції змішувача.

Жоден з розглянутих способів підвищення температури доменного дуття (у порівнянні з базовим варіантом) не можна впровадити без реконструкції системи підго-

товки теплоносіїв перед спалюванням та/або системи утилізації теплоти відхідних газів доменних повітрянагрівачів.

Для умов конкретного виробництва вибір найефективнішого способу підвищення температури доменного дуття повинен здійснюватися на підставі економічних розрахунків, враховуючих вартість реконструкції, проектних та налагоджувальних робіт та терміну окупності заходів.

Список літератури

1. Губинский, В. И. Metallургические печи : Теория и расчеты / Губинский В. И., Тимошпольский В. И., Ольшанский В. М. и др. – Минск : Белорусская наука. В 2-х т. –Т. 1. – 2007. – 596 с.
2. Грес, Л. П. Повышение энергоэффективности нагрева доменного дутья. Монография. / Л. П. Грес, С. А. Карпенко, А. А. Наumenко и др. – Днепр, 2021. 612 с.
3. Спосіб ступеневого нагріву газів пальника повітропідігрівника доменної печі : патент на корисну модель 152924 Україна: МПК (2023.01) C21B 9/00, C21B 9/14. № 202200001; заявл. 04.01.2022; опубл. 03.05.2023, Бюл. № 18. 3 с.
4. Петряков, М. В. Дослідження ефективності використання суміші повітря, димових газів та технологічного кисню в якості окиснювача при опаленні доменних повітрянагрівачів / М. В. Петряков, Л. П. Грес, О. В. Гупало, В. І. Верещак, О. О. Єрьомін, А. С. Григор'єв // Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії. – Вип. 37. – 2023. – С. 121–138. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2023-37-121-138>

А. А. Похвалітий, Є. М. Сігарьов, О.А. Чубіна, Б. В. Недайвода

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

ПАРАМЕТРИ НАКОНЕЧНИКІВ КИСНЕВИХ ФУРМ 250-Т КИСНЕВИХ КОНВЕРТЕРІВ З ПОПЕРЕДНІМ ПІДГРІВОМ БРУХТУ

З огляду на поточні сировинні умови і технологію ведення плавки, одним з основних напрямків удосконалення наконечників кисневих фурм для 250-т конвертера є розробка 5-соплових наконечників з конфігурацією і розташуванням сопел Лавалю, що відповідають вимогам попереднього підігріву брухту та оптимізації шлакоутворення по ходу продування за умови зниження окисненості ванни.

При визначенні конструктивних параметрів 5-соплових наконечників ПрАТ «КА-МЕТ-СТАЛЬ» враховувалась необхідність попереднього підігріву брухту. Режим підігріву брухту характеризується витратою кисню 600—700 м³/хв. В основний період окиснювального рафінування витрата кисню становить 850—950 м³/хв. Важливим є те, що без застосування парку фурм для різного роду процедур (нагрівання брухту, рафінування чавуну тощо) дослідникам доводиться йти на компромісні рішення, оскільки робота фурми в розрахунковому режимі (коефіцієнт нерозрахунковості $n = 1$) при значних коливаннях витрати кисню неможлива.

Значення коефіцієнту нерозрахунковості в залежності від витрати кисню для 5-соплової фурми представлені на рисунку 1. Показано, що штатна фурма може працювати в розрахунковому режимі при витраті кисню близько 1100 м³/хв. Така конструкція дозволяє більш повно використовувати потенційну енергію кисневого струменю при окислювальному рафінуванні. При цьому, за необхідності попереднього підігріву брухту (витрата кисню складає 600-700 м³/хв), продувка відбувається з перерозширенням кисневого струменю ($n = 0,55-0,60$), що призводить до розпалу сопла і передчасному виходу з ладу наконечника. Питання перерозширення і нині залишається дискусійним, оскільки існує думка, що робота сопла з коефіцієнтом нерозрахунковості менше 1 є припустимою [1].

Запропонована конструкція наконечника фурми ефективно працює в режимі підігріву брухту при 600-700 м³/хв. і має $n = 0,9-1,1$. При витраті кисню 850-950 м³/хв. коефіцієнт нерозрахунковості знаходиться в межах 1,2-1,4, що є цілком припустимою

величиною [2]. Форма сопла штатного і дослідного 5-соплового наконечника представлена на рисунку 1б,в. Сопло дослідного наконечника має менший кут розкриття дифузору і дещо подовжено в порівнянні зі штатною конструкцією.

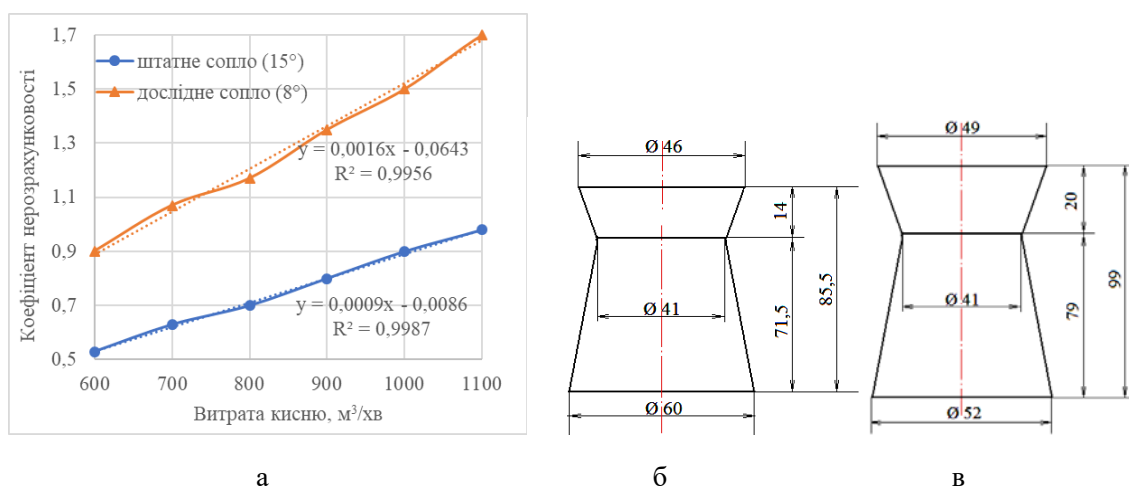


Рис. 1 – Значення коефіцієнту нерозрахунковості (а) в робочому діапазоні витрат кисню для 5-соплового наконечника зі штатними (б) і дослідними (в) соплами

Параметри штатних та дослідних наконечників представлені в таблиці 1.

Таблиця 1 – Порівняльна характеристика наконечників фурми

Параметры	Наконечник	
	Штат-ний	Дослід-ний
Кількість сопел, шт.	5	5
Діаметр зовнішньої труби, мм	426	426
Вхідний діаметр сопла Лавалю, мм	46	49
Вихідний діаметр сопла Лавалю, мм	60	52
Критичний діаметр сопла Лавалю, мм	41	41
Довжина конфузора, мм	14	20
Довжина дифузора, мм	71,5	79
Кут розкриття сопла Лавалю, град.	16	8
Кут нахилу сопла Лавалю до вертикальної осі фурми, град.	17,5	16
Витрата кисню на продування ванни (робочий), нм³/хв.	650-800	700-1000

Діаметр розташування осей вихідних перерізів сопел Лаваля на торці наконечника, мм	252	258

На рисунку 2 представлено розрахункові параметри закритичної частини сопла 5-соплового наконечника для досліджуваного діапазону витрати кисню при куті розкриття 15° і 8° .

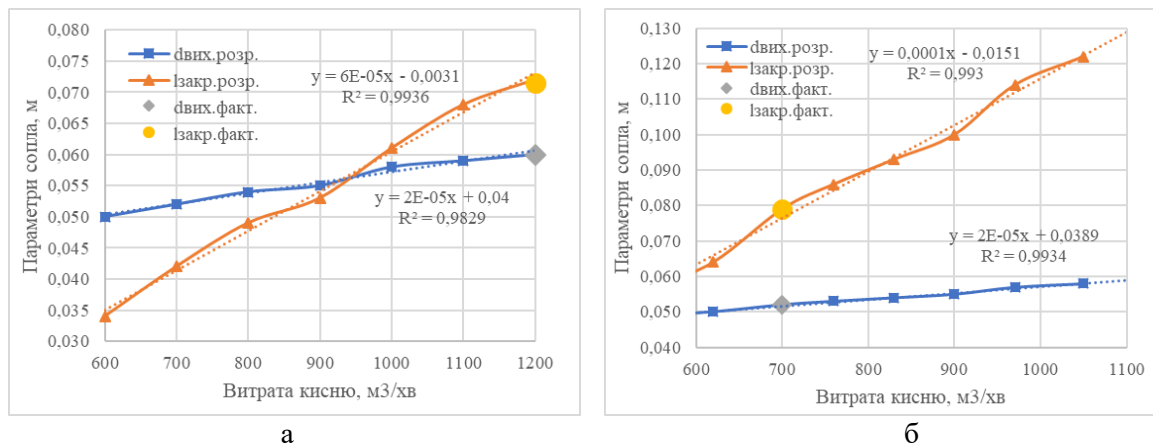


Рис. 2 – Розрахункові значення закритичної частини сопла з кутом розкриття 15° (а) і 8° (б)

На рисунку 2 показано, що зменшення витрати кисню потребує скорочення довжини закритичної частини сопла, що цілком корелюється з літературними даними [3]. Для штатного наконечника (рис. 2а) через надмірний кут розкриття сопла для режиму підігріву брукху $I_{закр}$ має становити 40-45 мм, що може ускладнити існуючу технологія виготовлення 5-соплового наконечника. Менш радикальним було рішення зменшити кут розкриття сопла (рис. 1б), що дозволило дещо збільшити довжину сопла і підвищити жорсткість дуття.

Таким чином, фурми з дослідними наконечниками, при наявному в цеху тиску, надійно працюють в діапазоні витрат кисню 600-950 м³/хв і дозволяють збільшувати витрати кисню на початку продування до 1000 м³/хв і більше, за необхідності.

Список літератури

1. Розробка та впровадження парку кисневих фурм та диференційованої технології ведення конвертерної плавки в киснево-конвертерному цеху ВАТ «МК Азов-

сталь» / А.В. Сущенко І.Д, Буга, А.В. Воробйов [та ін.] // *Металургійні процеси та обладнання* 2005, №1, С. 47–50.

2. Сущенко А.В. Удосконалення та оптимізація дутьових режимів та пристроїв кисневих конвертерів / А.В. Сущенко // *Вісник Приазовського державного технічного університету*, 2009, № 19, С. 36–41.

3. Старов Р.В. Виробництво сталі в конвертерах / Р.В. Старов, В.А. Нагорських. – К: Техника, 1987, 165 с.

УДК 536.2

Ю.М. Радченко, О.В. Гупало, В.В. Романько

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

РОБОТА НАГРІВАЛЬНОГО КОЛОДЯЗЯ В СУЧАСНИХ УМОВАХ

Виробничі потужності, що мають в своєму складі нагрівальні колодязі, до сих пір присутні в металургійній галузі України. Проте в теперішній час умови їх функціонування суттєво змінилися, що знову змушує шукати способи підвищення ефективності їх роботи. В умовах істотного скорочення виробництва, нестабільної виробничої програми підприємства, стає необхідним індивідуальний підхід щодо налаштування режимів роботи конкретного агрегату.

В нашому випадку основний вид сировини на підприємстві становлять заготовки від сторонніх постачальників, тому нагрівальні колодязі працюють в нехарактерному для них режимі. Замість «гарячих» злитків з конвертерного цеху вимушено використовують «холодні» заготовки. Крім того, у зв'язку з повною відсутністю доменного газу на підприємстві, в якості палива використовується чистий природний газ. Задачею даного дослідження було визначення раціонального режиму роботи колодязів при епізодичному виконанні замовлень на прокатну продукцію від конкретних споживачів.

У разі, коли завданням дослідження є пошук укрупнених показників теплової роботи нагрівального колодязя обмежилися досить простою інженерною моделлю. В основі цієї моделі інженерна методика розрахунку горіння палива, параметрів теплообміну випромінюванням, нагрівання заготовок, втрат теплоти з робочого простору тощо.

Всі розрахунки виконували для умов нагрівальних колодязів з опаленням з центра поду, що розташовані в прокатному цеху металургійного підприємства.

Вихідні данні:

- паливо - природний газ з $Q_H^p=35,627$ МДж/м³.
- розміри робочої камери осередку - 4300 мм × 4300 мм, глибина - 3300 мм.
- кількість заготовок - 13 шт.
- розмір заготовок 450 мм × 250 мм × 2550 мм.

Розрахунок комбінованого режиму нагрівання виконали за допомогою власної програми, що базується на інженерній методиці розрахунку нагріву циліндра [1]. Реальні заготовки замінили еквівалентними циліндрами однакової маси. Необхідні для подальшого аналізу результати розрахунків представлені в таблиці 1.

Як слідує з даних таблиці 1, величина початкової щільності теплового потоку на поверхню заготовок очікувано суттєво впливає на тривалість нагріву як в першому періоді, так і на загальну тривалість процесу.

Таблиця 1 – Характеристики колодязя під час роботи з різною початковою тепловою потужністю

Початкова теплова потужність, МВт	Початковий тепловий потік на метал, кВт/м ²	Витрата палива (максимальна), м ³ /год	Тривалість нагріву, год	
M_0	$q_{\text{поч}}$	B_r	τ_1	$\tau_{\text{заг}}$
37,074	126,22	1040,627	0,707	2,029
30,602	108,19	858,955	0,933	2,165
24,660	90,16	692,194	1,331	2,382
19,187	72,13	538,573	1,802	2,739
14,198	54,09	398,523	2,562	3,35
9,606	36,06	269,627	4,022	4,623
6,188	21,63	173,714	6,794	7,186

Для подальшого розрахунку показників теплової роботи колодязя визначили втрати теплоти з робочого простору при різних температурах печі.

Були враховані два види втрат теплоти:

- теплопровідністю через кладку камери;
- випромінюванням в надрекуператорний простір через димовідвідні вікна.

Основні показники теплової роботи колодязя – продуктивність, питомий видаток палива на нагрів, коефіцієнт використання теплоти палива та коефіцієнт корисної дії теплового агрегату виконали з використанням вчення І.Д. Семікіна про теплові потужності [2].

Таблиця 2 – Показники теплової роботи нагрівального колодязя

Початкова теплова потужність, МВт	Продуктивність, кг/год	Питома витрата умовного палива, кг/т	Питома витрата природного газу, м³/т	ККД колодязя, %
37,074	14339,505	53,998	44,409	54,61
30,602	13435,600	52,187	42,919	56,51
24,660	12210,168	50,573	41,592	58,31
19,187	10619,385	49,177	40,444	59,97
14,198	8682,729	48,258	39,688	61,11
9,606	6292,436	48,290	39,714	61,07
6,188	4048,202	50,469	41,506	58,43

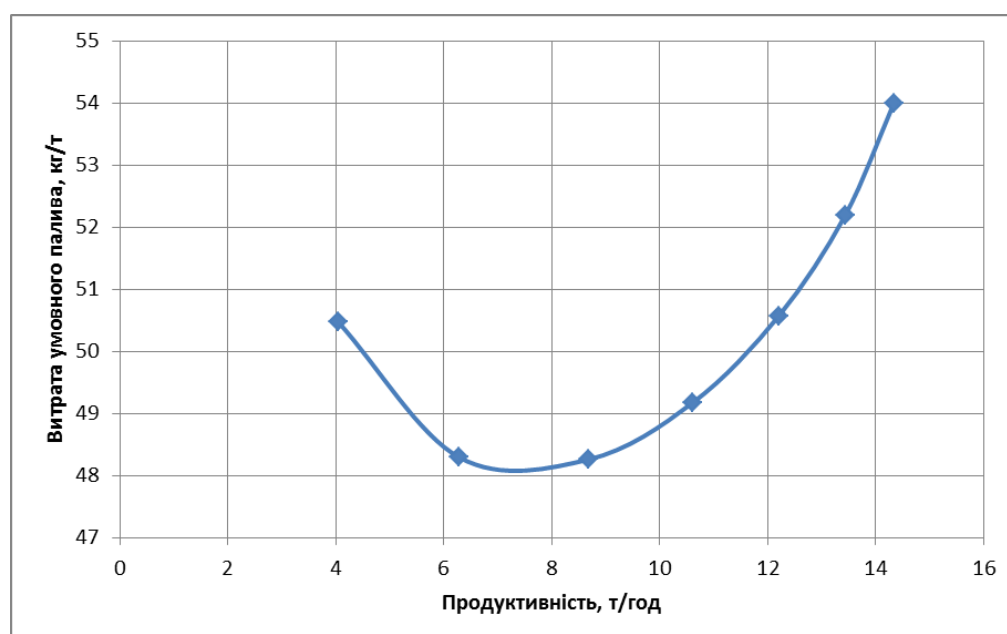


Рис. 1 – Залежність питомої витрати палива від продуктивності печі

Висновки

В умовах нестабільної роботи підприємства, коли виробнича програма визначається наявністю замовлень, робота печей повинна підпорядковуватись, головним чином, забезпеченню прийнятних показників енергоефективності – мінімально можливій питомій витраті палива та максимальному ККД печі.

Виконані дослідження показали, що залежність питомого видатку палива від продуктивності нагрівального колодязя, носить екстремальний характер. З рис. 1 випливає, що при продуктивності нагрівального колодязі 7,0–7,5 т/год, спостерігається мінімальна питома витрата палива (природного газу) на рівні 39,68–39,71 м³/т. Цей інтервал продуктивностей відповідає початковій загальній тепловій потужності колодязя 9,6–14,2 МВт і максимальній витраті палива на початку нагріву 270–400 м³/год. Загальна тривалість циклу нагрівання садки металу «холодного» посаду складає 3,4–4,6 годин. Температура димових газів, що залишають піч, є гранично низькою. На початку циклу нагрівання 784°C, а у кінці першого періоду 1291°C, що забезпечує досить високий ККД 61,10%.

Таким чином для умов роботи рекуперативного колодязя визначена область оптимуму. У цьому діапазоні продуктивностей спостерігається мінімальна питома витрата палива та максимальний ККД печі.

Робота нагрівальних печей саме по такому режиму забезпечить високі показники енергоефективності виробництва в прокатному цеху, а саме – дозволить мінімізувати витрати палива на нагрівання металу перед подальшою обробкою тиском.

Список літератури

1. Расчеты нагревательных печей: Учебное пособие для вузов / Под ред. Тайца Н.Ю. – К.: Техника, 1969. – 540 с.
2. Губинский В.И. Metallургические печи: Учеб. пособие. - Днепропетровск: НМетАУ, 2006. – 85 с.

В.Г. Раздобреєв, К.Ю. Ключніков, Д.Г. Паламар, О.І. Лещенко

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

АНАЛІТИЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ПРОЦЕСУ ПРОТЯГУВАННЯ ШТАБИ ЧЕРЕЗ ЗГИНО-РОЗТЯГУВАЛЬНИЙ ПРИСТРІЙ НА ЗМІНУ ЕНЕРГОСИЛОВИХ ПАРАМЕТРІВ ПРОЦЕСУ

Сучасний розвиток техніки неможливо представити без використання металовиробів, у тому числі, виробів з дроту, до яких пред'являють високі вимоги по різноманіттю й якості, а до процесів виробництва, наприклад, дроту фасонного перерізу – гнучкості технології, високої ефективності і економічності, безпеки праці і автоматизації. Одним з них є процес волочіння металу у роликівих волоках, який поєднав в собі особливості двох методів обробки металів тиском – прокатки і волочіння. Основним робочим інструментом при застосуванні процесу волочіння в роликівих волоках є роликіві волока з непривідними робочими роликами [1-4].

Використання волочіння в роликівих волоках ефективно в умовах виробництва прутків і дроту фасонного перерізу, у чорнових проходах при волочінні катанки, литої і інших видів заготовок, при виробництві арматурного дроту та дроту, який виробляється з матеріалів, що важко деформуються.

Порівняно з холодною прокаткою та плющенням процес волочіння в роликівих волоках має більш високу технологічну гнучкість, не потребує великих капітальних витрат для організації виробництва. Порівняно із звичайним волочінням з використанням монолітних волок, процес волочіння в роликівих волоках має наступні переваги: нижче витрата енергії; вище допустима деформація за прохід; вища однорідність властивостей продукції.

Основний недолік способу волочіння в роликівих волоках – наявність тягового зусилля. Розтягуючи напруження у сукупності зі зниженням пластичності металу в процесі волочіння, можуть привести до руйнування прокату. Це обмежує сортамент профілів, сумарне обтиснення за один перехід.

Підвищити пластичність металу можливо двома способами – термічним і механічним. Термічний спосіб, якій широко застосовується в промисловості, потребує значних витрат енергії. У той же час попередні дослідження, які були проведені в тому

числі в ІЧМ, показали, що підвищити пластичність металу можливо способом знакозмінного деформування профілів, застосував для цього, наприклад, обладнання для рихтування профілів або окалинозламувача.

Основними технологічними чинниками, які впливають на енергосилові параметри процесу знакозмінного деформування штаби прямокутного перерізу через згино-розтягувальний пристрій (ЗРП) за схемою «розтяг зі згином» є: вихідний розмір штаби (радіус для заготовки круглого перерізу R_3 , або в нашому дослідженні це половина висоти для штаби $h_w/2$); марка сталі; вихідний рівень механічних властивостей прокату; величина кута охоплення згинального ролика; значення відносини радіусу ролика R_p до половини висоти штаби $h_w/2$.

Величина зусилля протинатягу перед першим роликом як основний енергосиловий параметр процесу знакозмінного деформування штаби через ЗРП визначає (дорівнює) зусиллю холодної деформації (протягування) штаби через цей пристрій і потужність приводного двигуна тягучого пристрою, величину максимально можливої деформації за перший прохід, стійкість процесу холодної деформації та інші параметри. Працюючи з великим протинатягом можливі часті обриви прокату, які пов'язані з підвищенням величин напруг, що розтягують поверхневі шари штаби по всьому осередку деформації. В свою чергу, величина зусилля протягування штаби через ролики ЗРП визначається радіусом роликів R_p , значенням границі плинності матеріалу штаби σ_{T0} , кількістю роликів n , половиною висоти штаби $h_w/2$ та значенням відстані між осями роликів L_i .

Основний вплив на величину кута охоплення натискного ролика штабою γ надає радіус роликів R_p , відстань між осями роликів L_i , та величина переміщення осі натискного ролика ЗРП по вертикалі ΔT .

Метою аналітичних досліджень є встановлення залежностей впливу технологічних параметрів процесу волочіння в роликовій волоці поєднаного з протягуванням штаби через ЗРП на зміну енергосилових параметрів процесу на основі розробленої математичної моделі.

В якості математичного апарату для проведення аналітичних досліджень використовували розроблену в ІЧМ НАНУ модель визначення енергосилових параметрів (ЕСП) процесу волочіння в роликовій волоці поєднаного з протягуванням штаби через ЗРП.

Аналітичні дослідження впливу технологічних параметрів ЗРП на зміну кута охоплення ролика штабою (γ , °) й довжини контакту штаби з роликом (l , мм) проводилися для випадку деформування вихідної заготовки круглого перерізу діаметром 5,90 мм з

низьковуглецевої сталі марки Ст.08А в двовалковій роликовій волоці з гладкими валками, поєднаного зі ЗРП в умовах лабораторної бази відділу обробки металів тиском ІЧМ НАНУ. Радіус роликів волоки складав $R=72,5$ мм. Половина висоти штаби після переходу з роликової волоки до ЗРП дорівнювала $h_1/2=2,60$ мм. Параметри ЗРП: радіус роликів ЗРП $R_p=18$ мм; радіус цапфи роликів ЗРП $R_{ц.}=5$ мм; коефіцієнт тертя в ЗРП $f = 0,01$.

Початкову відстань між осями роликів L_i ЗРП змінювали через кожні 5 мм від 35 до 70 мм при постійному значенні переміщення осі натискного ролика ЗРП по вертикалі ΔT , мм. В дослідях також змінювали величину переміщення осі натискного ролика ЗРП по вертикалі ΔT через 1 мм від 2 до 8 мм при постійному значенні відстані між осями роликів L_i , мм.

На підставі виявлених закономірностей отримано залежності енергосилових параметрів процесу волочіння в роликовій волоці, поєднаного з протягуванням штаби через ЗРП від впливу основних технологічних параметрів.

З аналізу результатів встановлено, що при постійному значенні відстані між осями роликів L_i зі збільшенням величини переміщення осі натискного ролика ЗРП по вертикалі ΔT , збільшуються значення кута охоплення ролика штабою γ та довжини контакту штаби з роликом l_k . Визначено, що при постійній величині переміщення осі натискного ролика ЗРП по вертикалі ΔT збільшення значень відстані між осями роликів L_i , навпаки зменшуються значення кута охоплення ролика штабою γ та довжини контакту штаби з роликом l_k .

Знання величини зусилля, яке необхідно прикладати до переднього кінця штаби для протягування її через ролики ЗРП, дозволяє якісно врахувати вплив величини протинатягу при першому обтисненні. Відома робота [5], у якій описується метод розрахунку даних зусиль. Однак розрахунки по наведеним формулам показали, що для роликових ЗРП з регульованим згином профілів круглого перерізів між роликами вони будуть справедливі тільки для малих пружних деформацій за малої кривизни згину, наприклад, для виправлення довгомірних труб на роликах, коли $(\rho+r)/r \geq 10^3$, де ρ – радіус згину виробу і r – радіус виробу [6]. Аналіз формул та результатів обчислювань показав, що формули в роботі [5] надають занижену оцінку зусилля протягування, оскільки не враховують частину роботи, яка необхідна для додаткового згину шару металу при зміні величини кута охоплення натискного ролика штабою γ і відповідно зменшують величину роботи, яка потрібна для протягування штаби через ролики ЗРП. Тому з ура-

хуванням результатів роботи [6] додатково проаналізували результати розрахунку величини нормальної складової сили, що діє на цапфу ролика F_i та порівняли з обчисленим значенням сили протягування P_i через ЗРП.

Аналіз зміни сили протягування штаби $P_{пр.}$ і нормальної складової сили F_n , що діє на цапфи роликів ЗРП проводили для кількості роликів n , які були задіяні в процесі деформації у ЗРП. Кількість роликів n , які були задіяні в процесі деформації у ЗРП змінювалася з кроком 1 штука від 1 до 7 шт.

Визначено, що зі збільшенням кількості задіяних роликів ЗРП призводить до збільшення як сили протягування штаби, так і нормальної складової сили, що діє на цапфи роликів ЗРП. При цьому зі збільшенням кількості роликів ЗРП величина нормальної складової сили F_n збільшується більш інтенсивніше ніж збільшення значень сили протягування штаби $P_{пр.}$. Ці залежності абсолютно чітко відображають логіку механізму процесу протягування штаби через ЗРП.

Нормальна складова сили, що діє на цапфу ролика F_i за даними роботи [6] на 20-40 % більше сили протягування P_i через ЗРП. Тому радіус цапфи і підшипників для роликів необхідно призначати з урахуванням величини нормальної складової сили, що діє на цапфу, а не за величиною сили протягування.

Результати розрахунків величини сили протягування через ЗРП від висоти штаби ($1/2$ висоти штаби $h_{ш}/2$), що протягується та радіусу роликів R_p ЗРП показали, що величина сили протягування $P_{пр.}$ залежить зворотно пропорційно від значення радіусу роликів ЗРП R_p та прямо пропорційно від значення висоти штаби $h_{ш}/2$. Зі збільшенням радіуса роликів ЗРП величина сили протягування $P_{пр.}$ зменшується при постійному значенні висоти штаби. При постійному радіусі роликів ЗРП величина сили протягування $P_{пр.}$ зменшується зі зменшенням висоти штаби. При цьому якщо використовувати штабу мінімальної висоти, наприклад $h_{ш}/2=1$ мм або $h_{ш}/2=1,5$ мм, то величина сили протягування мало залежить від значення радіусу роликів ЗРП в порівнянні зі штабою висотою $h_{ш}/2=2$ мм або $h_{ш}/2=2,5$ мм. Темп зниження величини сили протягування штаби висотою $h_{ш}/2=2$ мм або $h_{ш}/2=2,5$ мм через ЗРП набагато більший ніж при протягуванні штаби висотою $h_{ш}/2=1$ мм або $h_{ш}/2=1,5$ мм, що пояснюється впливом масштабного фактору вихідної штаби. Визначено, що найбільш сильний вплив висоти штаби, що протягується і радіуса роликів на силу протягування спостерігається в діапазоні відносини $R_p/h_{ш}/2 \leq 10$.

Провели аналіз зміни сили протягування штаби через ЗРП і нормальної складової сили F_n , що діє на цапфи роликів ЗРП від величини ступеня попередньої деформації у роликовій волоці та кількості роликів, які були задіяні в процесі деформації у ЗРП.

Було визначено, що величина сили протягування штаби через ЗРП $P_{пр}$ і нормальної складової сили, що діє на цапфи роликів F_n , збільшується при збільшенні кількості роликів n , що задіяні у ЗРП та при постійному значенні ступеня попередньої деформації ε .

Список літератури

1. Гулько В.И. Производство профилей и проволоки в роликовых волоках / В.И. Гулько, В.А. Войцеховский, А.К. Григорьев. – Ижевск: Удмуртия, 1989. – 67 с.
2. Красавин Б.Н. Использование роликовых волок за рубежом / Б.Н. Красавин, М.И. Бояршинов, М.Г. Поляков // Информация. Серия 9 «Метизное производство». – М.: ЦНИИЧермет, 1971. – № 2. – С. 11-16.
3. А.В. Выдрин Повышение эффективности процессов волочения в роликовых волоках / А.В. Выдрин, А.А. Штерн, Ю.Н. Попов, Б.В. Баричко // Труды пятого конгресса прокатчиков. – М.: Черметинжиринг, 2004. – С. 385-387.
4. Храмков В.Е. К вопросу проектирования роликовых волок со смещенными парами роликів / В.Е. Храмков, А.А. Штерн, К.Ю. Яковлева // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2015. – Т. 15. – №4. – С. 128-134.
5. Тарнавский А.Л. Эффективность волочения с противонатяжением / А.Л. Тарнавский. – М.: Metallurgizdat, 1959. – 152 с.
6. Битков В.В. Технология и машины для производства проволоки / В.В. Битков. – Екатеринбург: УрО РАН, 2004. – 344 с.

¹Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

²Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

³ТОВ "ТУ "МЕТІНВЕСТ ПОЛІТЕХНІКА", м. Запоріжжя

ШЛАКОВИЙ РЕЖИМ ПРИ ОБРОБЦІ СТАЛІ НА УСТАНОВЦІ «КІВШ-ПІЧ»

Шлаковий режим в процесі обробки сталі на установці «ківш-піч» відіграє ключову роль у забезпеченні виробництва якісних марок сталей. Швидкість формування рідкого рафінуючого шлаку із твердих шлакоутворюючих матеріалів є важливою характеристикою роботи даного агрегата. Чим швидше сформується рідкий (рідкорухливий) шлак оптимального складу, при рівнозначній тривалості обробки, тим краще проходитиме реакція десульфурації сталі.

Відомості, наведені авторами [1], показують, що сталеплавильні шлаки, отримані у реакторі, зберігають рідкорухливий стан протягом значного часу, а саме: від 2 до 4 годин, що робить їх ефективними для використання у позапічній обробці металу. В якості шлакового реактора використовувався усічений сталерозливний ківш, облицьований шамотною цеглою.

Авторами [2], досліджено швидкість формування рафінувального шлаку під час обробки сталі з додаванням кремнію в 120-тонному ковші. Кількість шлаку в ковші визначали за фактичною вагою присадок в ківш, а кількість пічного шлаку, що потрапив до агрегату, розраховували по зміні хімічного складу ковшового шлаку при постановці на «ківш-піч» і після присадок шлакоутворюючих та розкислювачів. Дослідження показало, що на ефективність десульфурації шлаку впливає не лише його хімічний склад, але й кількість шлаку, який формується залежно від кількості доданих присадок шлакоутворюючих.

Під час рафінування сталі за допомогою рідкого синтетичного шлаку для глибокої десульфурації рекомендується додавати його у ківш у кількості від 3% до 5% від загальної маси металу. Завдяки цьому ступінь десульфурації сталі в ході випуску плавки знаходиться в межах від 30 % до 70 %. Крім того, під час нагріву сталі на установці "ківш-піч" для забезпечення стійкого горіння дуги і зменшення тепловтрат у атмосферу печі, рекомендована товщина шару шлаку повинна бути не менше довжини дуги.

Однак автори роботи [3], рекомендують при довжині електричної дуги 160 мм максимальну товщину шару шлаку 195 мм. У випадку короточасного нагрівання металу і відсутності потреби в десульфурзації металу, товщина шлаку повинна становити близько 1,5 довжини дуги. Відповідно до іонної теорії будови шлакових розплавів, шлак здатен проводити електричний струм. Якщо товщина шлакового покриву перевищує 1,6–1,8 довжини дуги, частина струму, яка має пройти через електроди замикає їх через шлак, що призводить до його перегрівання.

Компанія «VAI Fuchs» стверджує, що для оптимальних умов горіння електричної дуги, товщина шлакового покриву повинна бути на 20% більшою за довжину дуги, при цьому дорівнює близько 140 мм. [3, 4].

Товщина шлакового шару також впливає на поглинання металом вуглецю з електродів. При тонкому шарі шлаку металом поглинається близько 2,0–2,5 ppm/хв вуглецю, а при збільшенні шару шлаку значно більше довжини дуги, можуть виникнути негативні тенденції при нагріванні металу [5].

Виходячи з цього, товщина шлакового покриву залежить не тільки від вимог щодо забезпечення десульфурзації сталі, а й від параметрів роботи електродугового пристрою який впливає на довжину електричної дуги, яка є джерелом металу на установці «ківш-піч».

Список літератури

1. Курпас, С.И. Тепловые условия синтеза 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.
2. Дюдкин, Д.А. Пути ресурсосбережения при внепечной обработке стали / Д.А. Дюдкин, С.Е. Гринберг, А.В. Грабов и др. // Сталь. – 2002. – №3. – С. 55–56.
3. Переворочаев, Н.М. Совершенствование электрических и технологических режимов доводки металла на установке ковш-печь / Н.М. Переворочаев, Б.П. Крикунов // Металл и литье Украины. – 2011. – №9–10. – С. 39–45.
4. Бигеев, В.А. Особенности работы ДСП на длинных дугах / В.А. Бигеев, А.Е. Малофеев, А.В. Пантелеев, О.А. Николаев, А.Х. Валиахметов // Вестник МГТУ. – 2006. – № 4. С. 20–23.
5. Смирнов А.Н., Зборщик А.М. Внепечное рафинирование чугуна и стали: Учебное пособие. – Донецк: ГВУЗ «ДонНТУ», 2012. – 186 с.

В.О. Рубан¹, О.М. Стоянов¹, Є.В. Синегін¹, І. Mamuzić²¹Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро²University of Zagreb, Zagreb, Croatia**ТЕПЛОВІ ВТРАТИ ПРИ ОБРОЦІ СТАЛІ НА УСТАНОВЦІ «КІВШ-ПІЧ»**

Ключовими операціями позапічної обробки сталі на установці «ківш-піч» є десульфуріяція, легування та модифікування неметалевих включень, ці технологічні прийоми пов'язані з затратами тепла. В свою чергу компенсація теплових втрат металу здійснюється за рахунок його підігріву розрядом електричної дуги змінного або постійного струму. Електрична енергія, що підводиться до установки «ківш-піч», перетворюється на теплову, частково гублячись у короткій мережі та електродах. Крім того, відбуваються суттєві теплові втрати з газами, що відходять, охолоджуючою водою, а також із поверхні ковша.

У світі накопичено великий практичний досвід експлуатації агрегатів «ківш-піч», що дозволило розробникам оптимізувати їх основні конструктивні та технологічні параметри. В даний час розробкою та виготовленням агрегатів «ківш-піч» займаються понад два десятки машинобудівних компаній. У роботі [1] авторами приведено порівняння основних експлуатаційних параметрів агрегатів деяких компаній.

У роботі [2] авторами розглядаються установки позапічної обробки сталі із трифазними електродуговими установками, що працюють на змінному струмі промислової частоти. У такому випадку електрична дуга горить між трьома вертикально розташованими графітованими електродами (ГЕ) і металом, що грає роль нульової точки електричного з'єднання трьох дуг у «зірку».

Авторами роботи [3] наведено орієнтовні показники зниження температури металу в сталерозливних ковшах місткістю 100–150 т. В процесі десульфурії, що включає формування шлаку і перемішування розплаву газом, температура сталі знижується на 30–40 °С. При введенні феросплавів з подальшим усередненням хімічного складу та температури сталі в ковші – 10–15 °С. Під час режиму очікування та при заміні ковша швидкість зниження температури сталі складає 0,2–0,6 °С/хв, в режимі усереднення металу шляхом продування інертним газом – 1,1–1,4 °С/хв.

Як показує практика роботи низки металургійних підприємств [1, 4], загальне зниження температури в ході позапічної обробки сталі масового сортаменту становить

50–60 °С і більше, при виробництві спеціальних марок сталі з технологією одноразового або подвійного вакуумування від 150 °С до 250–300 °С, відповідно.

Отже, проведений аналіз роботи У КП різних заводів свідчить, що такі показники роботи агрегатів як витрата електроенергії та електродів відрізняються до 2–3 разів, а також залежать від умов роботи конкретного сталеплавильного цеху. Видно, що питомі витрати електроенергії та електродів на схожих (за потужністю трансформатора та місткості ковша) агрегатах різні, що з одного боку пояснюється особливостями металургійного циклу, в якому працює агрегат, а з іншого – свідчить про можливий потенціал ресурсо- та енергозбереження.

Список літератури

1. Смирнов, А.Н. Процессы непрерывной разливки: монография / А.Н. Смирнов, В.Л. Пилюшенко, А.А. Минаев С.В. Момот, Ю.Н. Белобров. – Донецк: ДонНТУ, 2002. – 536 с.
2. Металлургические мини-заводы: Монография / Смирнов А.Н., Сафонов В.М., Дорохова Л.В., Цупрун А.Ю. – Донецк: Норд-Пресс, 2005. – 469 с.
3. Дюдкин, Д. А. Производство стали на агрегате ковш-печь / Д.А. Дюдкин, С.Ю. Бать, С.Е. Гринберг, С.Н. Маринцев; Под науч. ред. докт. техн. наук, проф. Дюдкина Д.А. – Донецк: ООО «Юго-Восток, ЛТД», 2003. – 300 с.
4. Смирнов А.Н., Зборщик А.М. Внепечное рафинирование чугуна и стали: Учебное пособие. – Донецк: ГВУЗ «ДонНТУ», 2012. – 186 с.

Ю.С. Семенов¹, В.В. Горупаха¹, С.В. Ващенко¹, Д.В. Пінчук², М.Б. Болотов²

¹Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, м. Дніпро

²ПрАТ "Камет-сталь", м. Кам'янське

e-mail: yuriy.semenov.isi@gmail.com

ОСНОВНІ ПОЛОЖЕННЯ ВИРОБНИЦТВА ЧАВУНУ ПРИ ЗБІЛЬШЕННІ ВМІСТУ ОКАТИШІВ У СКЛАДІ ШИХТИ НА ПРИКЛАДІ ДОМЕННИХ ПЕЧЕЙ ПРАТ "КАМЕТ-СТАЛЬ"

В останні роки у металургійній галузі України приділялася значна увага екологічній складовій виробничого циклу. Одним із найбільш вагомих чинників антропогенного тиску є негативний вплив пилоподібних техногенних відходів. Дрібнодисперсний пил промислового походження без наявності належних аспіраційних установок істотно забруднює атмосферу і накопичується в водоймах. В даний час економіка металургійної галузі в умовах військового стану не дозволяє в належній мірі приділяти увагу екологічним програмам, таким як, наприклад, модернізація ливарних дворів доменних цехів, обладнання агломераційних фабрик із встановленням сучасних газоочисних установок, що було раніше успішно реалізовано на металургійних підприємствах м. Маріуполь до повномасштабного російського вторгнення.

Агломераційна фабрика підприємства «Камет-сталь» (м. Кам'янське), що функціонує в даний час, вимагає глобальної модернізації, як для підвищення техніко-економічних показників виробництва агломерату, так і для забезпечення відповідним сучасним екологічним вимогам. В умовах, що склалися, економічно доцільним є скорочення виробництва агломерату на фабриці з поступовим збільшенням у складі доменної шихти окатишів.

З урахуванням того, що доменні печі (ДП) підприємства «Камет-сталь» застарілої конструкції були спроектовані для роботи на агломераті, актуальною задачею стала розробка положень та заходів, спрямованих на перехід доменного виробництва з використанням у складі шихти збільшеної частки окатишів – 70% і більше у суміші з агломератом, або без нього. Далі стисло представлені розроблені у 2023 р. основні положення, необхідні для переходу існуючих ДП на технологію зі збільшеною часткою окатишів у складі шихти.

Відповідно до вітчизняного та зарубіжного досвіду проектування ДП під використання у складі шихти збільшеної частки окатишів, через бічні розпираючі зусилля, що

виникають, по мірі їх опускання та відновлення в ДП [1–3], раціональними діапазонами кутів нахилу шахти є $\alpha_{\text{шахт}} = 81\text{--}83^\circ$ при максимальних кутах нахилу заплечиків – $\alpha_{\text{запл}} = 74\text{--}76^\circ$. Тому необхідною стала зміна кутів нахилу шахти та заплечиків профілю ДП, що з прийнятним обсягом робіт досягається шляхом заміни кожуха печі зі збільшенням діаметра розпару.

Наступним важливим заходом є питання заміни існуючої системи охолодження елементів ДП технічною водою на систему охолодження з хімічно очищеною водою (ХОВ), що дозволить забезпечити як ефективність процесу охолодження, так і продовжити термін служби елементів системи охолодження. Солі жорсткості, розчинені в воді підживлення системи охолодження, при нагріванні і взаємодії з металом поверхні утворюють відкладення на стінках поверхні і випадають у вигляді шламів. Високі витрати технічної води дозволяють вимивати шламові відкладення на початковій стадії експлуатації системи охолодження технічною водою. Однак у міру збільшення товщини відкладень на стінках труб, збільшується температура поверхні стінки холодильника з боку робочого простору ДП, збільшення теплового потоку веде до збільшення перепаду температур води і кількості шламів, що випадають, і досягаючи критичного рівня відбувається зниження витрати води в окремих лініях холодильних плит і, зрештою, їх прогар. З іншого боку, зниження можливості тепловідведення та збільшення температури поверхні холодильної плити веде до її прискореного зношування. Тому зниження жорсткості води в системі охолодження високотемпературних та теплонавантажених зон має бути у пріоритеті.

Далі, у зв'язку з сучасними тенденціями, було рекомендовано розглянути питання заміни сталевих холодильників низу шахти та заплечиків на вертикальні мідні, а також збільшити на два ряди кількість холодильників середини шахти, які можуть бути як сталевими, так і чавунними двоплощинними з ХОВ. Крім цього, для організації підпору обтяженого стовпа шихти з придушенням периферійного газового потоку було рекомендовано підвищувати стійкість футерівки карбідкремніевою цеглою на рівні заплечиків, на який впливає активна вага шихти, що збільшується зі зростанням частки окатишів.

Важливою складовою ефективності технології із застосуванням збільшеної частки окатишів є проведення шоткретування внутрішнього профілю ДП. Рекомендована частота шоткретування шахти, розпару та заплечиків карбідкремніевою футерівкою на рівнях сталевих холодильників та верхньої частини шахти – вогнетривким бетоном з високим вмістом глинозему на основі шамоту складає не рідше одного разу на 1,5 роки.

Особливу увагу необхідно приділяти розподілу газового потоку із забезпеченням розвиненого центрального газового потоку. Плинність окатишів на поверхні засипу в ДП може призводити до надмірної концентрації їх в осьовій зоні ДП, тому для формування розвиненої осьової віддушини при використанні в шихті збільшеної частки окатишів доцільно передбачити або установку (в пріоритеті) безконусного завантажувального пристрою [4, 5] або конусних завантажувальних пристроїв з можливістю завантаження коксу у центральну зону ДП [6].

Далі представлені деякі технологічні рекомендації для технології зі збільшеною часткою окатишів. Для досягнення задовільних техніко-економічних показників необхідно приділяти особливу увагу якості шихтових матеріалів, стабільності їх використання у шихті, стабільності газо-дуттєвих параметрів та паливних добавок. Необхідно враховувати, що зменшення виходу шлаку при збільшенні вмісту заліза в залізорудній частині шихти знижує тепловий запас горна і будь-яку незначну зміну складу шихти необхідно компенсувати збільшенням нагріву, зміна якості шихтових матеріалів повинна бути мінімальною.

Працюючи з часткою окатишів у шихті до 30–40 % доцільно збільшувати основність агломерату до 1,6–1,8 од., подальше збільшення основності агломерату – недоцільно, оскільки промисловий досвід показує, що виробництво агломерату основністю понад 1,8 од. супроводжується збільшеною нестабільністю за хімічним складом, а також, у ряді випадків, сильним погіршенням його характеристик міцності [7]. Тому зі збільшенням частки окатишів до 70–100% основність шлаку забезпечується збільшенням питомої витрати вапняку, який повинен відповідати вимогам $\text{CaO} + \text{MgO} = 53,8\text{--}54,5$ і мати низький вміст сірки – до 0,050 [8].

Збільшення в шихті ДП окатишів і відповідне збільшення активної ваги шихти, веде до збільшення тиску на кокс, у тому числі на коксову насадку і горновий кокс, що веде до додаткового його руйнування в нижній та центральній зоні, додаткового збільшення опору газовому потоку. Для компенсації цього, а також забезпечення центрального ходу ДП необхідно використовувати кокс підвищеної якості, при роботі ДП з часткою окатишів у шихті на рівні 30–40% міцності коксу по CSR не нижче 46%, при частці окатишів 60–100% – не нижче 55%. З урахуванням тенденції останніх півтора року ця вимога набула особливої актуальності, оскільки характеристики коксу по CSR знизилися до 37–43% [9].

При збільшенні частки окатишів у шихті підвищується показник реакційної здатності і знижується гаряча міцність коксу за рахунок відновлення на його поверхні дрібнодисперсного пилу, присутнього при стиранні окатишів і руйнуванні їх при відновленні

в шихті печі. Виходячи з цього, пред'являються окремі вимоги до використання в шихті, коксу з низькою реакційною здатністю (не більше 30%), а також забезпечення максимального ступеня відсіву окатишів з метою мінімізації кількості дрібнодисперсного пилу.

Збільшення частки окатишів понад 40 % викликає нестабільний хід ДП (при існуючій низькій якості коксу, використанні неофлюсованих окатишів, високоосновного агломерату з можливим зниженням характеристик міцності), що фактично нівелює техніко-економічний ефект від збільшення Fe в шихті і зниження виходу шлаку. При необхідності збільшити частку окатишів понад 40% рекомендовано поетапно збільшувати частку окатишів до 60% і більше. Режим роботи ДП із співвідношенням вмісту в шихті окатишів/агломерату близьким до 50%/50% характеризується суттєвою нестабільністю.

Як зазначається в літературі [10], і підтверджується практичними спостереженнями, збільшення частки окатишів понад 30-40% необхідно проводити поетапно. При цьому кожен крок збільшення (або зменшення) частки окатишів бажано витримувати тривалістю – не менше проплаву двох-трьох об'ємів шихти в залежності від інтенсивності.

Враховуючи менший вміст у кислих окатишах MgO, ніж в агломераті, для підтримки плинності шлаку необхідно при зменшенні частки агломерату в шихті та зниженні виходу шлаку, використовувати комбінований флюс: вапняк + доломіт, для підтримки вмісту MgO у кінцевому шлаку 5–7%. Перспективною покращеною сировиною для ДП при збільшенні частки окатишів понад 40-50 %, можуть виступати частково офлюсовані окатиші, у тому числі, з підвищеним вмістом магnezії.

Дотримання наведеного розробленого комплексу положень щодо внесення конструктивних змін та технологічних рекомендацій дозволить досить ефективно застосувати у найближчій перспективі технологію доменної плавки зі збільшеною часткою окатишів у шихті при зменшенні обсягів виготовлення власного агломерату на агломераційній фабриці, з перспективою її повної зупинки.

Список літератури

1. Алексеев Л.Ф., Горбачев В.А, Кудинов Д.З. и др. Структура и разрушение окатышей при восстановлении. – М.: Наука, 1983. – 78 с.

2. Коробов И.И., Ковшов В.Н., Галаганов А.И. и др. Исследование работы доменной печи на разном количестве окатышей в шихте // *Металлургия и коксохимия*. – 1975. – В. 43. – С. 41-45.
3. Horupakha V.V., Semenov Yu.S., Shumelchik E.I., Vyshinskaya E.D. Trends in the Engineering of Blast Furnaces in Modern Fuel and Raw Materials Conditions // *Steel in Translation*, 2019. – Vol. 49, No. 2, pp. 110–117. <https://doi.org/10.3103/S0967091219020086>.
4. Большаков В.И. Технология высокоэффективной энергосберегающей доменной плавки / К.: Наук. думка. – 2007. – 412 с.
5. Семенов Ю.С., Шумельчик Є.І., Горупаха В.В. Діагностика та управління доменною плавкою в змінних паливно-сировинних умовах. – Дніпро: Домінанта Прінт, – 2018. – 260 с.
6. Деклараційний патент на корисну модель UA 13076U. ЗАВАНТАЖУВАЛЬНИЙ ПРИСТРІЙ ДОМЕННОЇ ПЕЧІ / Сокурєнко А.В., Шерємет В.О., Кекух А.В., Ільченко В.І., Донсков Є.Г., Лялюк В.П., Орєл Г.І., Костєнко Г.П., Артеменко Д.Г. – заявл. 16.09.2005; опубл. 15.03.2006., Бюл. № 3, 2006 р. (патент не діє). <https://iprop-ua.com/inv/vpratj79/>.
7. [Bol'shakov V.I., Gladkov N.A., Nesterov A.S. et al. Metallurgical properties and applications of pellets // Steel in Translation, 2004. – Vol. 34, No. 10, pp. 1–8.](#)
8. Lazarev, D.V., Trubitsyn, S.A., Fuks, A.Y. et al. Peculiarities of Cast Iron Smelting in Blast Furnaces with a Volume of 1232 and 1648 m³ of Ural Steel JSC with Different Share of Pellets // *Steel Transl.* 53, 42–48 (2023). <https://doi.org/10.3103/S0967091223010060>.
9. Yu. Semenov, V. Horupakha, S. Vashchenko [et al.](#) Development of stabilization measures aimed at removing zinc with smelting products and accumulating titanium in the hearth of a blast furnace // *Engineering Reports*, 2024. – e12881. <https://doi.org/10.1002/eng2.12881>.
10. Iskakov I.F., Kunitsyn G.A., Lazarev D.V., Red'kin A.A., Trubitsyn S.A., Kharchenko A.S. Adjustment of a technology of cast iron smelting in the blast furnace of JSC “Ural steel” with a volume of 1232 m³ with charge having 95% share of Mikhailovskii GOK pellets. *Chernaya metallurgiya. Byulleten' nauchno-tekhnicheskoi i ekonomicheskoi informatsii Ferrous metallurgy. Bulletin of scientific, technical and economic information*, 2021, vol. 77, no. 7, pp. 768-775. <https://10.32339/0135-5910-2021-7-768-775>.

Є.В. Синегін¹, Р.Є. Острянін¹, І.В. Журавльова¹, М.Г. Єрмілко², N. Raymakers³

¹Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

²ТОВ «ТУ «МЕТІНВЕСТ ПОЛІТЕХНІКА», м. Запоріжжя

³Rayding LinQ-U BV, Нідерланди

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ БІЧНОГО ПОТОКУ РІДИНИ НА ДІАМЕТР ВІДРИВУ ГАЗОВОЇ БУЛЬБАШКИ ПРИ ДОННІЙ ПРОДУВЦІ

Одним з ефективних і найбільш розповсюджених методів рафінування сталі є продувка металу інертним газом. Застосування цього методу обробки можливо починаючи з кисневого конвертера і завершуючи промковшем МБЛЗ. Продувка металу аргонем дозволяє вирішувати одразу декілька практичних задач, зокрема перемішування розплаву для усереднення його хімічного складу і температури, рафінування сталі від водню, а також флотація неметалевих включень з рідкого розплаву. Для видалення водню та неметалевих включень з розплаву бажано збільшувати питому поверхню бульбашок аргону, що досягається за рахунок зменшення їх діаметру [1, 2].

Розмір бульбашок залежить від діаметра сопла або пор, якими вдувається аргон, поверхневого натягу рідини та крайового кута змочування поверхні вставки розплавом та витрат аргону [3]. Для кисневих конверторів і сталерозливних ковшів цих параметрів є достатньо для визначення розміру бульбашок, однак у проміжних ковшах МБЛЗ на бульбашку, що зростає на зрізі пори або сопла, додатково діє бічний потік сталі, який рухається уздовж днища проміжного ковша від металоприймача до стаканів дозаторів. Наразі вплив швидкості бічного потоку рідини на діаметр відриву газової бульбашки від сопла потребує дослідження.

Дослідження впливу бічного потоку на діаметр відриву газової бульбашки доцільно проводити методами фізичного моделювання на низькотемпературних масштабних моделях. Для цього за допомогою π-теореми необхідно визначити числа подоби, які дозволять адекватно описати процес зростання та відриву та провести фізичне моделювання з наступним перенесенням отриманих результатів з моделі на промислову установку.

У якості цільової функції було обрано діаметр відриву бульбашки d_b , а в якості змінних факторів: діаметр сопла d_c , витрату газу q , швидкість бічного потоку рідини w , кут змочування (зі змочуванням сопла рідиною та без нього). Параметрами речовин,

що також мають вплив на діаметр відриву були обрані: густина рідини ρ , різниця густин рідини та газу $\Delta\rho$, в'язкість ν та поверхневий натяг рідини σ . Числа подоби, що отримані з перелічених розмірних параметрів за методом модифікованої π -теореми, наведені в таблиці.

Таблиця – Визначення чисел подоби для описання впливу бічного потоку на діаметр відриву газової бульбашки

Параметр	Розмірність	Порядок величини	Масштаб	Критерій	Порядок величини
d_b	м	10^{-3}	–	$D = \frac{d_b}{d_c}$	10^0
ρ	кг/м ³	10^3	кг	–	–
$\Delta\rho$	кг/м ³	10^3	–	$P = \frac{\Delta\rho}{\rho}$	10^0
ν	м ² /с	10^{-6}	–	$Ga = \frac{gd_c^2}{\nu^3}$	10^{18}
σ	Н/м (кг/с ²)	10^0	–	$Eu = \frac{\sigma}{\rho g d_c^2}$	10^2
d_c	м	10^{-3}	м	–	–
q	м ³ /с	10^{-6}	–	$Q = \frac{q}{\sqrt{g d_c^5}}$	10^1
w	м/с	10^{-1}	–	$Fr = \frac{w}{\sqrt{g d_c}}$	10^0
g	м/с ²	10^1	с	–	–

Як видно з таблиці порядок величини майже всіх отриманих чисел подоби, окрім числа Галілея, близький до одиниці, що може свідчити про вироджений вплив цього числа подоби та в'язкості рідини, яку він характеризує, на процес відриву бульбашки.

Число Етвюша Eu характеризує співвідношення капілярних і гравітаційних сил, що діють на бульбашку і зазвичай використовується для характеризувати форми бульбашок, що впливають.

Безрозмірна об'ємна витрата газу через сопло характеризує співвідношення між динамічним впливом потоку газу та гравітаційними силами.

Число Фруда у даному випадку характеризує співвідношення між динамічним впливом бічного потоку рідини на газову бульбашку та гравітаційними силами, що діють на бульбашку.

Для врахування спільного впливу гравітаційних і капілярних сил на бульбашку, доцільно модифікувати число Фруда помноживши його на безрозмірну густину, в результаті чого отримаємо число Казанцева

$$Ka \equiv Fr \cdot P = \frac{\Delta\rho}{\rho} \cdot \frac{w}{\sqrt{g d_c}}$$

Таким чином процес відриву газової бульбашки від донного сопла може бути задовільно описано числами Етвюша, Казанцева та безрозмірної об'ємної витрати газу. Лінійний масштаб моделювання у цьому випадку буде визначатися з числа Етвюша за формулою

$$k_l = \sqrt{\frac{k_\sigma}{k_\rho}}$$

Для моделювання на воді із продувкою стисненим повітрям лінійний масштаб моделювання складе 0,54, що приблизно дорівнюватиме 1:2. Використання у якості модельної речовини олій є недоцільним через надто високий їх поверхневий натяг, що призводить до збільшення лінійного масштабу моделювання до порядку 10^2 .

Перелік посилань

1. Величко, О.Г. Технології підвищення якості сталі [Підручник] / О.Г. Величко, О.М. Стоянов, Б.М. Бойченко, К.Г. Нізяєв. – Дніпропетровськ: Середняк Т.К., 2016. – 196 с.
2. Quality improvement of flakes susceptible continuously cast steel by means of hydrodynamic processes development in a tundish / Sergiy Boichenko, B.M. Boichenko, E.V. Synehin, L.S. Molchanov // Теорія і практика металургії. – № 1-2. – 2018. – С. 14-22.
3. XU Y. A Mathematical Modeling Study of Bubble Formations in a Molten Steel Bath / Y. Xu, M. Ersson, and P.R. Joënsen // Metallurgical and Materials Transactions B. – 2015. DOI: 10.1007/s11663-015-0423-x

О.М. Смірнов¹, В.Є. Ухін², В.О. Тунік¹

¹Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України

²ТОВ «ШЕФФІЛД РЕФРАКТОРС УКРАЇНА»

ОЦІНКА ВПЛИВУ ОСНОВНИХ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ БЕЗПЕРЕРВНОГО РОЗЛИВАННЯ НА ХАРАКТЕР ТВЕРДІННЯ МІДНОЇ ЗАГОТОВКИ В КРИСТАЛІЗАТОРІ РОТОРНОЇ МБЛЗ

Сьогодні при виробництві мідної продукції в Україні найбільш ефективним методом є одержання міді вогневого рафінування із вторинної сировини, оскільки цей метод дозволяє забезпечити достатній рівень якості технічної міді при її виробництві з місцевого лома. Це дозволяє ефективно застосовувати таку мідь для виготовлення електротехнічної, будівельної й машинобудівної продукції [1,2]. У світовій практиці розливанню високоякісних марок міді велике поширення одержали агрегати розливання міді на колесо з наступною прокаткою на дріт [3,5]. Особливістю роботи таких агрегатів є те, що вони являють собою добре гармонізовану й автоматизовану технологічну систему, у якій найважливіше значення має швидкість розливання (обертання колеса) і стабільна якість заготовки, що виходить із розливної машини.

Концептуальна модель процесу безперервного лиття мідної заготовки на колесо і її твердіння може бути представлена наступним алгоритмом: "оптимізація швидкості лиття заготовки" → "тепловий баланс на ділянці міксер - переливне обладнання - кристалізатор" → "оптимізація геометричної форми порожнини кристалізатора" → "динамічне керування зоною водяного охолодження" → "прогнозування якості заготовки" → "підтримка погодженої роботи розливного колеса й ділянки прокатних клітей". У цьому ланцюгу величезне значення набуває оптимізація інтенсивності теплопередачі (тепловідводу) на колесі й довжини рідкої фази всередині заготовки.

При цьому довжина зони рідкої фази в заготовці обмежується декількома технологічними міркуваннями, головними з яких є недопущення можливості появи внутрішніх тріщин при розгині заготовки, а також запобігання утвору пористості в осьовій зоні заготовки в процесі її твердіння.

Основною метою наших досліджень було моделювання умов твердіння безперервнолитої мідної заготовки, що розливається на колесо. Це є важливим науковим завданням, розв'язок якого дозволить із достатньою точністю визначати положення

зони повного твердіння заготовки залежно від її перетину, швидкості обертання колеса, температури міді, що заливається, інтенсивності охолодження та ін.

Теплофізичні процеси в системі "колесо - заготовка - стрічка" включають перенос (перерозподіл) теплової енергії між даними елементами й навколишнім середовищем у певний проміжок часу, а також виділення тепла безпосередньо при кристалізації міді. В якості області досліджень був обраний поперечний переріз заготовки у площині, перпендикулярній окружності колеса. Розрахункова область містить у собі точки, що належать колесу та заготовці, що відливається.

Моделювання процесів формування заготовки виконане на базі основних законів теплофізики багатофазних середовищ. Після розрахунків розподілів температурного поля і частки твердої фази в заданих перетинах заготовки (починаючи від мениска) визначаються геометричні розміри твердої частини, та кількість елементарних шарів по товщині й по ширині заготовки, що приходить на неї.

Побудована на основі розробленої математичної моделі комп'ютерна програма дозволяє розглядати різні масиви вихідних даних, підбираючи оптимальні режими розливання, обертання колеса та охолодження заготовки, розрахувати поля температури і частку твердої фази в досліджуваній заготовці в будь-який момент твердіння, а також вивести результати у вигляді діаграм і графіків.

Розрахунки виконані для всього можливого діапазону швидкостей обертання колеса. На розрахункових графіках (рис. 1) представлені криві, що показують частку рідкої фази в загальному обсязі заготовки в кожний момент часу. Лініями t_1 і t_2 позначені границі зони охолодження водою. Пряма t_3 є границею, за якою неприпустима наявність рідкої фази, тому що в цій крапці заготовка відділяється від колеса. Розрахунковий час затвердіння заготовки - 85 с.

Узагальнюючи виконані дослідження (рис. 1), слід зазначити, що глибина проникнення зони рідкої (або рідко-твердої) фази в значній мірі залежить від швидкості обертання колеса.

Найбільш ефективними (з погляду продуктивності і якості заготовки) значеннями швидкості обертання колеса є діапазон 1450-1600 об/год. У цьому випадку затвердіння заготовки завершується в нижній області колеса в зоні інтенсивного охолодження водою, що дозволяє виключити формування внутрішніх дефектів.

Таким чином, розроблена математична модель дозволяє імітувати твердіння мідної заготовки на колесі залежно від швидкості обертання колеса, температури розливання, умов охолодження та ін. Найважливішим елементом моделювання є визна-

чення положення межі рідкої фази на кінцевій стадії твердіння. Фактично ця інформація дозволяє внести обмеження швидкості розливання та оптимізувати якість заготовки. Для забезпечення гарантованої якості заготовки (у тому числі внутрішніх обсягів) у процесі розливання міді на колесо необхідно строго дотримувати сукупності таких нерозривно пов'язаних між собою технологічних параметрів лиття як: швидкість руху заготовки, профіль кристалізатора, температура рідкої міді, які враховують особливості формування твердої скоринки в умовах колеса, що використовується. Доцільно здійснювати контроль профілю робочої порожнини колеса та визначити припустимі відхилення в його зношенні. При цьому відхилення від номінальних параметрів лиття може привести до нерівномірного контакту скоринки, що твердіє, зі стінкою колеса, що може стати причиною виникнення дефектів геометричної форми заготовки. Також зміна профілю порожнини колеса може стати причиною деформації скоринки та приводити до ушкодження заготовки.

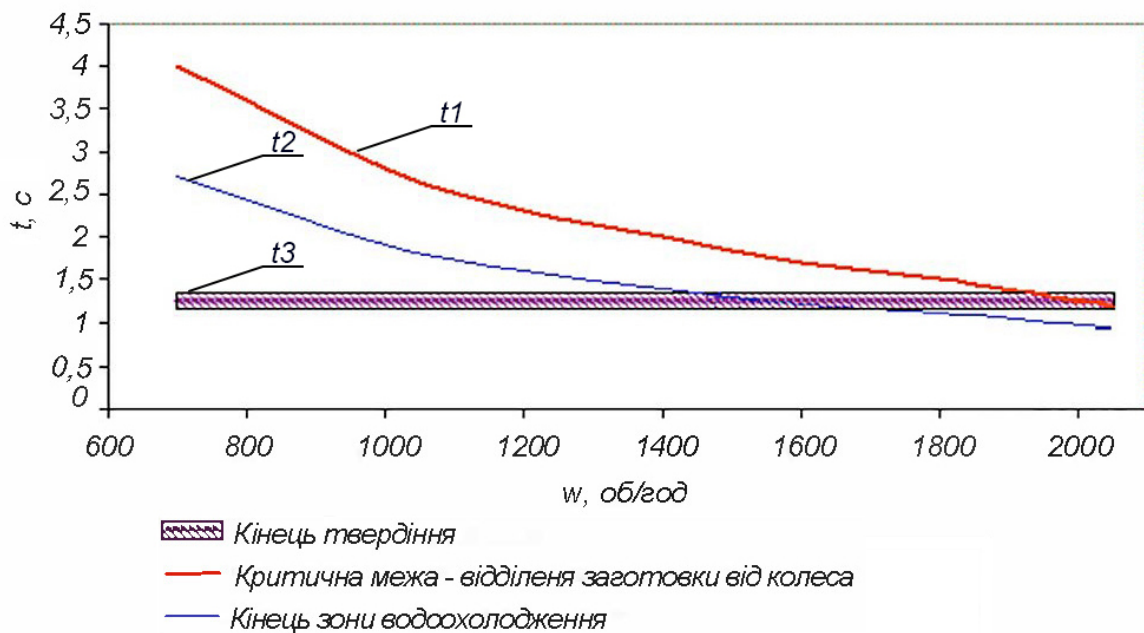


Рис. 1 -- Вплив швидкості обертання колеса на формування твердої фази заготовки

Список літератури

1. Nemani A. V. Advancements in Additive Manufacturing for Copper-Based Alloys and Composites: A Comprehensive Review / A.V. Nemani, M. Ghaffari, K.S. Bokati, N.

Valizade, E. Afshari, A. Nasiri // Journal of Manufacturing and Materials Processing. – 2024. – 8(2), 54.

2. Schlesinger M.E. Extractive Metallurgy of Copper / M.E. Schlesinger, M.J. King, K.C. Sole, W.G. Davenport. – Elsevier, 2011. - 455p.

3. Rafinirovannaya med Ukrainyi [Refined Ukrainian Copper] / Yu.D. Savenkov, V.I. Dubodelov, V.A. Shpakovskiy, V.A. Kozhanov, E.V. Shtepan - Donetsk: Izd-vo DonNTU, 2008. - 176 p.

4. Davi J.R. Copper and Copper Alloys / J.R. Davi. - ASM International, 2001 - 652 p.

5. Smirnov A.N. Investigation of internal defects formation reasons in copper billet obtained at rotary continuous casting machine (CCM) / A.N. Smirnov, V.E. Ukhin, A.P. Verzilov, A. Naseri // Metal and Casting of Ukraine – 2020. – № 28. – P. 48-54.

О.М. Стоянов, В.І. Мусійко, Є.В. Синегін, В.О. Рубан, Д.О. Волжин

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро
ТОВ "ТУ "МЕТІНВЕСТ ПОЛІТЕХНІКА", м. Запоріжжя

ДОСЛІДЖЕННЯ АДСОРБЦІЙНОЇ ЗДАТНОСТІ ШЛАКОВОГО РОЗПЛАВУ СИСТЕМИ $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$

Практично усі металургійні процеси протікають при активній участі шлакових розплавів. Фізико-хімічні властивості шлаку на межах розподілу фаз визначають якість металу і в кінцевому підсумку експлуатаційні характеристики металопродукції. Більш глибокі знання про будову шлакового розплаву, в дифузійному пограничному шарі, закони і механізми взаємодії між оксидними складовими частинами і іншими фазами є базою для створення нових, перспективних технологій рафінування залізовуглецевих розплавів від шкідливих домішок, виробництва високоякісних сталей та матеріалів з принципово новими технологічними властивостями.

Головною метою проведених лабораторних дослідів було встановлення адсорбційної здатності шлакової системи $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$.

По визначенім ефективним співвідношення компонентів шлакової системи з точки зору забезпечення високої адсорбційної здатності, а також відносно низької її температури плавлення проведені дослідження.

Методика оцінки адсорбційної здатності шлакового розплаву.

Були проведені три серії експериментів по дослідженню адсорбційної здатності шлакових розплавів системи $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ з вмістом Al_2O_3 - 10%, 20% та 30% з послідовною заміною у шлаку CaO на SiO_2 . Склад досліджених шлакових розплавів наведений у табл. 1.

Таблиця 1. – Склад шлакового розплаву

№ шлаку	Склад шлакового розплаву, ваг. %			Основність
	CaO	Al_2O_3	SiO_2	
	Серія №1			
1	60.00	30.00	10.00	6.00
2	50.00	30.00	20.00	2.50

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2024

3	40.00	30.00	30.00	1.33
4	30.00	30.00	40.00	0.75
Серія №2				
5	60.00	20.00	20.00	3.00
6	50.00	20.00	30.00	1.67
7	40.00	20.00	40.00	1.00
8	30.00	20.00	50.00	0.60
Серія №3				
9	60.00	10.00	30.00	2.00
10	50.00	10.00	40.00	1.25
11	40.00	10.00	50.00	0.80
12	30.00	10.00	60.00	0.50

Перед сплавленням вихідні компоненти шлакової сумішей підлягали подрібненню, а потім у заданому співвідношенні було проведене їх змішування. Отримання шлаку проводили в печі опору.

Водночас проводили розплавлення залізовуглецевого розплаву для оцінки сірковбирної здатності отриманих шлакових розплавів. Вихідні дані щодо початкового хімічного складу металевих розплавів, %: С – 0,2; Si – 0,3; Mn – 0,5; S – 0,05; P – 0,05; Al – 0,01. Присадку шлакового розплаву заданого складу здійснювали на дзеркало металу в кількості 40 г/кг металевих розплавів, температуру металу, під час обробки шлаком, підтримували на рівні 15900С, час обробки металу шлаковими розплавами становив 40-45 хв. В табл. 2 представлені основні показники адсорбційної здібності шлаків. Адсорбційної здатності встановлювали непрямым методом шляхом оцінки ступеню десульфурації металу після обробки шлаковим розплавом.

Таблиця 2 – Основні показники адсорбційної здатності шлаку

№ шлаку	Основні показники адсорбційної здатності шлаку при температурі 1590 °С		
	Теоретичний коефіцієнт розподілу сірки	Фактичний коефіцієнт розподілу сірки	Ступінь десульфурації металу, %
	Серія №1		
1	669,87	61,31	70,91

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2024

2	171,32	36,05	37,34
3	44,67	12,28	26,72
4	7,63	2,27	5,59
Серія №2			
5	341,54	39,45	59,90
6	117,8	22,64	33,29
7	9,06	2,59	6,71
8	4,81	1,43	2,77
Серія №3			
9	245,4	32,52	45,76
10	90,52	17,33	23,51
11	7,433	1,41	4,46
12	2,37	0,83	1,39

Встановлено, що зміна в системі $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ вмісту глинозему підвищує адсорбційну здатність шлакового розплаву при одночасному збільшенні теоретичного коефіцієнту розподілу сірки.

УДК 669.11

Л.І. Тарасюк

ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», м. Дніпро

К ПИТАНИЮ ПРО ПОРІГ ВИКОРИСТАННЯ ІТРИЮ В ЯКОСТІ МОДИФІКАТОРА ТРУБНИХ СТАЛЕЙ

Дослідження термодинаміки розкислення карбонільного заліза ітрієм показують, що мінімум вмісту кисню в залізі $\sim 3,1 \cdot 10^{-5} \%$ (мас.) досягається при концентрації ітрію в залізі $\sim 0,115\%$ (мас.). Це свідчить про те що ітрій є одним з найсильніших розкислювачів і здатний змінювати термодинамічну природу утворення і морфологію неметалевих включень [1].

У практиці металургії сталі не застосовуються чисті рідкоземельні метали через їх високу вартість, але все більш широко застосовуються комплексні розкислювачі-лігатури на основі РЗМ, які забезпечують більш високу ступінь засвоєння рідкісноземельних металів.

Низьколеговані сталі промислового виробництва (наприклад 09Г2ФБ і 17Г1СУ є багатокомпонентні сплави, які містять вуглець, марганець, кремній, алюміній, легуючі елементи, шкідливі домішки (сірка, фосфор) і кисень. В таких сталях після розкислення за звичайною технологією вміст кисню знаходиться на рівні $2 \cdot 10^{-4}\%$. У разі присадки рідкоземельних елементів і ітрію зокрема (після введення всіх інших) має відбуватися зниження вмісту залишкового кисню згідно ізотерми кисню, а при надлишку ітрію буде відбуватися взаємодія ітрію з сіркою.

В результаті проведених досліджень встановлено наступне:

1. Розроблено методику дослідження термодинаміки розкислення заліза ітрієм на основі вивчення зміни активності кисню за допомогою концентраційних гальванічних елементів.
2. Обробка експериментальних даних методом найменших квадратів дозволила отримати рівняння залежності константи розкислення від концентрації ітрію при $1600\text{ }^{\circ}\text{C}$ і вмісті ітрію нижче $0,15\%$

$$\lg K_{[a_o], Y_2O_3} = -16,23 + 12,8 \cdot [\%Y]$$

а також визначити константу рівноваги, масові і молярні параметри взаємодії першого порядку кисню по ітрію.

Результатом модифікуючого впливу ітрію, як і інших РЗМ, на неметалеві включення та структуру металу повинен бути сприятливий вплив ітрію на механічні властивості сталі, але якщо змінення механічних властивостей і особливо ударної в'язкості при низьких температурах в більшій мірі вивчено при використанні церію, лантану, то вплив ітрію вивчено слабо, але припустимо, що його вплив аналогічний іншим РЗМ.

Підґрунтям для такого ствердження можуть бути експериментальні дослідження, які можуть дати відповідь на питання про ступінь змінення механічних властивостей металу у конкретних умовах. Вплив ітрію на механічні властивості металу вивчено стосовно до сталі трубного сортаменту, зокрема сталі 09Г2ФБ, яку виплавляли в лабораторних умовах.

Дослідження включало виплавку металу, відливку злитків, їхню прокатку в лабораторних умовах, виготовлення зразків для і проведення випробування. Трубну сталь, яка відповідає за хімічним складом сталі 09Г2ФБ виплавляли в індукційній печі

ємністю 160 кг. Ітрій вводили у розплав у вигляді порошкової стрічки з наповнювачем СІІТМІШ-1. Витрата ітрію при цьому коливалась в межах 12,8 – 34,0 г/кг сталі. Після закінчення процесу формування злитків масою 16,0 кг кожний прокатували на листи товщиною 6 мм, відбирали стандартні проби для визначення механічних і пластичних властивостей металу [2].

В результаті виконаних досліджень встановлено наступне:

1. Суттєвий вплив вводу СІІТМІШ-1 на рівень ударної в'язкості сталі при температурі – 40 °С.
2. Залежність ударної в'язкості впродовж направлення прокатки при температурі – 40 °С з урахуванням витрати ітрію носить лінійний характер. При цьому за рахунок вводу у розплав 0,16 % ітрію (розрахункового) рівень ударної в'язкості зростає на 65 %.
3. Суттєвого впливу на границю міцності та міцності на розтяг не було виявлено.
4. Підвищення механічних властивостей при модифікуванні ітрієм пов'язано зі зниженням вмісту неметалевих включень, зміненням їх морфології, форми та розподілу, глобуляризацією сульфідних та оксисульфідних включень, які не деформуються під час прокатки.

Список літератури

1. Бужек З. Про вплив рідкоземельних металів на активність сірки, кисню, водню і азоту в залізі при 1600 °С / З. Бужек // Hutnicke Listy. – 1977. – № 10. – С. 718 – 722.
2. Tarasyuk L.I., Cai Kaike, Liu Xinhua, Qu Ying. Modification of nonmetallic inclusions in steel with yttrium / L.I. Tarasyuk, Kaike Cai, Xinhua Lui, Ying Qu // Journal of University of Science and Technology Beijing. – 1989. – Vol. 11. – № 6. – p. 539 – 543.

Д.І. Терепенчук, О.М. Стоянов, В.О. Рубан

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

**АНАЛІТИЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ РОБОТИ ДОМЕННИХ ПЕЧЕЙ ПРИ ЗБІЛЬШЕНІЙ ДОЛІ
ОКАТИШІВ В ШИХТІ**

Сучасні тенденції в охороні навколишнього середовища все більше і більше зобов'язують промисловість і в тому числі металургійну галузь докладати значних зусиль в екологічних аспектах виробництва, зокрема суттєвого зменшення викидів парникових газів (вуглекислого газу). В майбутньому взагалі передбачається використання технологій, що не допускають емісії вуглекислого газу.

Очевидно що основним драйвером виробництва «зеленої сталі» стануть обмеження на застосування продукції з значим «вуглецевим слідом».

При традиційній технології «доменна піч – кисневий конвертор» питомі викиди вуглекислого газу на тону продукції складають до 2,3 т., наприклад, за технологіях прямого відновлення заліза ці викиди складають 1,5т вуглекислого газу. Проте на сьогодні технологія «доменна піч – кисневий конвертор» займає 70% від загального виробництва сталі і за прогнозами тільки до 2050 року цей відсоток знизиться до 30%.

Таким чином, необхідно шукати шляхи зменшення викидів CO_2 і в доменному виробництві. Основними варіантами є: перехід на паливо що містить менше вуглецю, або взагалі не містить; використання шихти з максимально можливим вмістом заліза, що дозволить зменшити витрату коксу, який є основним джерелом CO_2

Одним із способів збільшення вмісту заліза в шихті є використання окатишів з максимальною долею в шихті аж до 100%. Зокрема такі задачі вже ставлять і в Україні, наприклад, на КАМЕТ-СТАЛІ, та Арселор Міттал Кривий Ріг. При переході на роботу з підвищеною часткою окатишів зміняться і термодинамічні характеристики печі.

Отже постає питання в дослідженнях впливу підвищеного вмісту окатишів в шихті на технічні характеристики доменної печі: продуктивність, витрати твердого палива, вимоги до гарячого дуття, енергетичного балансу, стійкості основних елементів доменної печі (фурми, холодильні плити, кожух, завантажувальний пристрій), в цілому кампанії доменної печі.

Аналітичні дослідження показали, що для ефективного використання окатишів необхідно забезпечити: постійний контроль якості окатишів: стабільність якості, низьке

стирання, висока міцність (у тому числі і в гарячому стані); підбір умов завантаження, що забезпечують оптимальне розподілення матеріалів на колошнику (і постійний контроль радіального газорозподілу); вдосконалення системи охолодження доменної печі; застосування якісних вогнетривів, стійких по відношенню до шлаків та абразивної дії шихти; підвищення якості виготовлення (та встановлення) завантажувальних пристроїв; максимальне зближення основності окатишів та агломерату; зменшення коливань залізорудної сировини, особливо за основністю та вмістом Al_2O_3 та MgO ; робота на шлаках з підвищеним вмістом MgO .

Введення в шихту окатишів, особливо неофлюсованих, збільшує витрату тепла на дисоціацію карбонатів і знижує відновлювальний потенціал пічного газу при виділенні в потік діоксиду вуглецю. Велика частка окатишів у шихті створює проблеми з умовами утворення та стійкості гарнісажу в печі, збереження футерування шахти заплічників та горна, системи охолодження. Оптимальні величину частки окатишів у доменній шихті необхідно встановлювати, виходячи з конкретних технологічних та сировинних умов.

Список літератури:

1. В.А. Чеченєв, д.т.н. Крупногабаритні модулі шахт, що охолоджуються, доменних печей (конструкція, технологія виготовлення і монтажу, стійкість кожухів). Дніпропетровськ: Барвікс, 2011р.
2. С.Т. Пліскановськи, В.В. Полтавець. Устаткування та експлуатація доменних печей. Дніпропетровськ «Пороги»
3. В.Г. Литвиненко, В.Я. Дамрін, Т.А. Андрєєва, А.Л.Каневський, А.А. Слісаренко. Вплив доменного виробництва на викиди вуглецю діоксиду металургійними підприємствами.
4. Ulrika Leimalm. Doctoral Thesis. Interaction between Pellet Properties and Blast Furnace Operation. Lulea University of Technology. Department of Chemical Engineering and Geosciences Division of Extractive Metallurgy. Lulea. Sweden. 2010.
5. Ashish Agrawal, Dharm Jeet Gavel, Mahaboob Basha Shaik, Srinivas Dwarapudi & Indrajit Paul. Optimum Pellet Basicity Desirable for Blast Furnace Operation/ Journal of The Institution of Engineers (India): Series D. <https://link.springer.com/article/10.1007/s40033-021-00258-1>

Д.А. Терехов¹, О.М. Стоянов², М.В. Галушкін¹, Є.В. Синегін²

¹ПАТ «АрселорМіттал Кривий Ріг», м. Кривий Ріг

²Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ЗАПОВНЕННЯ 6-ТИ СТРУМКОВОГО ПРОМІЖНОГО КОВША РІДКИМ МЕТАЛОМ З ВИКОРИСТАННЯМ ПРОГРАМНОГО КОМПЛЕКСУ NOVAFLOW & SOLID CV 4.6R4

У різних галузях науки й техніки широко використовується метод математичного моделювання. Цей метод містить у собі розробку фізичних і математичних моделей, чисельних методів і програмного забезпечення, проведення чисельного експерименту із залученням засобів обчислювальної техніки (його результати аналізуються й використовуються в практичних цілях). В металургії переваги методу математичного моделювання очевидні: оптимізація розробки технології, скорочення витрат на відпрацювання, підвищення якості продукції, зменшення експлуатаційних витрат і т.д. Математичне моделювання істотно перетворить також сам характер наукових досліджень, встановлюючи нові форми взаємозв'язку між експериментальними й математичними методами.

Застосування математичного моделювання в металургії привело до появи великої кількості програмних пакетів, за допомогою яких більш-менш успішно вирішуються завдання, з якими металурги зіштовхуються в повсякденній практиці.

В основі математичної моделі лежать рівняння тепло- масо- переносу: рівняння теплопровідності, Нав'є-Стокса, дифузії, кінетичні рівняння фазових перетворень і т.д. Розрахункова область включає не тільки об'єм, що займає розплав, але також і формоутворююче середовище з різними граничними й початковими умовами.

В наш час знайшли використання і розповсюдження різноманітні програми для комп'ютерного моделювання ливарних процесів (MagmaSoft, ProCast, LVMFlow і інші). Програми для моделювання в основному відрізняються ступенем повноти факторів, що враховуються при моделюванні. Друге розходження пов'язане з методами одержання й рішення різницевих рівнянь: рівняння тепломасопереносу можуть бути записані в диференціальному або інтегральному виді. Якість програмного продукту можна оцінити лише порівнюючи результати промислових та експериментальних дослідів.

Дана робота присвячена моделюванню наповнення проміжного ковша МБЛЗ перед початком розливання низьковуглецевих марок сталі та кореляція основних гідродинамічних показників з фактичними даними, досягнутими на базі МБЛЗ №1 ПрАТ «АрселорМіттал Кривий Ріг».

Для моделювання процесу заповнення проміжного ковша важливими параметрами, які необхідно враховувати в першу чергу є:

- гідродинамічні фактори, що впливають на процес початку та перебігу процесу розливання на машині безперервного розливання заготовок (МБЛЗ);
- плин рідкого металу і живлення струмків;
- тепломасообміні процеси, які відбуваються в проміжному ковші.

Завдяки моделюванню можна зменшити кількість дослідницьких розливок рідкого металу та відпрацювати технологічні пропозиції щодо процесу розливання на МБЛЗ, використовуючи досвідне розливання на виробництві тільки для підтвердження концепції.

Для виконання моделювання процесу наповнення проміжного ковша МБЛЗ (рис.1) була створена 3D модель 6-ти струмкового проміжного ковша в масштабі (1:1).

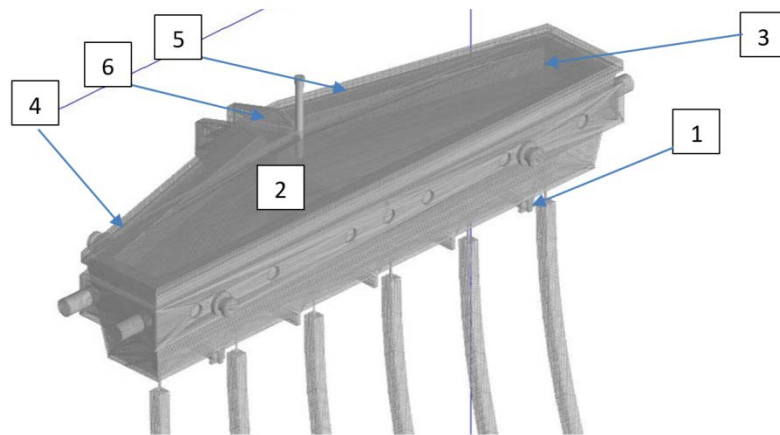


Рис.1. Розроблена 3D модель 6-ти струмкового проміжного ковша МБЛЗ: 1 - система гніздовий блок – стакан колектор (верхній та нижній); 2 – метало приймач; 3 - вогнетривкий шар; 4 – торкрет маса; 5 - кришка проміжного ковша (зображена умовно); 6 - захисна труба маніпулятора.

Для перевірки роботи розробленої 3D моделі проміжного ковша МБЛЗ було задано фактичні показники часу наповнення проміжного ковша у порівнянні з даними моделі (рис.2), порівняння моделей по наповненню проміжного ковша за умов відкриття на 18т та 6т (рис.3).

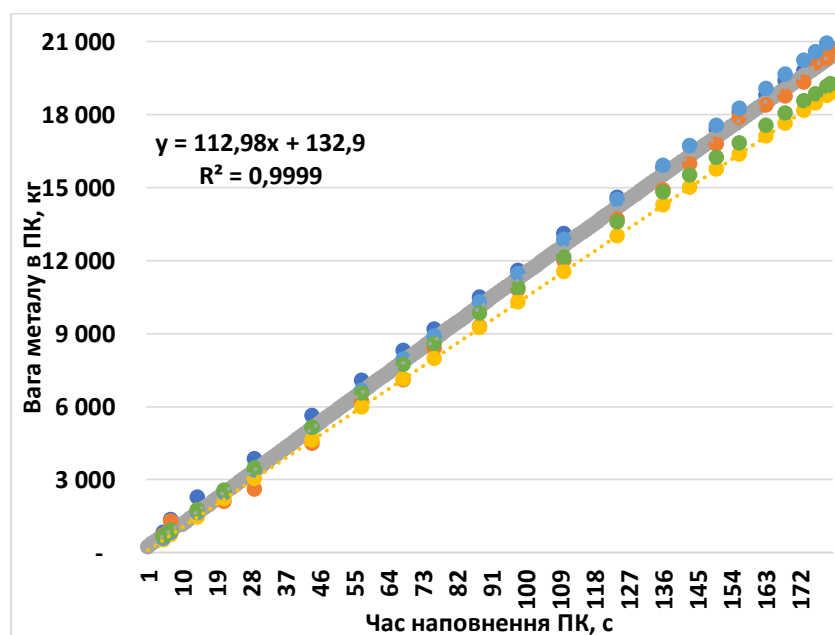


Рис.2. Порівняння фактичних даних по наповненню ПК з даними моделювання. Суцільна лінія – дані моделювання по наповненню ПК впродовж 3 хв. Крпки – дані отримані на фактичних серіях.

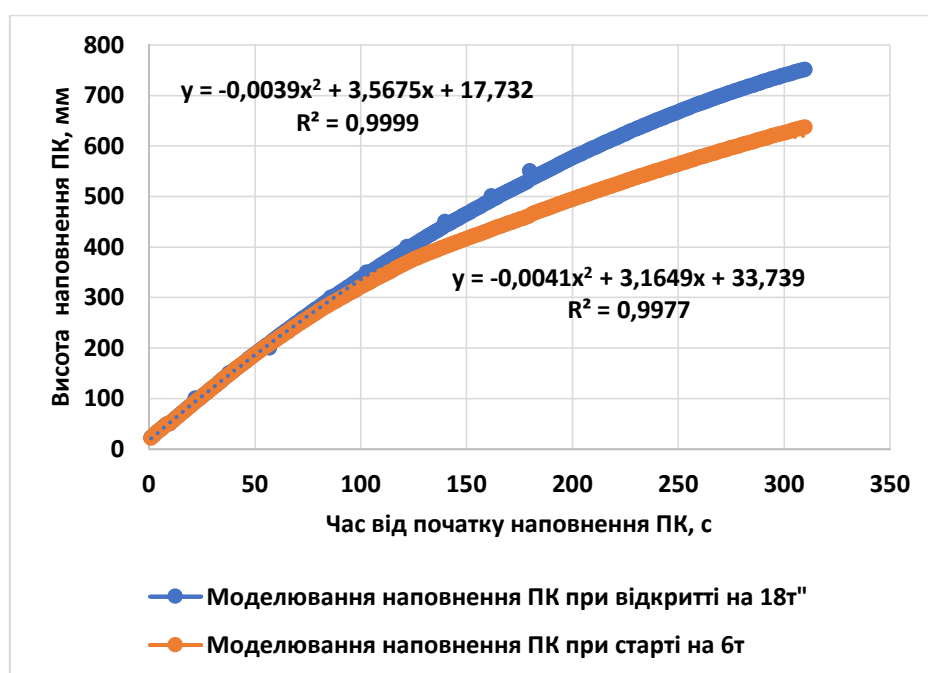


Рис.3. Порівняння фактичних даних по наповненню ПК з даними моделювання

З наведених на рис.3 даних помітна різниця у швидкості наповнення проміжного ковша металом, що є логічним при більш ранньому старті ніж за звичайною технологією. Розходження показників наповнення проміжного ковша починаються саме з часу коли в проміжному ковші знаходиться 6т.

Встановлено, що моделювання гідродинамічних процесів розливання сталі з

проміжного ковша з використанням програми NOVAFLOW & SOLID CV 4.6R4 можливо з високим ступенем кореляції теоретичним та фактичних даних. Наступним кроком планується відтворити моделювання процесу розливання рідкого металу на машині безперервного лиття заготовок з використанням програмного комплексу NOVAFLOW & SOLID CV 4.6R4.

УДК 669.18.046

Д.М. Тогобицька, А.І. Белькова, Д.О. Степаненко, А.В. Бочаров

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

МЕТОД ОЦІНКИ ЕФЕКТИВНОСТІ ДЕСУЛЬФУРАЦІЇ СТАЛІ НА УСТАНОВЦІ КІВШ-ПІЧ

Однією з важливих стадій виробництва високоякісної металопродукції є процес рафінування сталі. Надмірний вміст сірки в сталі призводить до погіршення її механічних характеристик, що вимагає додаткових операцій з її видалення. Особлива увага приділяється десульфурації сталі на установці ковш-піч (УКП), де застосовуються різні технології та методи задля досягнення оптимальних результатів, зокрема завдяки формуванню високоосновних та малозалізистих шлаків за вищої температури плавки. Для забезпечення десульфурації на практиці вводять добавки, що підвищують вміст СаО (флюси) та знижують його в'язкість (Al_2O_3 , CaF_2 , MnO та ін.)

У цьому дослідженні розглядається метод оцінки ефективності десульфурації сталі під час її доведення на установці ковш-піч з метою прийняття результативних технологічних рішень. Ефективність десульфурації сталі визначається багато в чому результатами фізико-хімічної взаємодії елементів системи "метал-шлак", яка по суті є спільним іонообмінним процесом. В Інституті чорної металургії аналіз цих процесів здійснюється з використанням методики фізико-хімічного моделювання складу та властивостей металургійних розплавів, яка реалізує концепцію спрямованого хімічного зв'язку за допомогою параметрів міжатомної взаємодії, що описують хімічний та структурний стан системи [1].

Для оцінки процесу десульфурації сталі проаналізовано структурні та зарядові характеристики розплавів за даними хімічного складу сталі до її обробки на УКП і після для різних марок та відповідних шлаків двох комбінатів України. В результаті вивчення

закономірностей розподілу сірки в залежності від хімічного складу розроблено метод, який включає обґрунтоване використання параметрів міжатомної взаємодії у розплавах як критеріїв оцінки ступеня завершеності іонообмінних процесів при рафінуванні сталі. Поряд з використанням інтегральних фізико-хімічних параметрів хімічного та зарядового стану металевих та шлакових розплавів (хімічний еквівалент складу металу $Z^Y(e)$ та шлаку $\Delta e(e)$, ефективний заряд елемента $Ze(e)$) виявлено ключову роль впливу параметра «перезарядки» сірки ΔZ_s на процес її міжфазного розподілу.

На рис. 1 показано залежність фактичного коефіцієнта розподілу сірки L_s досліджуваних марок сталі до її обробки на УКП від параметра «перезарядки» ΔZ_s . Найбільший ступінь парного зв'язку $\lg L_s = f(\Delta Z_s)$, оцінюваний за значенням коефіцієнту кореляції R^2 , виявлено для такої групи марок сталі (група 1): GR06m ($R^2=0,63$), SAE1006 ($R^2=0,37$), 480W ($R^2=0,36$), ШХ15 ($R^2=0,35$). Зворотний характер зв'язку зазначеної залежності для всіх марок сталі свідчить про те, що чим більшою є величина "перезарядки" під час переходу міжфазного кордону, тим нижчим є фактичний коефіцієнт розподілу сірки. Цей ефект істотного впливу параметра ΔZ_s на коефіцієнт розподілу сірки до обробки сталі на УКП свідчить про низький рівень розвитку процесу десульфурації під час киснево-конвертерної плавки, технологічні особливості якої націлені на інтенсивний розвиток процесу дефосфорації. Технологія доведення сталі на установці ківш-піч передбачає більш високі температури і введення розкислювачів, що приводить до підвищення ступеня і розвитку процесу десульфурації.

Значимість параметра «перезарядки» ΔZ_s як критерію оцінки завершеності фізико-хімічних іонообмінних процесів взаємодії в системі "метал-шлак" на різних етапах виплавки й доведення сталі було підтверджено внаслідок аналізу ступеня відхилення системи від рівноваги за сіркою. Для цього використано отриману за даними Куликова І.С. і Баптизмаського В.І. [2] залежність рівноважного коефіцієнта розподілу сірки від параметрів металевої (Z^Y) і шлакової системи (Δe і ρ)

$$\lg L_s^0 = 9,03 \cdot Z^Y + 18,53 \cdot \rho - 0,096 \cdot \Delta e - 24,27 \quad (1)$$

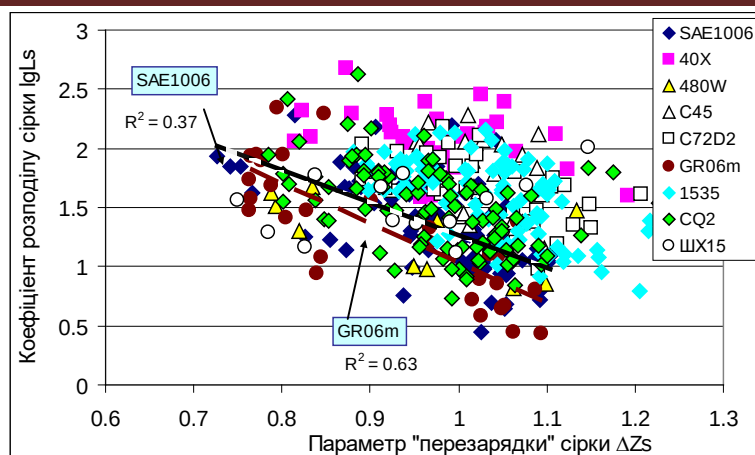


Рисунок 1 - Зв'язок коефіцієнта розподілу сірки з параметром її «перезарядки» до обробки сталі на УКП

Ця залежність дає змогу оцінити ступінь наближення системи «метал-шлак» до рівноваги за сіркою в реальних умовах плавки через відношення фактичного коефіцієнта розподілу сірки L_S до рівноважного L_S^0 : $\varepsilon_S = L_S / L_S^0 \cdot 100, \%$.

З аналізу процесу десульфурації випливає, що за сіркою система «метал-шлак» далека від рівноваги для всіх марок сталі. Найбільша різниця значень L_S та L_S^0 спостерігається для тих самих марок сталі групи 1, для яких виявлено найбільший ступінь зв'язку L_S з параметром «перезарядки» ΔZ_S , а саме, для сталей ШХ15 ($\varepsilon_S = 1/n \cdot \Sigma L_S / L_S^0 \cdot 100 = 45\%$), 480W ($\varepsilon_S = 46\%$), SAE1006 ($\varepsilon_S = 51\%$), GR06m ($\varepsilon_S = 52\%$) (рис. 2).

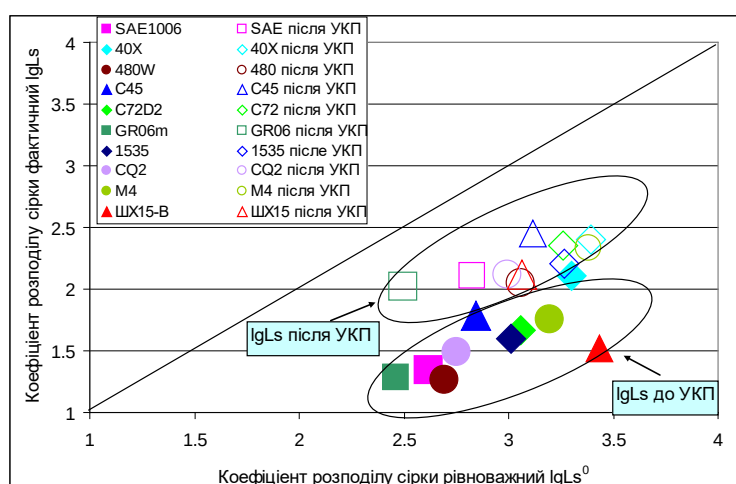


Рисунок 2 - Оцінка наближення фактичного коефіцієнта розподілу сірки до рівноважного по середнім їх значенням для різних марок сталі до та після її обробки на УКП

Отже, для зазначених марок сталі процес розподілу сірки в системі «метал-шлак» на етапі її доведення до УКП не вичерпав свій потенціал іонообмінної взаємодії, про що свідчать низькі значення ступеня досягнення до рівноваги показника ϵ_S , а також істотно значущий вплив параметра «перезарядки» ΔZ_S на коефіцієнт розподілу сірки. Аналіз даних процесу десульфурації на УКП для цих марок сталі пройшов найбільш ефективно, що підтверджують високі значення показника ϵ_S , розрахованого по даним кінцевого хімічного складу сталі після її обробки на УКП. Наприклад, для марки сталі GR06m $\epsilon_S=81\%$ (рис. 2), для сталі C45: $\epsilon_S=79\%$. До того ж найбільші значення різниці показника ϵ_S до обробки сталі на УКП і після УКП $\Delta\epsilon_S = \epsilon_{S\text{післяУКП}} - \epsilon_{S\text{доУКП}}$ виявлено для тієї ж 1-ї групи марок сталі: для GR06m $\Delta\epsilon_S=29\%$, ШХ15 $\Delta\epsilon_S=25\%$, SAE1006 $\Delta\epsilon_S=24\%$, 480W $\Delta\epsilon_S=21\%$ (рис. 3).

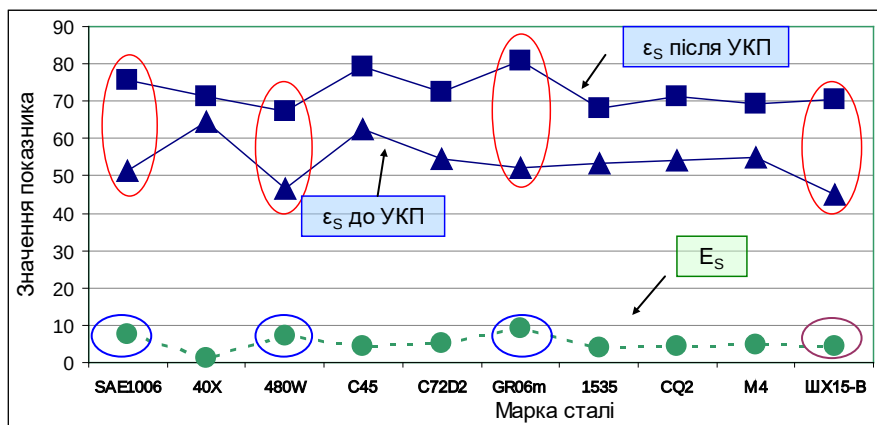


Рисунок 3 – Узгоджена зміна показників оцінки досягнення системи «метал-шлак» рівноваги по сірці $\epsilon_S = L_S / L_S^0 \cdot 100, \%$ (до та після обробки сталі на УКП) та ступеню завершення іонообмінних процесів $E_S = (L_S^K - L_S^H) / L_S^H$

Тобто для марок сталі групи 1 процес десульфурації на установці ківш-піч пройшов найефективніше з позиції перебігу іонообмінного процесу міжфазного розподілу сірки, що підтверджується високими значеннями показника $E_S = (L_S^K - L_S^H) / L_S^H$, де L_S^H, L_S^K - фактичні коефіцієнти розподілу сірки між металом і шлаком до і після доведення сталі на УКП. Чим вищі значення цього показника, тим інтенсивніше відбувалися фізико-хімічні процеси взаємодії компонент у системі «метал-шлак». Зокрема, високі значення показника E_S зафіксовано для марок сталі також 1-ї групи: GR06m $E_S= 9$ од.,

480W $E_S = 7$ од., SAE1006 $E_S = 8$ од. Слід зазначити, що десульфуруючий потенціал системи «метал-шлак» для марки сталі ШХ15 порівняно із зазначеними марками сталі був не до кінця вичерпаний, що підтверджує невисоке значення показника $E_S = 4$ од.

Таким чином, внаслідок аналізу ступеня відхилення системи від рівноваги за сіркою на етапі доведення сталі на УКП рекомендовано використання параметра ΔZ_S в якості критерію оцінки ступеня відхилення системи від рівноваги, що підтверджено узгодженою зміною параметру ΔZ_S та критерію оцінки досягнення системи «метал-шлак» рівноваги по сірці $\varepsilon_S = L_S / L_S^0 \cdot 100, \%$, а також показника ступеня завершення іонообмінних процесів $E_S = (L_S^K - L_S^H) / L_S^H$.

Запропонований метод дозволяє не тільки комплексно оцінити рівень завершеності процесу рафінування сталі за ступенем відхилення системи «метал-шлак» від рівноваги по сірці, але й закладає основу для розробки та застосування передових технологічних рішень.

Список літератури

1. Методика оцінки фізико-хімічної взаємодії в системі "метал-шлак" як кооперативного іонообмінного процесу під час рафінування сталі / Д. М. Тогобицька, А. І. Белькова, Д. О. Степаненко, І. Р. Поворотня, С. В. Греков // Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії. - 2023. - Вип. 37. - С. 271-286.

<https://doi.org/10.52150/2522-9117-2023-37-271-286>

2. Тогобицька Д.М. Банк даних «Металургія» - інформаційна основа прогнозування властивостей фізико-хімічних систем та їх розплавів / Д.М. Тогобицька, Д.О. Степаненко, А.І. Белькова, О.П. Петров, Ю.М. Ліхачов // Сучасні проблеми металургії. Наукові вісті. - 2021. - №24. - С. 140-148. <https://doi.org/10.34185/1991-7848.2021.01.14>

Д.М. Тогобицька, І.Р. Поворотня, О.В. Кукса, Н.Є. Ходотова

Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАНУ, м. Дніпро

ПРОГНОЗУВАННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ МЕТАЛУРГІЙНИХ РОЗПЛАВІВ НА ОСНОВІ КОНЦЕПЦІЇ СПРЯМОВАНОГО ХІМІЧНОГО ЗВ'ЯЗКУ

Багатопараметричність металургійних процесів, що викликано значною кількістю чинників, що їх регулюють (металургійний агрегат у якому здійснюються виплавка металу, температурні умови, фізичний стан, розмір, хімічний склад добавок та інші) унеможлиблює закладання їх усіх у структури аналітичних виразів. Запис аналітичних виразів для прогнозування фізико-хімічних, теплофізичних властивостей металургійних розплавів виражених сумою або різницею відсоткового вмісту кожного елементу (чи лише провідних) хімічного складу металургійного розплаву є недоцільним. Це ставить під сумнів адекватність математичного виразу через кількість задіяних аргументів, громіздкий структурний вигляд, спричиняє складність розрахунків та збільшується затрата часу на одержання результатів. Поряд з зазначеними сумнівами постає головне запитання до такого виразу - фізична та хімічна суть кожної змінної та чи здійснювалась оцінка інформативної вагомості параметрів.

Отже, доцільним є застосування процедури «згортки» і виявлення інтегральних показників, що мають вагомий вплив у результаті критичного аналізу даних. Аналіз металургійних розплавів (шлаків, металу, добавок, феросплавів та інших) з позицій концепції спрямованого хімічного зв'язку є шляхом для переходу від практично установленної багатопараметричності процесів виплавки до фізико-хімічної єдності системи та розширення прогнозних можливостей з метою інтеграції в металургійних системах АСНД та АСУТП сталеплавильних заводів.

Розроблена Приходько Е.В. концепція спрямованого хімічного зв'язку є унікальною і ґрунтується на відправних позиціях будови металургійних розплавів та основоположним постулатом якої є розгляд металевих розплавів, як складної багатокомпонентної хімічно єдиної системи, що описується параметрами міжатомної взаємодії: Z^Y – параметр зарядового стану системи, e ; d – середньозважена між'ядерна відстань, 10^{-1}нм ; ρ_i – спрямована зарядова щільність, е/нм ; $\text{tg}\alpha$ – константа для кожного елементу, яка характеризує градієнт зміни радіусу іона при зміні його заряду. При цьому значення параметрів міжатомної взаємодії згідно з концепцією спрямованого хімічного зв'язку не постулюється, а обчислюються як змінні, що залежать від складу розплаву.

«Згортка» хімічного складу в інтегральних параметрах здійснюється, як результат парної взаємодії всіх його компонент шляхом вирішення системи відповідних нелінійних рівнянь.

Особливість застосування такого підходу полягає у зменшенні параметричності моделей, врахуванню ролі кожного елементу навіть у малих долях та одержанню адекватних прогнозних виразів. З позиції концепції спрямованого хімічного зв'язку розглянуті металеві розплави рельсових, інструментальних, хромонікелевих сталей, алюмінієвих, магнієвих, жароміцних нікелевих сплавів з залученням інтегральних параметрів міжатомної взаємодії та розроблені аналітичні залежності для прогнозування їх основних фізико-хімічних властивостей (температури плавлення, кристалізації, в'язкості, щільності) $R^2 \geq 0.95$. Проведена експертна оцінка розроблених моделей у порівнянні з існуючими підходами та провідними спеціалізованими комп'ютерними програмами, що підтвердило їх стійкість та працездатність, а в деяких випадках показали значно кращі результати прогнозування.

З метою формування фізико-хімічних передумов для оцінки ефективності розподілу легуючих, рафінуючих та модифікуючих добавок розроблені оперативні моделі на основі експериментальних даних вітчизняних марок феросплавів (феромарганець, феросилікомарганець, феросиліцій, ферохром та інші) для прогнозування їх провідних фізико-хімічних та теплофізичних властивостей. На рис. 1 представлено фрагмент аналізу значимості параметрів міжатомної взаємодії з властивостями для об'єднаної вибірки даних, що представляє собою марганець металевий, феромарганець, феросилікомарганець та відповідні експериментальні значення. Саме температура плавлення добавок та теплота плавлення у значній мірі лімітують перебіг процесів міжфазних взаємодій поряд з іншими властивостями, адже ними закладається швидкість розплавлення добавки та можливий ступінь охолодження металу добавкою через її високі показники теплоти плавлення. В залежності від температури плавлення сталі є доцільним підбір феросплаву, адже при великій різниці температур процес взаємодії добавки з металевим розплавом буде значно уповільнюватись. Шлях до оптимізаційних рішень по зпрогнозованим властивостям феросплавів слід розглядати у контексті конкретної марки сталі з урахуванням особливостей її паспорту виплавки.

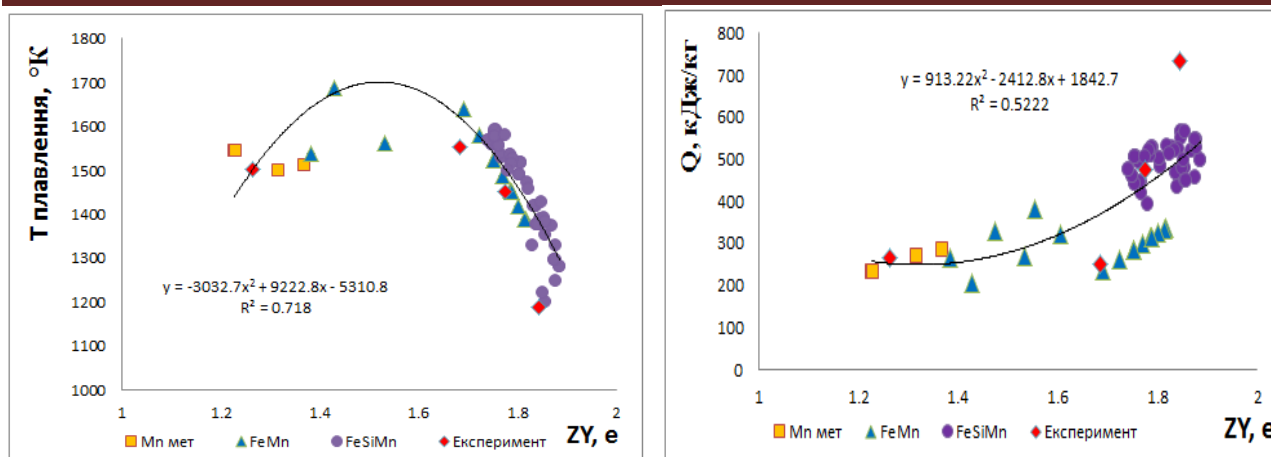


Рис. 1 – Залежності температури плавлення та теплоти плавлення від параметрів міжатомної взаємодії

Розроблений комплекс моделей виду: властивість = f (параметри міжатомної взаємодії), у подальшому сформує каркас алгоритмічного забезпечення, починаючи від початкового розплаву металу, добавок, шлаку і кінцевими продуктами плавки з оцінкою ефективності використання добавок, як функції залежності коефіцієнтів розподілу провідних елементів у системі «метал – шлак» з урахуванням конкретних технологічних умов виробництва і видачею рекомендацій щодо покращення керованості процесу.

УДК 669

О.Ю. Худяков¹, С.В. Ващенко¹, К.В. Баюл¹, М.М. Бойко², Н.В. Полякова²

¹ Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАНУ (ІЧМ), Дніпро

² Український державний університет науки і технологій, Дніпро

РОЗРОБКА УНІВЕРСАЛЬНОГО МЕТОДУ ПРОГНОЗУВАННЯ ЩІЛЬНОСТІ БРИКЕТІВ З МОНОКОМПОНЕНТНИХ ШИХТ

З використанням методу двофакторного дисперсійного аналізу (Two-Way ANOVA), виконане порівняння впливу дисперсності та природи речовини частинок сухого порошку на коефіцієнт інтенсивності його ущільнення α . Групу факторів, що відображують властивості речовини частинок порошку, представлено показником опору речовини руйнуванню (фактор А). Групу факторів, що відображують індивідуальні та

сукупні властивості частинок порошку, представлено показником крупності частинок (фактор *B*). Експерименти проведено у відповідності до плану ПФЕ 2², фактори варіювалися згідно з табл. 1.

Таблиця 1

Фактори експерименту та рівні варіювання

№	Фактор	Якісна характеристика		Кількісна характеристика		Кодована форма	
		min	max	min	max	min	max
1	<i>A</i>	Матеріал м'який та крихкий	Матеріал твердий та міцний	$HM=2-3$, $\sigma_{cm}=4-7$ МПа	$HM=5-6$, $\sigma_{cm}=20-25$ МПа	<i>A1</i>	<i>A2</i>
2	<i>B</i>	Дрібні частки	Крупні частки	0-0,25 мм	0,25-3 мм	<i>B1</i>	<i>B2</i>

Проведеним дисперсійним аналізом встановлено, що властивості речовини часток впливають на ущільнюваність порошку набагато сильніше, ніж його фракційний склад, що підтверджується розрахунком питомої ваги впливу факторів ($\eta_A = 93,37\%$ проти $\eta_B = 4,175\%$) та аналізом середніх значень признаку на різних рівнях факторів і їх комбінацій (див. рис. 1). Отже, вплив фактору крупності часток при дослідженні ущільнюваності порошків в умовах, наближених до умов даного дослідження (крупності великих та дрібних часток відрізняються не більше, ніж на один порядок; частинки переважно знаходяться поза межами субмікронного масштабу) допустимо не розглядати.

Наступним кореляційним аналізом експериментальних показників ущільнюваності порошків з порошків хімічних елементів з *s, p, d, f* - блоків Періодичної таблиці та фізичних і механічних властивостей цих елементів (температурою плавлення, теплою сублімації, модулями Юнга, сдвигу, твердістю та ін.), встановлено наявність майже функціонального зв'язку між мікротвердістю речовини *Hmk* та коефіцієнтом резистентності *1/a* порошку з означеної речовини (див. рис. 2).

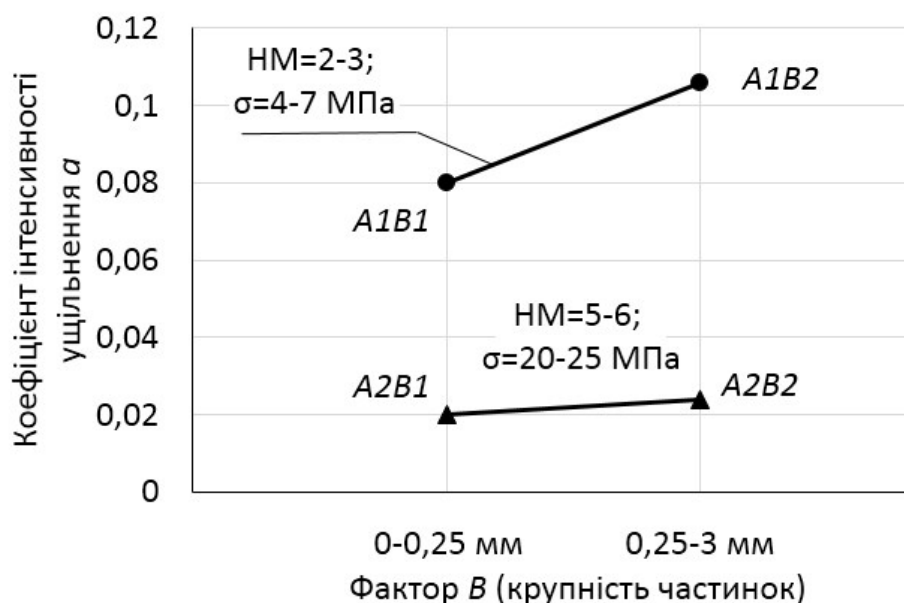


Рисунок 1. Вплив природи речовини часток та їх крупності на ущільнюваність порошку

Однак, зважаючи на те, що коло мінералів з експериментально визначеною мікротвердістю є доволі обмеженим, для розробки універсального методу прогнозу щільності, використано відому формулу залежності між мікро-твердістю Hmk та твердістю за мінералогічною шкалою Мооса HM :

$$HM = 0,7 \sqrt[3]{Hmk}. \quad (1)$$

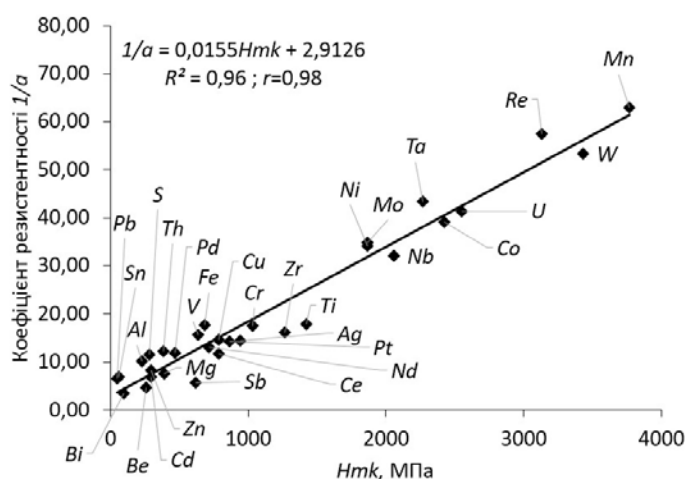


Рисунок 2. Зв'язок мікротвердості частинок та коефіцієнта резистентності порошку

З використанням розробленого авторами раніше рівняння пресування [1], кореляційної залежності $1/a=f(Hmk)$ та рівняння (1), отримано наступну залежність:

$$D = \sqrt{1 - \frac{1-D_0^2}{\exp\left(\frac{\sqrt{P}}{0,46HM^3+2,37}\right)}}, \quad (2)$$

де D , D_0 – відносна щільність пресовки та щільність шихти у насипному стані, відповідно; P – тиск пресування, МПа.

Формула (2) дозволяє прогнозувати щільність пресовок в залежності від тиску, за умови, що заздалегідь відомі насипна щільність порошку та мінералогічна твердість його частинок.

Список літератури

1. Khudyakov A.Yu. Studying the Compressibility of Ground Metallurgical Raw Materials / Khudyakov A.Yu., S.V. Vashchenko, Baiul K.V. et al.// Powder Metall Met Ceram – 2023- Vol. 61, Nos. 11-12 – p. 754–765

УДК 669.184.244.66

А.Г. Чернятевич¹, Є.М. Сігарьов², Л.С. Молчанов¹, А.А. Похвалітий², Д.С. Кондрашенков²

¹Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України (ІЧМ), Дніпро

²Дніпровський державний технічний університет (ДДТУ), Кам'янське

УСТАНОВКА ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО МОДЕЛЮВАННЯ НАГРІВУ МЕТАЛЕВОГО БРУХТУ В КОНВЕРТЕРІ

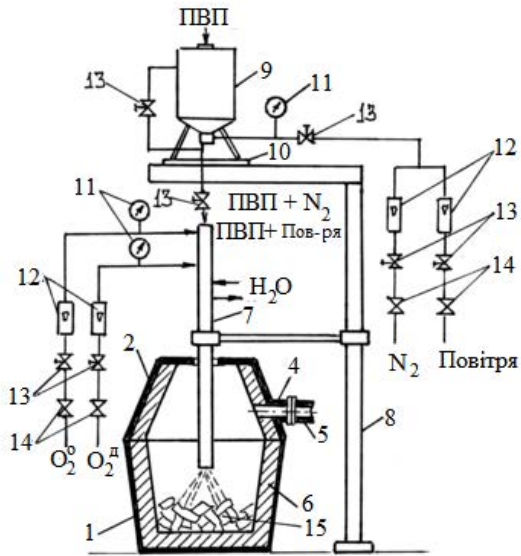
Завдання високотемпературного моделювання нагріву металевих брухтів вирішували із застосуванням багатоцільової установки (рис.1), змонтованої на базі 80-кг конвертера, виготовленого в масштабі 1:18 щодо 160-т промислового агрегату.

Конвертер 1 оснащено знімною горловиною 2, що має оглядове вікно 3 з кришкою і патрубком 4 евакуації відхідних газів і пилу, який з'єднується з метало шланговим рукавом. Футеровка 6 конвертера виконана шляхом набивання по шаблонах з обпа-

леного магнезійного порошку зі зв'язкою на рідкому склі. Зменшення тепловтрат досягається застосуванням шару каолінової вати і листового азбесту, покладених між кожухом і футеровкою конвертера.



а



б

Рис. Вид (а) і схема (б) установки высокотемпературного моделювання:

1- корпус конвертера; 2- знімна горловина; 3- оглядове вікно; 4- патрубок евакуації відхідних газів і пилу; 5- метало шланговий рукав, 6- футеровка конвертера; 7- фурма для нагріву металевого брухту; 8- пристрій для закріплення і переміщення фурми; 9-живильник пиловугільного палива; 10- лабораторні ваги ТВЕ-120-5; 11-манометри; 12- ротаметри; 13 – регулювальні вентилі; 14 – відсічні вентилі; 15 – металевий брухт.

До складу установки входять різні конструкції фурм 7 для нагріву металевого брухту з використанням кускового вугілля і пиловугільного палива (ПВП); пристрій 8 для закріплення і переміщення цих фурм; живильник 9 пиловугільного палива, встановлений на лабораторних вагах 10 марки ТВЕ-120-5; обладнання для подачі до конвертера кисню, азоту, компресорного повітря і води; контрольно-вимірювальна й регулююча апаратура. Живлення конвертера киснем і азотом від рамп із балонами, повітрям від компресора, які розміщені в спеціальному приміщенні, здійснюється через газові магістралі, обладнані манометрами 11 і ротаметрами 12 для контролю тиску і витрат газів, регульовальними 13 та відсічними 14 вентиллями. У випадку дослідження нагріву металевого брухту кусковим вугіллем з подачею останнього під кисневі струмені використані як класична конструкція кисневої фурми з 4-х сопловою головою, так і

спеціальна двоярусна фурма, що містить 4-х соплову головку та верхній 8-ми сопловий блок з незалежним регульованим підведенням основного (O_2^0) та додаткового (O_2^d) кисню на групи сопел відповідно. Для нагріву металевого брухту з використанням ПВП використана спеціальна конструкція паливно-кисневої фурми, що містить головку з 3-ма соплами типу «труба в трубі» для подавання пиловугільного палива в потоці азоту або повітря в кільцевій кисневій оболонці.

Випал і розігрів футеровки конвертера перед нагрівом металевого брухту здійснюється шляхом спалювання завантаженого в конвертер коксу з вдуванням в порожнину останнього компресорного повітря за допомогою кисневої або паливно-кисневої фурми при закритому кришкою оглядовому вікні. Відведення димових газів, що утворюються в ході розігріву футеровки, так і нагріву металевого брухту проводиться через металошланговий рукав, з'єднаний із димососом ВДД–11 і димовідвідною трубою.

Експрес-контроль температури поверхні футеровки конвертера під час розігріву останньої, а також температури нагріву металевого брухту у діапазоні від 800 до 2000 °С здійснюється за допомогою переносного пірометра часткового випромінювання «Смотрич-5ПО2». Спостереження за перебігом нагріву металевого брухту, процесами горіння кускового вугілля та допалювання відхідних газів, діяння кисневих та паливно-кисневих струменів на поверхню металобрухту, безпосереднє формування паливно-кисневих струменів здійснюється через оглядове вікно з фіксацією відеокамерою САСІО ES-FH25 (30-1000 к/с).

УДК 669.84.244.66

А.Г. Чернятевич¹, Є.М. Сігарьов², Л.С. Молчанов¹, А.А. Похвалітій², Д.С. Кондрашенков², О.А. Чубіна²

¹Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України (ІЧМ), м. Дніпро

²Дніпровський державний технічний університет (ДДТУ), м. Кам'янське

ВІДЕОФІКСАЦІЯ ФІЗИКО-ХІМІЧНИХ ПРОЦЕСІВ В ПОРОЖНИНІ КОНВЕРТЕРА ПІД ЧАС НАГРІВУ МЕТАЛЕВОГО БРУХТУ

Одним із менш простих і затратних способів покращення теплового балансу конвертерної плавки і, відповідно, зниження за рахунок цього витрати рідкого чавуну є попередній нагрів металевого брухту шляхом спалювання кускового вугілля в потоці

кисню, що подається через верхню кисневу фурму. Для нагріву металобрухту переваги має газове кускове вугілля з підвищеним вмістом летучих C_mH_n , так як воно швидко запалюється та більш повно згорає за відносно короткий час. При цьому важливо розробити технологічні прийоми, що забезпечать рівномірність спалювання кускового вугілля і нагріву металевих брухт без локалізованого його перегрівання і оплавлення зі створенням рідкої складової, щоб зменшити знос футеровки та забезпечити небезпечне заливання чавуну в конвертер.

Для дослідження особливостей запалювання і горіння кускового газоподібного вугілля, процесу нагрівання металевих брухт при завантаженні вугілля як на поверхню металобрухту, так і по ходу верхньої подачі кисню використали 80-кг конвертер. Розігрів футеровки конвертера до температури поверхні $850-900^{\circ}C$ забезпечували спалюванням завантаженого коксу при подаванні компресорного повітря через верхню кисневу фурму. Після завантаження металобрухту в конвертер здійснювали подачу вугілля (хімічного складу: 72 % C, 3,0 % S, 1,4 % води, 3,6 % золи, 20,0 % летучих) і фракції 15-25 мм таким чином, щоб значна його маса (70-80 %) зосереджувалась на поверхні і в шарі металевих брухт, залишкова частина – в контакт з вогнетривкою футеровкою. При цьому використовували металобрухт як легковагий, так і ваговитий зі зменшеними розмірами шматків у відповідності зі зменшеним об'ємом робочого простору 80-кг конвертера.

В першій серії експериментів по закінченню завантаження в конвертер металобрухту і вугілля останнє розпалювали за рахунок подавання кисню через звичайну кисневу фурму, що містить у головці 4 сопла Лавалю критичного діаметра ($d_{кр}$) 1,7 мм, розташовані по колу під кутом (α) 15° до вертикалі. Подачу кисню здійснювали спочатку з витратою 0,10-0,12 м³/хв., забезпечуючи запалення та подальше горіння вугілля, а потім інтенсивність дуття підвищували до 0,15-0,20 м³/хв.

Процес нагріву металевих брухт, у тому числі з утворенням рідкої складової, фіксували відео камерою CASIO ES-FH25, замірювали температуру поверхні металобрухту і футеровки конвертера переносним пірометром «Смотрич-5ПО2».

Як відомо, процес горіння твердого палива розділяється на наступні стадії: підігрів і підсушка палива; процес пірогенного розкладання з виділенням летучих C_mH_n і утворення коксового залишку; горіння летучих; горіння коксового залишку. При контакті вугілля з розігрітою футеровкою конвертера інтенсивного виділення газових складових C_mH_n , що сприяло би швидкому займанню всієї маси вугілля і регулюванню його

горіння інтенсивністю подавання кисню не спостерігалось, оскільки процесу пірогенного розкладання з виділенням летучих C_mH_n передував період підігріву і підсушки палива.

По закінченню 20-30 с. після подавання кисню через 4-х соплову фурму отримували розвиток процес виділення газових складових вугілля, залучення незначного об'єму C_mH_n в кисневій струмені з утворюванням окислювальних факелів горіння C_mH_n , що впливають на обмежену поверхню завантаженого металобрухту і вугілля. Це сприяло більш інтенсивному розвитку горіння вугілля в кисневій атмосфері винятково в межах підфурменої зони з подальшим периферійним розповсюдженням фронту горіння до стін конвертера з втратою значної частини кисню у відбитих від поверхні металевих брухту струменів в газову фазу. В цілому, завдяки регулюванню інтенсивності подачі кисню протягом 4-6 хв. забезпечувався стійкий підігрів шматків металевих брухту до температури 850-870 °С без виникнення центральної зони проплавлення останнього з утворенням окисленого шлакометалевого розплаву.

Недостатня ефективність традиційної технології спалювання кускового газового вугілля і нагріву металобрухту з використанням звичайної 4-х соплової фурми підтвердилась експериментами під час нагріву металобрухту кусковим газовим вугіллям з подачею групи надзвукових і групи звукових кисневих струменів, що формуються 4-ма соплами Лаваля ($d_{кр}=1,7$ мм, $d_{вих}=2,5$ мм, $\alpha_1=15^\circ$) головки та 8-ма циліндричними соплами ($d_{ц}=1,0$ мм, $\alpha_2=45^\circ$, $H_я=105$ мм) верхнього соплового блоку із забезпеченням незалежного регульованого подавання основного (O_2^0) і додаткового ($O_2^д$) потоків кисню через двоярусну фурму (рис.1). В цих експериментах зафіксовано створення факелів допалювання горючих складових (C_mH_n , CO) відхідних газів за рахунок кисневих струменів, що витікали із сопел верхнього ярусу (рис. 2).

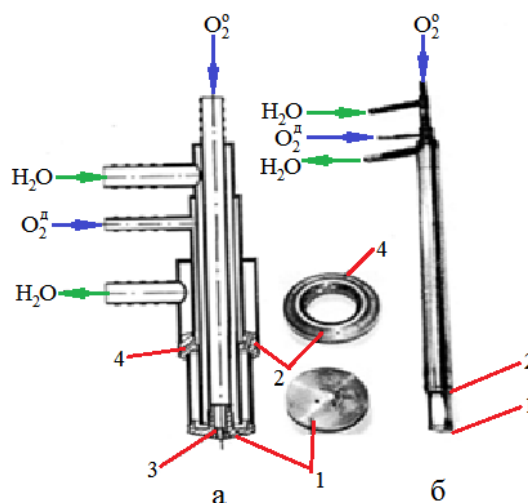


Рис. 1 - Схема (а) та вид (б) двоярусної кисневої фурми: головка; 2- верхній сопловий блок; 3- сопла Лаваля; 4- циліндричні сопла

Нагрів підготовленого металевго брукту із-за його неоднорідності (ваговитий, легковагий) відбувався також нерівномірно при порційних присадках кускового вугілля по ходу подачі кисню, що зв'язано з обмеженою можливістю розосередження присадок вугілля і вогнищ горіння останнього у шарі лому.

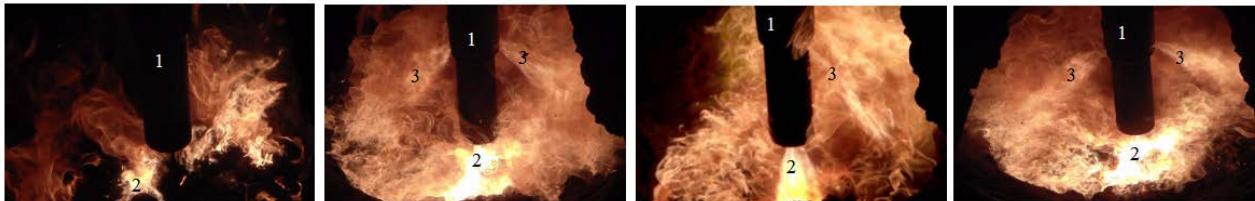


Рис. 2 - Нагрівання металобрухту з використанням двоярусної кисневої фурми та кускового газового вугілля: 1 - двоярусна киснева фурма; 2- окислювальні факели взаємодії надзвукових кисневих струменів з обмеженою поверхнею завантаженого металобрухту і вугілля.; 3- факели допалювання (C_mH_n , CO) відхідних газів звуковими кисневими струменями верхнього ярусу

Для нагріву металевго брукту з використанням пиловугільного палива (ПВП) була розроблена і виготовлена спеціальна конструкція лабораторної паливно-кисневої фурми (рис. 3), що містить головку з 3-ма соплами типу «труба в трубі», розташованими під кутом 10° до вертикалі. Подавання ПВП з витратою 0,4-0,5 кг/хв. в потоці азоту або повітря ($0,15-0,20 \text{ м}^3/\text{хв.}$) здійснювалось через центральні циліндричні сопла діаметром 3,0 мм, а кисню з витратою ($0,25-0,39 \text{ м}^3/\text{хв.}$) по кільцевим 2 мм щілинам між трубами.

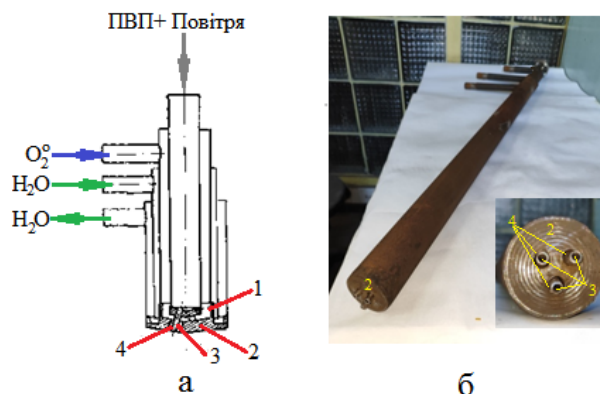


Рис. 3 - Схема (а) та вид (б) паливно-кисневої фурми: паливний розподільник; 2- головка; 3- паливні сопла; 4- кисневі сопла

Спочатку вдування (рис. 4) частинки вугляного пилу нагріваються до температури запалювання. Це відбувається за рахунок теплопередачі випромінюванням від нагрітої футеровки конвертера. На першому етапі (рис. 4, а,б) нагріваються крайові області струменю вугляного пилу із-за недостатнього перемішування з киснем кільцевої оболонки. В подальшому з підвищенням температури горіння формуються високотемпературні (до 2000 °С) факели (рис. 4, в,г), що діють на поверхню металевго брухту.



Рис.4- Характер поширення паливно-кисневих струменів під час нагріву металобрухту:

1- головка фурми; 2- струмінь вугляного пилу; 3- факел горіння пиловугільного палива.

Були встановлені наступні особливості нагріву металевго брухту з використанням пиловугільного палива:

- при спалюванні вугляного пилу в кільцевій кисневій оболонці у зв'язку з величезною сумарною поверхнею вугляних частинок основна маса летучих не встигає виділитися до початку займання частинок і вуглець горить з тією же швидкістю, що і летучі. Це сприяє формуванню високотемпературних з великою світністю факелів для нагріву металевго брухту;

- коефіцієнт використання кисню, що вдувається, і пиловугільного палива істотно вище, чим при використанні кускового вугілля протягом нагріву будь-якої тривалості, що обумовлено більшою світністю створюваних факелів;

- скорочується час нагріву до заданої температури поверхні металевго брухту із запобіганням виникнення рідкої складової.

М.В. Ягольник, В.В. Бочка, О.О. Ремесло, К.В. Шмат, М.О. Фурсов

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ БРИКЕТУВАННЯ ТЕХНОГЕННИХ МЕТАЛУРГІЙНИХ ВІДХОДІВ

Окускування пилюватих залізних руд і тонких концентратів перед доменною плавкою дозволяє істотно поліпшити техніко-економічні показники роботи доменних печей, збільшити їх продуктивність. Значні капітальні витрати на будівництво фабрик окускування рудної сировини і витрати на їх експлуатацію порівняно швидко компенсуються економією коксу і зростанням виплавки чавуну на заздалегідь окускованій сировині [1].

Одним з варіантів окускування відходів та побічних продуктів металургійних підприємств є виробництво безобпалювальної сировини, наприклад брикетів. Виробництво брикетів з відходів металургійних підприємств є одним з найбільш актуальних напрямків підготовки сировини для металургійних переділів у наш час [2].

Брикети на цементній зв'язці, що містять залізо, які виготовляються з дрібнодисперсних техногенних матеріалів (окалина, колошникового пилю, шламів) повинні мати високу холодну міцність та протидіяти навантаженням, що виникають при відновлювально-тепловій обробці. Для досягнення цієї мети технології виробництва брикетів постійно удосконалюються [3].

У даній роботі розглянуті різні фактори, що впливають на процес брикетування. Визначено фактори, які чинять максимальний вплив на процес зміцнення брикетів: витрата цементу, вологість шихти, розмір брикету, параметри роботи установки для виробництва брикетів.

На рис. 1 представлена схема з виробництва брикетів методом вібропресування. Однак багато аспектів даної технології залишаються маловивчені. Найбільший вплив на якість брикетів за літературними даними мають витрата цементу, вологість шихти та параметри роботи установки для виробництва брикетів.

У зв'язку з цим були поставлені завдання відпрацювати технологію процесу отримання брикетів методом вібропресування із суміші шламів і визначити оптимальні значення факторів брикетування для лабораторних умов.



Рис.1 - Принципова технологічна схема виробництва брикетів методом вібропресування

Для вирішення поставленого завдання був розроблений і реалізований 3-х факторний план експерименту Боксу-Бенкіна. В якості параметру оптимізації обрали міцність брикетів. В якості остаточних факторів (після відсіву) були використані: витрата цементу - X_1 , вологість шихти - X_2 , тривалість брикетування - X_3 .

Вологість шихти варіювалась від 25 до 30 %. Час вібропресування з урахуванням попередніх досліджень та даних з літератури складав в залежності від номера досліді по плану експерименту відповідно 5, 10 та 15 хв.

Брикет виготовляли на лабораторному вібромайданчику СЖМ-435А в прес-формі з циліндричними комірками. Брикет витримувались 28 дібу та досліджувались на міцність, також вимірювалась висота на 1, 7, 14, 21, 28 добу. Кожен брикет піддався дослідженню опору на стиснення. Дослідження проводили на «розривній машині Р-0,5».

Основний висновок який можна зробити при аналізі цих даних. Чим більше вологість шихти, тим більше матеріалу вміщується у прес-форму. Так при вологості шихти 25 % (досліди № 2, 4, 11, 12) в середньому у прес-форму завантажено шихти 656 г, при вологості 27,5 % (досліди № 5, 6, 7, 8, 13) – 754 г, при вологості 30 % (досліди № 1, 3, 9, 10) – 830 г.

Усадка шихти, яка в подальшому формує висоту брикетів оберненопропорційно залежить від вологості шихти. Так при вологості шихти 25 % усадка була в межах 16-32 мм, при 27,5 % - 14-25 мм, а при 30 % - 8-25 мм. Тобто чим більше вологість, тим більше матеріалу вміщує прес-форма, тим менша усадка.

При вологості шихти 25 % середня висота брикетів знаходиться в межах 24,0-29,4 мм, при 27,5 % - 27,6-37,1 мм, а при 30 % - 33,0-39,0 мм. Тобто чим більше вологість, тим більше матеріалу вміщує прес-форма, тим більша висота брикетів.

По результатам досліджень отримано поліном який описує залежність міцності брикетів від обраних факторів. Аналіз отриманої математичної моделі свідчить, що максимально вигідними, з точки зору міцності брикетів, є наступні значення досліджуваних факторів:

- середня (10%) витрата цементу;
- близька до середньої вологість шихти (25-27%);
- середня (10 хв.) тривалість брикетування.

Враховуючи всі плюси та мінуси виробництва безвипалювальних брикетів зі шламів головним плюсом, що переважає всі мінуси, є екологічний - утилізуючи відходи металургійних підприємств, ми дбаємо про навколишнє середовище – зберігаємо ресурси, очищуємо територію зайняту шламами і таким чином покращуємо екологічну обстановку.

Список літератури

1. Бережний М.М., Мовчан В.П. Збагачення та окискування сировини. Дніпропетровськ. – Вежа, 2000. – 365 с.
2. Шатоха В.И., Пинчук С.И. Вторичные ресурсы металлургии. Днепропетровск: РИА «Днепр-VAL», 2009. – 338 с.
3. Исследование прочности брикетов из прокатной окалины на цементной связке / Ковалев Д.А., Поповская А.П., Ягольник М.В. // Наукові вісті. Сучасні проблеми металургії. – Днепропетровск, 2010. - Выпуск 12. - С. 100-107.

UDC 621.74.045

A.T.Mamedov¹, N.Sh.Ismailov², A.I.Babaev¹, M.Ch.Guseinov¹, İ.A.Aliyev¹

¹Azerbaijan Technical University, Baku

²Azerbaijan State Marine Academy, Baku

nizism@mail.ru

STATE AND DEVELOPMENT TRENDS OF METALLURGY IN AZERBAIJAN

The state and trends in the development of metallurgy in Azerbaijan are considered in the context of the possibility of using products of domestic metallurgical enterprises in various industries. It is shown that currently the products of domestic metallurgical enterprises mainly satisfy the needs of the construction industry.

Large enterprises of the oil and gas and petrochemical industries, shipbuilding and ship repair industries operate in Azerbaijan, and their needs for metal products are enormous. Therefore, providing these industries with domestic metal products in the conditions of fierce competition in a market economy is an urgent scientific and technical task.

Currently, there are potential opportunities for the development of metallurgy in Azerbaijan. The creation of a modern material and technical base and the achievements of the metallurgical industry of Azerbaijan are associated with the name of the National Leader Heydar Aliyev. It was under his leadership that the largest metallurgical plant in Transcaucasia, Baku Steel Company, was put into operation for the production of construction fittings.

The plant operates using the technology of secondary processing of metallurgical waste with a duplex process. Metal smelting is carried out in 60-ton Siemens electric arc furnaces by processing liquid metal in a ladle furnace followed by continuous casting. Currently, the plant produces about 0.7-0.8 million tons of steel, more than 40 types of the plant's products are exported [1,2].

By order of the President of the Republic of Azerbaijan, Mr. İlham Aliyev, the Azerbaijan Metallurgical Complex was created, which includes the Dashkesan mining and processing plant and a plant for the production of 1.0 million tons of steel in Ganja. Currently, aluminum factories producing various high-quality metallurgical products are successfully operating in Ganja and Sumgait. In Sumgayit and the regions of the republic, chemical-technological and

innovative industrial parks and a number of factories producing products from ferrous and non-ferrous metals have been built and operate.

All new factories are equipped with the most modern equipment with numerical control, the technological processes of which are fully automated and mechanized. Despite all these successes in the metallurgical industry of the republic, there are a number of problems, the solution of which can accelerate the introduction of innovative technologies and increase the share of the metallurgical industry in the national industry [3,4].

Currently, the flagship of Azerbaijan metallurgy, Baku Steel Company CJSC, is successfully introducing the technology of continuous casting of billets to produce slabs and blooms. The slabs are used for the production of long products and sheets, and the blooms are used to roll pipes for various purposes, mainly for the oil and gas industry.

However, delays in the introduction of innovative processes in steel smelting often lead to the release of substandard products. Analysis of defective products shows that they contain defects, mainly of a metallurgical nature, associated with the lack of selective selection of mines, poor-quality out-of-furnace processing of liquid steel, and the use of open casting of steel in crystal machine tallizer.

Innovative technologies are slowly being applied in the smelting and casting of electrical steel, which are based on the introduction of physical methods of influencing liquid metal: electromagnetic stirring, vibration processing of metal in a crystallizer, ladle vacuum. roving, injection methods of metallurgy, etc.

Currently, a team of metallurgists in the Republic of Azerbaijan is working on the introduction of modern technologies in electric steel melting, which will allow us to reach a high level of product quality management [5-8].

In this context, it is important to note the need to expand the range of metal products produced by domestic enterprises to meet the needs of shipbuilding and ship repair enterprises. At the same time, it is necessary to expand the rolling production of metallurgical enterprises to produce sheets and billets for various purposes for the needs of construction and repair of ships.

The non-ferrous metallurgy of our country, especially the aluminum industry, has a good raw material, material and technical base, and industry enterprises produce high-quality products for the country's energy complex. The time has come to expand the range of products made from non-ferrous metals for shipbuilding and ship repair.

It is known that a wide range of products made of ferrous and non-ferrous metals is used in water transport. These are sheets, pipes, bent and pressed blanks for hull structures

and ship systems, as well as pipelines, interior decoration and heat exchangers used in the construction and repair of ships and ships.

Therefore, in this direction, our metallurgists face serious tasks to meet the needs of the domestic industry. Solving the assigned tasks on our own will allow us to reduce the cost of metallurgical products and limit the industry's dependence on foreign supplies in a tough market economy.

Thus, for a comprehensive solution to this problem, it is necessary to develop and implement a State Program that provides for the accelerated development of metallurgy in Azerbaijan. A special place must be given to the production of products from modern metal composite materials.

When developing the State Program, we recommend providing for immediate solutions to the following organizational and technical tasks:

1. It is necessary to create non-metal-intensive metallurgical products and establish the production of special alloys. To satisfy the republic's needs for various tools, master the production of hard alloys and superhard materials.

2. Create the production of light and durable composite and ceramic materials using injection molding technologies. To reconstruct the foundries and workshops of the republic using special types of casting to increase the productivity and quality of castings.

3. To meet the needs of aluminum smelters, create technological processes that ensure an increase in the quality of alunite ore. Create a special independent organization engaged in the research and implementation of nanomaterials and functional coatings.

4. Construct a plant for the production of powder materials and products made from them to meet the needs of the republic. Create a special scientific and technological center dealing with the problems of the metallurgical industry.

5. In connection with the accelerated development of the gold mining industry, the Azerbaijan Technical University will admit students in the specialty "Jewelry." To develop a technology for the synthesis of nano-sized aluminides, borides and hard alloys.

Thus, solving the above problems will make it possible to obtain a real technical and economic effect, accelerate the introduction of innovative metallurgical technologies and promote the development of metallurgy in the country. The introduction of innovative technologies in the above areas of the metallurgical industry in Azerbaijan will help meet the country's rapidly growing needs for metal products. It is necessary to implement the adoption of a state program to realize the real potential of the metallurgical industry of Azerbaijan.

This work was carried out with the financial support of the Azerbaijan Science Foundation - Grant No. AEF-MCG-2023-1(43)-13/01/1-M-01

Literature

1. Тополов В.Л., Рахманов С.Р., Мамедов А.Т., Азимов А.А., Исмаилов Н.Ш., Гусейнов М.Ч., Гулиев Ф.Т. Основы технической эксплуатации металлургического оборудования. Том 4, часть 4. Устройство и эксплуатация основного оборудования сталеплавильных цехов. Баку-Днепр, АзТУ-НМЕТАУ, 2022, 694 с.
2. Шахов С.И., Смоляков А.С., Егармин Е.В., Керимов Р.И. Реконструкция действующей сортовой МНЛЗ «Baku Steel Company» с целью литья круглых заготовок для нужд трубной промышленности // Сб. трудов XIV Конгресса сталеплавильщиков // Журнал Электросталь, с. 516-520.
3. Kerimov R.İ. Improving steel metting intensity on the process of electro-smelting from waste and pellets (HBI). Eastern-europen journal of enterprise tech nologies. ISSN 1729-3774-3/1(99), p. 35-42.
4. Керимов Р.И., Шахов С.И. Усовершенствование встроенного электромагнитного перемешивания в кристаллизаторе блюмовых МНЛЗ // Черная металлургия, Москва, 2019, № 2, с. 57-62.
5. Kərimov R.İ. Kristallaşdırıcıda elektropoladların titrəyişlə emalı // Maşın-şünaslıq, № 1, 2018, s. 53-56.
6. Arif Mammadov, Aqil Babayev, Nizami Ismayilov, Muxtar Huseynov, Faiq Guliyev. Improvement of Production Processes of Seamless Steel Pipes for Oil and Gas Production // Key Engineering Materials, ISSN: 1662-9795, Vol. 979, pp 63-71, doi:10.4028/p-l7KeOA, Online: 2024-04-05.
7. Arif Mammadov, Nizami Ismayilov, Elxan Mammadov, Muxtar Huseynov. Study of the Possibility of Production of Continuously Cast Billets From Shipbuilding Steels // Key Engineering Materials, ISSN: 1662-9795, Vol. 979, pp 73-80, doi:10.4028/p-8yS0gG, Online: 2024-04-05.
8. Керимов Р.И. Опыт внедрения физических методов при внепечной обработке электростали. Технология машиностроения и материаловедения (ISSN 2542-2146). Материалы международной научно-практической конференции, Новокузнецк, 2019, № 3, с. 73-82.

**MODERN TRENDS IN THE CREATION OF MATERIALS FOR
ANTI-FRICTION UNITS**

Jafarova A.A.

Azerbaijan Technical University

afetceferova8@gmail.com

Abstract. Current trends in the creation of powder materials for antifriction units are considered. The conditions and operating modes of antifriction parts made from powder compositions, as well as their areas of application, are shown. The operating conditions of powder antifriction materials and the dependence of the load on the speeds of ordinary and sulfided iron graphite are given. It has been established that in order to avoid the use of friction compounds in a vacuum, it is necessary to add metal lubricants and low-melting soft metals to antifriction powder compositions.

Introduction. Seals are widely used in pumping units in oil and gas production. They work under conditions of high pressure and sliding speed, and are manufactured in different ways, but among these methods, powder metallurgy plays a special role. Therefore, we present literature data on the development of new powder materials for friction units, since they are the most important structural materials in the oil industry, in various fields of industry, including mechanical engineering.

In modern times, the problem of friction materials has become an independent scientific field and covers the following issues: operating conditions of materials; development of theoretical ideas about the mechanism of friction and wear; determining requirements for materials and comparing them by physical, mechanical and other properties; development of general theoretical foundations for the design of materials; study of the influence of technological parameters on their structure and friction properties [1].

Due to the sharp increase in speeds and loads in which modern machines and mechanisms operate, as well as in connection with the development of space, nuclear and cryogenic technology, friction materials made by powder metallurgy methods are coming to the fore.

Sintered friction materials are currently widely used in various fields of technology, as well as in petroleum engineering, and the demand for them is constantly growing.

Main part. Many years of experience in the use of sintered antifriction materials in various fields of technology have shown that their properties are not inferior to cast alloys and provide the ability to work at a load of 5.0-10.0 MPa and sliding speeds of 3-4 m/s in friction units under lubrication conditions .

Compared to cast alloys, their main advantages include higher corrosion resistance (1.3-3 times), the ability to use lubricant in cyclic mode and limited supply, which facilitates the operation of friction units, as well as sufficient economic efficiency. Therefore, products made from antifriction materials are the world's leading type of powder metallurgy products [2].

The areas in which these products are predominantly used are the automotive, electrical, machine tool and textile industries, tractor manufacturing, agriculture, transport, energy and petroleum engineering.

Two main classes of materials are widely used - materials based on iron and copper. These materials include materials based on iron and bronze: porous iron, iron - graphite (1-7%); iron – copper (2-5%) – graphite (1-2%); iron – graphite (1-3%) – sulfur (0.5-1%); iron-copper (2-3%) - graphite (0.5-1.5%) - sulfur (0.4-0.8%), copper-tin (8-12%) - graphite (2-4%) and others [3].

Sintered pads based on iron and copper are produced in specialized factories and are characterized by the data given in Table 1.

Table 1.

Operating condition of sintered antifriction materials for general engineering applications

Material grade	Maximum operating conditions with lubrication			
	P, MPa	V, m/s	τ , %	Resistance to relative wear
Porous iron	2,5	1-2	100	1-1,5
Bronze - graphite БрО (8-10) Гр (2-4)	3,0-4,0	1-2	60-80	1,5-2
Iron - graphite ЖГр (1-3)	7,0-10,0	3-4	100-150	1,5-2
Alloyed iron-graphite ЖГр (1-2) Д(2-5)	7,0	3	200	2-3
Sulfided iron graphite ЖГр1К	7,0	3	100-150	3-5
ЖГр (1-1,5) Д 3 К 0,4	8,0	3	200	3-5
ЖГр3Цс	18,0	10	200	5-10

Figure 1 shows the dependence of load values on friction rates of various types of materials tested under conditions of self-lubrication and drip lubrication [4].

P , МПа

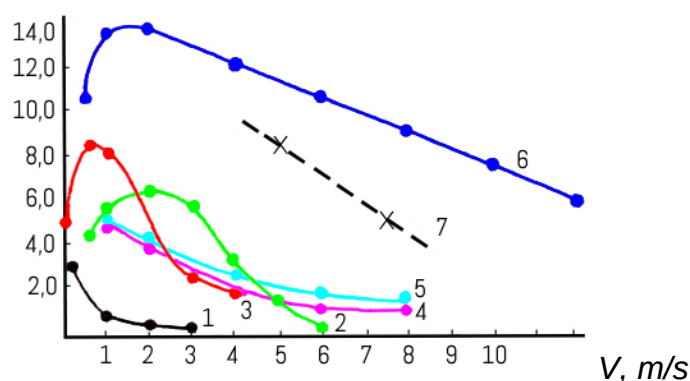


Fig.1. Dependence of the magnitude of the load on materials on friction speeds.

1, 2 - porous iron [2, 3]; iron alloyed with 3–5% copper [4]; iron graphite 4- ЖГр2 [5]; 5- sulfided graphite grade ЖГр1К1; 6- ЖГр3Цс4; 7- ЖГр1Д3К 0.4; 1, 4, 5 – self-lubrication mode; 2, 3, 6, 7 drop lubricant

The data in Table 1 allows you to rank various materials according to their performance characteristics. In this case, the greatest bearing capacity is achieved due to sulfides or, apparently, the greatest bearing capacity is achieved by adding sulfides or sulfur and copper.

From Fig.1. it can be seen that alloying iron with copper leads to an increase in the released load, but an increase in strength worsens the ductility of the material, which leads to a decrease in the released amount of load with increasing friction rates [5].

The presence of structureless graphite, as well as copper or zinc sulfide in the material against the background of ferrographite, contributes to an increase in the dependence of the amount of released load on the friction speed both during self-lubrication (curves 4.5) and during drip lubrication (curves 6.7). The positive effect of sulfur is manifested in stimulating the formation of anti-scratch films on rubbing surfaces, as well as in restoring and stabilizing the structure of the material (Fig. 2 a, b).

For use under heavy loads, exposure to corrosion and erosion, high temperatures, and conditions without liquid lubricant, the creation of new antifriction compositions continues in the direction of obtaining special products [6]. The main methods for achieving these properties vary depending on the specific circumstances. Among them, we can show the addition of sulfur and sulfides, sulfoboration, anti-scratch additives such as fluoride, impregnation of the porous frame with fluoroplastic, alloying the metal base with metals (for example, molybdenum), increasing the density by additional pressing, extrusion, hot pressing, etc. Let's look at some special-purpose antifriction materials.

The materials of the device pads operate at low friction speeds (up to 0.5 m/s) and loads (up to 0.5 MPa). They require quiet operation, low coefficient of friction, and high corrosion

resistance [7]. Under these conditions, pads made of sintered tin (10%) bronze have proven themselves well.

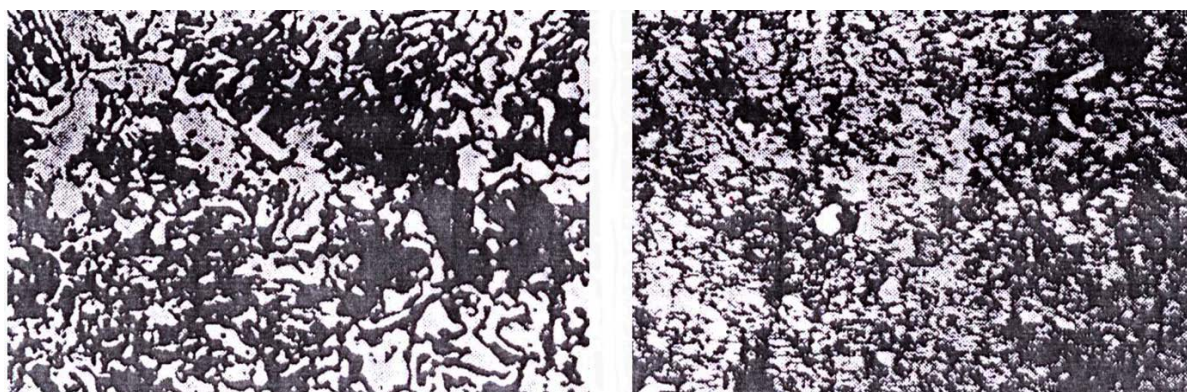


Fig. 2. Microstructure of the iron-graphite material ЖГр1 without sulfur (a) and with 1% sulfur (b), $\times 500$.

High-precision pads with a diameter of 2.0 to 20 mm are produced using technology developed by the Institute of Problems of Materials Science, Academy of Sciences of Ukraine. They are used in magnetic recording devices. These pads provide a service life of 5 - 6 thousand hours without additional lubrication.

Water-lubricating materials capable of working in a water environment have acquired great practical importance. This class of materials is presented in two types. Metal-graphites are for relatively low pressures and speeds, and bimetallic pads with a porous surface layer of bronze powder impregnated with fluoroplastic are for more severe conditions.

The first group of materials includes materials of the МГ30ЖН1К grade on an iron-nickel base (30% graphite; ratio of iron and nickel 1:1; 2.5% - ZnS). This material showed higher corrosion resistance (2-3 times) compared to antegmite, carbofit and textolite under various operating conditions [8].

Combined metal fluoroplastic bearings were manufactured and are intended for water lubrication (in turbine units) at speeds up to 70 m/s and loads up to 13.0 MPa. The pad itself has a stainless steel body with a layer of bronze spherical powder on the inner surface using centrifugal sintering. After sintering, the pores of this layer are impregnated with a suspension of fluoroplastic with antifriction additives. Such pads have the ability to operate in emergency mode in the absence of water supply.

Submersible well pump shoe materials must absorb oil or water under special connection conditions. For this purpose, sulfoborated materials made from waste highly corrosion-resistant stainless steels (grades X18H15КБ and X20КБ) were processed.

There are three main areas of application for materials of friction units operating without lubrication: at high temperatures, when the lubricant burns out in the element; at low

temperatures when the lubricant freezes; ensuring the possibility of working in a vacuum when the lubricant evaporates [9].

Processing materials for each area requires the use of different methods to improve their antifriction properties. The use of fluorides of some metals is promising for materials operating at high temperatures (500-6000C) without lubrication. Materials that operate without lubrication at low temperatures can be based on metal fluoroplastic compositions. And finally, the issue of combating the sticking of friction joints in a vacuum is solved through the use of solid metal lubricants and low-melting soft metals. They are introduced either by absorbing the porous paste or by feeding the pads into wedges on the working surfaces.

Conclusion. An analysis of the current state of development of antifriction powder materials for friction units used in various fields of industry has been carried out. It has been shown that modern antifriction powder materials are able to work even under the most severe conditions of load and friction.

BIBLIOGRAPHY

1. Pugina L.I. Metal-ceramic antifriction materials. – Powder metallurgy, 1969, No. 8, pp. 53-59.
2. Mamedov A.T., Mamedov V.A. New technological approach to fabrication of high density PM parts by cold pressing sintering // Powder metallurgy, 2004, London, vol.47, no. 3, pp.278-283.
3. Mamedov A.T., Imanova R.A. Wear-resistant powder materials. Baku, ELM, 2006, 176 p.
4. Mamedov A.T. Structural and antifriction powder materials. Baku, ELM, 2006, 458 p.
5. Vallikivi A.Yu. The influence of a protective environment during sintering on the properties and structure of porous antifriction materials based on iron. Author's abstract. Ph.D. dis. M., 1974. 24 s.
6. Voronkov B.D. Dry friction bearings. L., "Mechanical Engineering", 1967. 24 p.
7. Pugina L.I., Ageeva V.S., Slys I.G. New anti-friction sintered materials for severe operating conditions. – Bulletin of Mechanical Engineering, 1974, No. 12, p. 25 – 28.
8. Kawakita Ubu, Onoda Minzo. Preparation of porous sintered alloys. Pat. Japan, No. 24207, publ. 08.13.70.
9. Metal Progress. Staff Report, Application outlook for Aluminium P/M Parts, 1971, 99, №4, p.60-64,66.

**Contents of the Proceeding of
XIII INTERNATIONAL SCIENTIFIC AND PRACTICAL CONFERENCE
«METALLURGY-2024»**

S.V. Adzhamsky, G.A. Kononenko, R.V. Podolsky. DEVELOPMENT OF RATIONAL MODES OF 3-D PRINTING FOR REDUCING THE ROUGHNESS OF INCLINED LOWER SURFACES OF INCONEL 718 ALLOY.....	321
O.I. Babachenko, G.A. Kononenko, R.V. Podolsky, O.A. Safronova. ANALYSIS OF STRESSES IN THE AREA OF CONTACT BETWEEN A RAIL AND WHEELS OF DIFFERENT MANUFACTURING METHODS.....	325
V.M. Baklansky. EXPERIMENTAL STUDIES FOR THE DEVELOPMENT OF A RATIONAL TECHNOLOGY OF STEEL DEOXIDATION.....	328
M.M. Boiko, V.O. Petrenko, N.V. Polyakova, O.O. Misyura, D.O. Yakovyna. ANALYSIS OF IRON ORE PELLETS QUALITY AND METHODS OF ITS DETERMINATION.....	334
V.V. Bochka, M.M. Oleksienko, M.V. Yaholnyk, K.V. Shmat. STUDY OF THE CHARGE MOVEMENT IN THE CHARGE BUNKER OF THE BFM.....	337
V.V. Bochka, M.M. Oleksienko, M.V. Yaholnyk, K.V. Shmat, A.M. Kruglov. FEATURES OF LEAKAGE OF MATERIAL MIXTURES FROM THE BUNKER OF THE BZP.....	340
V.V. Bochka, M.M. Oleksienko, M.V. Yaholnyk, K.V. Shmat, B.Y. Bilyi. FEATURES OF THE FORMATION OF A CHARGE COLUMN CONSISTING OF SEVERAL MATERIALS IN THE BUNKER OF THE BZP.....	342
O.O. Vepryk, V.S. Mameshin. STUDY OF THE EFFICIENCY OF FERROALLOYS APPLICATION IN STEEL DEOXIDATION.....	345
A.O. Vovk, A.A. Pokhvalitiy, O.A. Chubina, I.G. Pass, A.A. Zhbir. STUDY OF THE INFLUENCE OF MELT FLOW ORGANIZATION ON THE PROTECTIVE EFFECT OF ARGON IN THE PROCESS OF TAPPING FROM THE CONVERTER.....	351
M.O. Gnatenko. APPLICATION OF ARTIFICIAL INTELLIGENCE AND MACHINE LEARNING IN METALLURGY.....	355
L.P. Gres, O.V. Gupalo, O.O. Eremin, E.V. Gerashchenko. INFLUENCE OF BLAST FURNACE GAS HUMIDITY ON THE OPERATING PARAMETERS OF BLAST FURNACE AIR HEATERS WHEN HEATED WITH NATURAL-BLAST FURNACE MIXTURE.....	357
O. Gryshyn, A. Nadtochiy, E. Miroshnychenko, T. Chymyshenko. THE USE OF MAN-MADE MATERIALS IN THE PRODUCTION OF SPONGE LIGATURES.....	361

O.M. Gryshyn, A.A. Nadtochiy, O.O. Zhadan. THEORETICAL AND EXPERIMENTAL STUDIES OF NATURAL GAS CONVERSION PROCESSES WITH THE PARTICIPATION OF H ₂ O, CO ₂ AND O ₂	363
O.M. Gryshyn, A.A. Nadtochiy, S.A. Khromovskikh. CATALYTIC EFFECT OF Fe _{met} . ADDITIVE ON THE SOLID-PHASE REDUCTION OF CHROMIUM.....	364
S.I. Gubenko, V.M. Bespalko. INFLUENCE OF BORIDE INCLUSIONS ON MECHANICAL AND TECHNOLOGICAL PROPERTIES OF STEEL 04KH14T3R1F.....	365
O.V. Gupalo, Yu. Radchenko, P.V. Tokmakov. MODERNIZATION OF THE RING FURNACE TO REDUCE ENERGY CONSUMPTION FOR METAL HEATING.....	369
L.O. Dan, L.O. Trofimova, V.O. Maslov. ON THE POSSIBILITY OF USING TOPOKINETIC EQUATIONS TO DESCRIBE THE SECOND STAGE OF CARBOTHERMIC SELF-HEALING OF FEO.....	371
I.V. Derevyanko, O.V. Zhadanos, E.O. Zabolotskykh. THERMODYNAMIC PREREQUISITES FOR THE USE OF FERROMANGANESE SLAG WITH ITS DEOXIDATION BY SILICON CARBIDE IN THE SMELTING OF HADFIELD STEEL.....	373
D.V. Yesskov, E.M. Sigarev, A.A. Pokhvalitiy, I.G. Pass. CLOGGING OF NOZZLES OF T-TIP LANCE.....	375
Efimenko V.V., Boiko M.M., Remeslo O.O., Kruglov A.M., Treshchov V.E. IMPROVEMENT OF ENERGY EFFICIENCY OF IRON ORE PELLETS PRODUCTION BY USING BIOMASS.....	382
Zhadanos O.V., Derevyanko I.V., Matsyshyn V.G., Shepetiak E.A. PREDICTION OF STEEL MELT TEMPERATURE IN A LADLE VACUUM DEGASER.....	385
S.V. Zhuravleva, A.F. Marko, V.S. Mameshyn, M.M. Boiko. FEATURES OF THE USE OF BIOMATERIALS IN STEELMAKING.....	387
S.V. Zhuravleva, O.A. Tanchev, E.V. Batura, I.V. Zhuravleva. REGULARITIES OF OUT-OF-FURNACE TREATMENT OF STEELS WITH ULTRA-LOW SULFUR CONTENT.....	389
S.V. Zhuravleva, R.B. Dutnyi, V.S. Mameshyn, E.E. Zhuk. UTILIZATION OF ALUMINUM WASTE IN OUT-OF-FURNACE STEEL TREATMENT.....	391
V.G. Kyslyakov, O.L. Rudenko, V.P. Petrusha. STUDY OF THE RATIONAL COMPOSITION OF THE MIXTURE FOR COMPLEX REFINING OF STEELMAKING IRON AT THE STAGE OF OUT-OF-FURNACE TREATMENT.....	393
Kostetskyi Y.V., Vdovin M.O., Pedchenko E.O., Polishko G.O., Petrenko V.P., Zaitsev V.A. PRODUCTION OF FERROVANADIUM IN THE CONDITIONS OF ELECTRIC SLAG MELTING.....	395

A.V. Krut, A.A. Pohvalitiy, M.R. Rudenko, D.S. Kondrashenkov. STUDY OF FACTORS OF MELT OXIDATION REDUCTION IN THE PROCESS OF MELT TAPPING FROM AN ELEC ARC FURNACE.....	402
G.Y. Kryachko, E.M. Sigarev, V.V. Filippiev. INFLUENCE OF BLAST FURNACE SMELTING OPERATING CONDITIONS ON THE QUALITY OF STEELMAKING IRON.....	407
O.M. Kulik, T.O. Kulik. THERMOMECHANICAL ASPECT OF THE TECHNOLOGY OF PRODUCING PIPES WITH A NECK OF RELATIVELY SMALL DIAMETER BY ROTARY ROLLING.....	409
I.O. Manachin, A.P. Shevchenko, M.O. Rybalchenko, S.S. Rybalchenko. INVESTIGATION OF THE PROCESS OF INTERACTION OF CALCIUM OXIDE AND SULFUR IN THE MELT DURING INJECTION PROCESSES OF DESULPHURIZATION OF STEELMAKING IRON WITH LIME INJECTION AND DEVELOPMENT OF MODELS FOR PROCESS CONTROL.....	413
A.G. Meshkova, O.V. Savvin, M.V. Sukhareva, S.E. Sulimenko. RESEARCH OF WAYS TO IMPROVE THE ENVIRONMENTAL SAFETY OF ELECTRIC STEELMAKING.....	415
A.G. Meshkova, O.V. Savvin, M.V. Sukhareva, S.E. Sulimenko. PROPOSALS FOR IMPROVING THE OPERATION OF RECYCLING WATER SUPPLY SYSTEMS IN FOUNDRIES.....	421
I.G. Muravyova, D.M. Togobytska, A.I. Belkova, M.G. Ivancha, V.I. Vyshniakov, D.A. Stepanenko, V.R. Shcherbachev. EXPERT SYSTEM FOR SELECTING THE OPTIMAL COMPOSITION OF A MULTICOMPONENT CHARGE BASED ON THE LAWS OF PHYSICAL AND CHEMICAL TRANSFORMATIONS TAKING INTO ACCOUNT THE DISTRIBUTION OF COMPONENTS IN A BLAST FURNACE.....	425
I.G. Muravyova, M.G. Ivancha, V.I. Vyshniakov, V.R. Shcherbachev. ANALYSIS OF THE KNOWN METHODS FOR DETERMINING THE SHAPE AND POSITION OF THE PLASTIC ZONE IN A BLAST FURNACE.....	429
K.H. Niziaiev, M.M. Boiko, D.Y. Kovalev, Ekongo Muel Odrey Max. APPLICATION OF COMPOSITE DRI PELLETS TECHNOLOGY IN THE UTILIZATION OF METALLURGICAL WASTE.....	432
K.G. Niziaiev, A.V. Skrypnyk, V.I. Musiyko, O.M. Stoianov, S.B. Boychenko. THERMODYNAMIC SCHEMES OF ACTIVE REAGENTS REDUCTION IN THE ELECTRIC ARC BURNING ZONE.....	435

K.H. Niziaiev, A.V. Skrypnyk, O.M. Stoianov, V.O. Ruban, Y.A. Kirilenko. ON THE ISSUE OF STEEL DESULFURIZATION.....	437
K.H. Niziaiev, O.V. Uzlov, D.S. Zotov, L. Neubert. IMPROVEMENT OF LOW-CARBON STEEL PURITY BY NON-METALLIC INCLUSIONS DUE TO DEOXIDATION WITH CALCIUM CARBIDES AT THE FINAL STAGE OF SMELTING.....	440
K.H. Niziaiev, T.A. Shashkin, O.M. Stoianov, E.V. Synehin, V.O. Ruban, E.P. Lapshin. LADLE TREATMENT OF STEEL.....	442
R.E. Ostryanin, R.F. Fedorov, Y.V. Synehin, I.V. Zhuravleva, A.I. Torin. INFLUENCE OF ARGON BLOWING IN THE TUNDISH ON THE ORGANIZATION OF STEEL FLOWS AND REFINING.....	444
S.P. Panteykov, A.A. Romanenko, Y.I. Bondarenko, I.I. Uzunov, O.M. Ostashko. DEVELOPMENT OF THE UNIT AND TECHNOLOGY FOR PRODUCING LIQUID STEEL BY DIRECT REDUCTION OF IRON.....	447
S.P. Panteykov, L.P. Semerunina, O.S. Panteykova, M.A. Chernukha. DEVELOPMENT OF THE DESIGNS OF BLAST FURNACE DEVICES FOR REALIZATION OF BOF PROCESSES WITH COMBINED OXYGEN BLOWING.....	449
M.V. Petryakov, L.P. Gres, O.V. Gupalo, V.I. Vereshchak, O.O. Eremin, A.S. Grigoriev. USE OF A MIXTURE OF AIR, WASTE GASES AND PROCESS OXYGEN AS AN OXIDIZER FOR HEATING BLAST FURNACE AIR HEATERS.....	453
A.A. Pokhvalitiy, E.M. Sigarev, O.A. Chubina, B.V. Nedayvoda. PARAMETERS OF OXYGEN LANCE HEADS OF 250-TON OXYGEN CONVERTERS WITH PREHEATING OF SCRAP.....	457
YU.N. Radchenko, O.V. Gupalo, V.V. Romanko. OPERATION OF A INGOT PIT IN MODERN CONDITIONS.....	460
V.G. Razdobreev, K.Y. Klyuchnikov, D.G. Palamar, O.I. Leshchenko ANALYTICAL STUDIES OF THE INFLUENCE OF TECHNOLOGICAL PARAMETERS OF THE PROCESS OF PULLING THE ROD THROUGH A BENDING AND STRETCHING DEVICE ON THE CHANGE OF POWER AND ENERGY PARAMETERS OF THE PROCESS.....	464
V.O. Ruban, O.M. Stoianov, O.A. Chubina, Y.V. Synehin, S.V. Volokh. SLAG REGIME DURING STEEL PROCESSING AT THE LADLE-FURNACE.....	469
V.O. Ruban, O.M. Stoianov, Y.V. Synehin, I. Mamuzic. HEAT LOSSES DURING STEEL PROCESSING IN A LADLE-FURNACE.....	471

Y.S. Semenov, V.V. Gorupakha, S.V. Vashchenko, D.V. Pinchuk, M.B. Bolotov. BASIC PROVISIONS OF STEELMAKING IRON PRODUCTION WITH INCREASING PELLETS CONTENT IN THE CHARGE ON THE EXAMPLE OF BLAST FURNACES OF PJSC "KAMET-STAL".....	473
Y.V. Synehin, R.E. Ostryanin, I.V. Zhuravlova, M.G. Yermilko, N. Raymakers. STUDY OF THE INFLUENCE OF SIDE FLOW ON THE BUBBLE DETACHMENT DIAMETER DURING BOTTOM BLOWING.....	478
O.M. Smirnov, V.E. Ukhin, V.O. Tunik. EVALUATION OF THE INFLUENCE OF THE MAIN TECHNOLOGICAL PARAMETERS OF CONTINUOUS CASTING ON THE CHARACTER OF COPPER BILLET HARDENING IN THE CRYSTALLIZER OF A ROTARY CONTINUOUS CASTING MACHINE.....	481
Stoianov O.M., Musiyko V.I., Synehin Y.V., Ruban V.O., Volzhin D.O. STUDY OF THE ADSORPTION CAPACITY OF SLAG MELT OF CAO-AL ₂ O ₃ -SIO ₂ SYSTEM.....	485
L.I. Tarasyuk. ON THE THRESHOLD OF YTTRIUM USE AS A MODIFIER OF PIPE STEELS.....	487
D.I. Terepenchuk, O.M. Stoianov, V.O. Ruban. ANALYTICAL STUDIES OF BLAST FURNACE OPERATION WITH AN INCREASED SHARE OF PELLETS IN THE CHARGE.....	490
D.A. Terekhov, O.M. Stoianov, M.V. Galushkin, Y.V. Synehin. MODELING OF THE PROCESS OF FILLING A 6-STREAM INTERMEDIATE LADLE WITH LIQUID METAL USING THE SOFTWARE PACKAGE NOVAFLOW & SOLID CV 4.6R4.....	492
D.M. Togobitskaya, A.I. Belkova, D.O. Stepanenko, A.V. Bocharov. METHOD FOR ESTIMATING THE EFFICIENCY OF STEEL DESULFURIZATION AT THE LADLE-FURNACE INSTALLATION.....	495
D.M. Togobytska, I.R. Povorotnya, O.V. Kuksa, N.E. Khodotova. PREDICTION OF METALLURGICAL MELTS PROPERTIES BASED ON THE CONCEPT OF DIRECTED CHEMICAL BONDING.....	500
O.Y. Khudyakov, S.V. Vashchenko, K.V. Bayul, M.M. Boiko, N.V. Polyakova. DEVELOPMENT OF A UNIVERSAL METHOD FOR PREDICTING THE DENSITY OF BRIQUETTES FROM MONOCOMPONENT BLENDS.....	502
A.G. Chernyatevich, E.M. Sigarev, L.S. Molchanov, A.A. Pokhvalitiy, D.S. Kondrashenkov. INSTALLATION OF HIGH-TEMPERATURE MODELING OF METAL SCRAP HEATING IN A CONVERTER.....	505

A.G. Chernyatevich, E.M. Sigarev, L.S. Molchanov, A.A. Pokhvalitiy, D.S. Kondrashenkov, O.A. Chubina. VIDEO RECORDING OF PHYSICAL AND CHEMICAL PROCESSES IN THE CONVERTER CAVITY DURING THE HEATING OF METAL SCRAP.....	507
M.V. Yabolnyk, V.V. Bochka, O.O. Remeslo, K.V. Shmat, M.O. Fursov. STUDY OF THE PROCESS OF BRIQUETTING OF TECHNOGENIC METALLURGICAL WASTE.....	512
A.T.Mamedov, N.Sh. Ismailov, A.I.Babaev, M.Ch.Guseinov, İ.A.Aliyev. STATE AND DEVELOPMENT TRENDS OF METALLURGY IN AZERBAIJAN.....	515
Jafarova A.A. MODERN TRENDS IN THE CREATION OF MATERIALS FOR ANTI-FRICTION UNITS.....	519

**Матеріали XX ЮВІЛЕЙНОЇ МІЖНАРОДНОЇ
НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ
ЛИТВО 2024**

**Матеріали XIII МІЖНАРОДНОЇ
НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ
МЕТАЛУРГІЯ 2024**

Редактори: Т.В. Берлізева, С.В. Гнилокурченко, Стоянов А.М.

Випуск підготовлено до друку

Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут»