Міністерство освіти та науки України
Національна академія наук України

Національний технічний університет
«Харківський політехничний інститут»

Фізико-технологічний інститут
металів та сплавів НАН України

Український державний університет науки та технологій

Асоціація ливарників України

Одеський національний політехнічний університет

Національний університет «Запорізька політехніка»

Магдебурзький університет ім. Отто-фон-Геріке

AGN University of Science and Technology A. Mickiewicha

Запорізька торгово-промислова палата

МАТЕРІАЛИ

XVIII МІЖНАРОДНОЇ

НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ

ЛИТВО 2022

XI МІЖНАРОДНОЇ

НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ

МЕТАЛУРГІЯ 2022

04 – 06 жовтня 2022 РОКУ

УКРАЇНА, ХАРКІВ-КИЇВ
2022

УДК 621.74+669(063)

Л64

Литво. Металургія. 2022: Матеріали XVIII Міжнародної науково-практичної конференції (04-06 жовтня 2022 р., м. Харків-м. Київ) / Під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. – Харків, НТУ «ХПІ». – 271 стор.

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

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

Друкується за рішенням Вченої ради Національного технічного університету «Харківського політехнічного інституту», протокол № 5 від 01.07.2022

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

УДК 621.74+669(063)

Л64

ISBN 978-966-488-169-9

© НТУ «ХПІ», 2022

ПРОГРАМНИЙ КОМІТЕТ

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

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

Пройдак Ю. С. – д.т.н., проф., проректор з наукової роботи УДУНТ, Дніпро;

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

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

Пшінько О.М. – д.т.н., проф., в.о. ректора Українського державного університету науки і технологій (УДУНТ), Дніпро;

Оборськии Г. О. – д.т.н., проф., ректор Одеського національного політехнічного університету (ОНПУ), Одеса;

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

Агравал П. Г. – к.х.н., доц., в.о. 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., зав. каф. Національного університету біоресурсів і природокористування України (НУБіП), Київ;

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

Бурбелко А. – AGH University of Science and Technology A. Mickiewicha, проф., Краків, Польща;

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

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

Гнилоскуренко С. В. – к.т.н., ст. дослідн., 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;

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. ОНПУ, Одеса;

Мілко Міланов – голова союзу ливарників Болгарії, директор фірми «Інститут литва та ливарні технології», Софія, Болгарія;

Найдек В. Л.–д.т.н., проф.,акад. НАНУ, почесний директор ФТІМС НАНУ, Київ;

Наумик В.В. – д.т.н., проф., проректор з наукової роботи НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя;

Нізяєв К. Г. – д.т.н., проф., зав. каф. НМетАУ, Дніпро;

Ноговіцин О.В. – д.т.н., заст. директора з науково-технічної роботи ФТІМС НАНУ, 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;

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 НАНУ, Київ;

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

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

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

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

ЗМІСТ

A.G. Prigunova, M.V. Koshelev, A.G. Borisov. CHANGES IN THE NATURE OF PHASE TRANSFORMATIONS FOR THE ALLOY AL - 8WT.% SI - 0.7 WT. % FE UNDER THE INFLUENCE OF TREATMENT WITH UNIPOLAR ELECTRIC PULSES……12

В. А. Андерсон. «ДОСВІД ПРОМИСЛОВОГО ОСВОЄННЯ ТЕХНОЛОГІІ ЛГМ В УМОВАХ ДРІБНОСЕРІЙНОГО, БАГАТОНОМЕНКЛАТУРНОГО, А ТАКОЖ МАСОВОГО ВИРОБНИЦТВА СТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ»……...14

С.В. Артьомова, О.І. Пономаренко, О.С.Бударін, В.С. Бондаренко, О.М.,Безвесільна, А.П. Марченко, О.В. Акімов, Т.В. Берлізєва. РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ ТЕРМООБРОБКИ ДЛЯ СКЛАДНО-ПРОФІЛЬНОЇ ЛОТАТІ РОБОЧОГО КОЛЕСА ГІДРОТУРБІНИ……16

Є. Г. Афтанділянц. МОДЕЛЮВАННЯ ГУСТИНИ ЛИВАРНИХ СТАЛЕЙ……17

Є. Г. Афтанділянц. ДОСЛІДЖЕННЯ РІДКОТЕКУЧОСТІ КОНСТРУКЦІЙНОЇ СТАЛІ ……21

Є. Г. Афтанділянц. ВПЛИВ СТРУКТУРИ НА ПРОГАРТОВАНІСТЬ ЛИВАРНИХ СТАЛЕЙ……24

Ю. Д. Бачинський, В. Б. Бубликов, О. П. Нестерук, С. С. Логунов. ОСОБЛИВОСТІ ВЗАЄМОДІЇ СИЛІКОКАЛЬЦІЮ СК30 З РОЗПЛАВОМ ЧАВУНУ……27

В.І. Бєлік. ВПЛИВ ВОДНЕВОЇ ОБРОБКИ НА ТРІЩИНОСТІЙКІСТЬ СПЛАВУ АМ4,5КД (ВАЛ10)……29

В.І. Бєлік, А.Г. Пригунова, В.Ю. Шейгам, В.П. Головаченко, Є.А. Житков, В.Д. Бабюк, Н.П. Ісайчева. ЕФЕКТИВНІСТЬ ФІЗИКО-ХІМІЧНИХ МЕТОДІВ ПІДВИЩЕННЯ ТРІЩИНОСТІЙКОСТІ СПЛАВУ АМ4,5КД (ВАЛ10)……31

В.С. Бондаренко, О.М. Безвесільна, О.І. Пономаренко, О.С.Бударін,А.П. Марченко, О.В. Акімов, С.В.Артьомова, В.П. Михайлюков, С.Д. Євтушенко. ПРОГРЕСИВНА ТЕХНОЛОГІЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКА ЛОПАТІ РОБОЧОГО КОЛЕСА РАДІАЛЬНО-ОСЬОВОЇ ГІДРОТУРБІНИ……..33

В. Б. Бубликов, Ю. Д. Бачинський, В. О. Овсянников, Н. П. Моісеєва. ОДЕРЖАННЯ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ФЕРИТНОГО КЛАСУ……34

А. М. Верховлюк, Р. В. Петровський, В. М. Бабич. ВПЛИВ Mg, Ag, Sn, Fe, Ni НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ МІДНИХ ЗАГОТОВОК……36

А. М. Верховлюк, О. А. Щерецький, В. В. Довбенко, О. В. Железняк. ХІМІЧНИЙ ТА ФАЗОВИЙ СКЛАД АЛЮМІНІЮ, ОДЕРЖАНОГО З ЛИВАРНОГО ШЛАКУ……39

М.М. Ворон, А.В. Нарівський, К.В. Михалєнков, С.Л. Поливода. ОСОБЛИВОСТІ ЗМІНИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СТАНУ МОДИФІКОВАНИХ ЛИВАРНИХ IN-SITU КОМПОЗИТІВ СИСТЕМИ AL-NI-LA ПІСЛЯ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ВІДПАЛУ……42

В. А. Гнатуш, В. С. Дорошенко. СВІТОВИЙ РИНОК МЕТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ 2019-2020: КРАЇНИ, СПЛАВИ……44

С.В. Гнилоскуренко. КОНСТРУКЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ З ОРІЄНТОВАНОЮ ПОРИСТОЮ СТРУКТУРОЮ……53

В.П. Головаченко, А.Г. Пригунова, Л.К. Шеневідько, М.В. Кошелєв, Т.Г. Цир, Н.П. Ісайчева, А.Г. Вернидуб. ТИКСОФОРМІНГ СПЛАВУ ВАЛ 10……55

Л.О. Дан, Л.О. Трофімова. АНАЛІЗ ВИКОРИСТАННЯ НОВОГО КЛАСУ МАТЕРІАЛІВ – ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ……..57

Н.С. Євтушенко, Н.Є. Твердохлєбова, І.А. Мезенцева, Є.О. Семенов, С.Д. Євтушенко. ЩОДО ВАЖЛИВОСТІ СВОЄЧАСНОГО ПОПЕРЕДЖЕННЯ ПРОФЕСІЙНИХ ЗАХВОРЮВАНЬ ПРАЦІВНИКІВ ЛИВАРНИХ ЦЕХІВ……59

Н.С. Євтушенко, О.І. Пономаренко, Н.Є. Твердохлєбова, Є.Д. Євтушенко. КОМПЛЕКСНИЙ ПІДХІД ЩОДО ЗБЕРЕЖЕННЯ ЗДОРОВ'Я РОБІТНИКІВ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА……61

А.Ш Желяков, О.І. Пономаренко, О.С.Бударін, В.С. Бондаренко, А.П. Марченко, О.В. Акімов, Н.С.Євтушенко. ІННОВАЦІЙНА ТЕХНОЛОГІЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКА ЩІК ПОЛЮСА РОТОРА ГІДРОГЕНЕРАТОРА……63

А. С. Затуловський, В. О. Щерецький, О.А. Набока, О.А. Кузьменко. ФОРМУВАННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ ШАРІВ ПРИ КОНТАКТНОМУ ЛЕГУВАННІ АНТИФРИКЦІЙНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ РОЗПЛАВАМИ СВИНЦЮ ТА ОЛОВА……64

В. Г. Иванов, В. П. Каргинов, М. Міланов· ВИКОРИСТАННЯ ЕКЗОТЕРМІЧНИХ І ТЕПЛОІЗОЛІРУЮЧИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ЖИВЛЕННЯ ВИЛИ……66

Л.Х. Іванова, Є.В. Колотило. ОБРОБЛЕННЯ ЧАВУННОГО РОЗПЛАВУ ВІДХОДАМИ МАГНІТНИХ СПЛАВІВ……68

П. Б. Калюжний, І. А. Шалевська, В. А. Слюсарєв. ФОРМУВАННЯ МІКРОСТРУКТУРИ АРМОВАНОГО ЧАВУНУ ПРИ ЛИТТІ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ……71

І. Ф. Кірчу, С. Я. Шипицин, Г. Є. Федоров,Т. В. Степанова, Д. І. Лиховей. ВИСОКОМІЦНА СТАЛЬ ДЛЯ ВИЛИВКІВ СПЕЦІАЛЬНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ……..74

В.В. Клочихін, О.О. Педаш ,С.М. Данілов, Д.О. Тьомкін, О.О. Наумик, В.В. Наумик. ВИГОТОВЛЕННЯ ВІДПОВІДАЛЬНИХ ВИЛИВКІВ З ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ ЖСЗДК-ВІ З ПОКРАЩЕНИМИ ТЕХНІКО-ЕКОНОМІЧНИМИ ПОКАЗНИКАМИ……76

С. Є. Кондратюк, В. І. Вейс, Ж. В. Пархомчук. ВПЛИВ ТЕРМОКІНЕТИЧНИХ УМОВ КРИСТАЛІЗАЦІЇ НА ФОРМУВАННЯ ГРАДІЄНТНИХ СТРУКТУР У СТАЛЕВИХ ВИЛИВКАХ……80

С. Є. Кондратюк, В. І. Вейс, Ж. В. Пархомчук. ВЛАСТИВОСТІ ТА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ СТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ З ГРАДІЄНТНОЮ СТРУКТУРОЮ……83

В. А. Локтіонов-Ремізовський, В. Г. Новицький, Н. В. Кир’якова, М. М. Грибов, П. С. Юрченко. ВПЛИВ МІДІ НА ЗНОШУВАННЯ ЗАЕВТЕКТОЇДНИХ СТАЛЕЙ……..85

В. А. Локтіонов-Ремізовський, В. Г. Новицький, Н. В. Кир’якова, І. В. Олексенко, П. С. Юрченко. АБРАЗИВНЕ ЗНОШУВАННЯ ЗАЕВТЕКТОЇДНИХ СТАЛЕЙ……..87

І.В. Лук’янов, Т.В. Берлізєва. ФОРМУВАЛЬНА СТРУШУЮЧА МАШИНА. ПРОЕКТУВАННЯ ПРИВОДУ МАШИНИ……..90

Р. В. Лютий, М. В. Тишковець, Д. В. Люта. ГАЗОТВІРНА ЗДАТНІСТЬ ТА ЕКОЛОГІЧНІСТЬ СТРИЖНЕВИХ СУМІШЕЙ З ФОСФАТАМИ КРЕМНІЮ, ЦИРКОНІЮ ТА АЛЮМІНІЮ……..91

Р. В. Лютий. ПРАВОВІ ОСНОВИ ЗАСТОСУВАННЯ НАУКОВОЇ ТА НАВЧАЛЬНО-МЕТОДИЧНОЇ СПАДЩИНИ ДЕРЖАВИ-АГРЕСОРА……..94

А. В. Нарівський, О. М. Смірнов, А. С. Затуловський, В.О. Щерецький, М. С. Горюк, Ю. П. Скоробагатько, О. В. Ященко, В. Д. Бабюк, Є. А. Жидков. ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСНОВИ ОДЕРЖАННЯ ЛИТИХ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЮ, ЗМІЦНЕНИХ ТУГОПЛАВКИМИ ДИСПЕРСНИМИ РЕАГЕНТАМИ, ВВЕДЕНИМИ У РОЗПЛАВ В УМОВАХ КОМЛЕКСНОЇ МГД-ПЛАЗМОВОЇ ДІЇ……..96

А. М. Недужий, А. Г. Пригунова. ВИКОРИСТАННЯ ВИСОКОМІЦНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ, ЩО ДЕФОРМУЮТЬСЯ, В ПРОМИСЛОВОСТІ……..98

О. П. Нестерук, В. Б. Бубликов, Ю. Д. Бачинський, С. М. Медвідь. ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ, ВДОСКОНАЛЕННЯ СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОМІЦНИХ ЧАВУНІВ……..101

В. Г. Новицький, В. Л. Лахненко, І. В. Олексенко, В. А. Локтіонов-Ремізовський, С. Я. Шипицин. ЗНОШУВАННЯ ГЕТЕРОГЕННИХ ХРОМИСТИХ СТАЛЕЙ В УМОВАХ КОВЗАННЯ ПО ЗАКРІПЛЕНОМУ АБРАЗИВУ……103

О.В. Ноговіцин, В.П. Школяренко, К.А. Сіренко. ПІДВИЩЕННЯ ТОЧНОСТІ ТЕРМІЧНОГО АНАЛІЗУ РОЗПЛАВІВ……106

А.С. Нурадінов, О.Л. Гончаров, І.А. Нурадінов, В.П. Школяренко, К.А. Сіренко. ТЕПЛООБМІННІ ПРОЦЕСИ У ВАЛКОВОМУ КРИСТАЛІЗАТОРІ ПРИ БЕЗЛИТКОВІЙ ПРОКАТЦІ МЕТАЛІВ……109

А.С. Нурадінов, О.В.Ноговіцин, І.А. Нурадінов, І.Р. Баранов, Н.Ф. Зубеніна. МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ КРИСТАЛІЗАЦІЇ І ФОРМУВАННЯ ЛИСТОВИХ ЗАГОТОВОК ПРИ БЕЗЗЛИТКОВІЙ ПРОКАТЦІ МЕТАЛІВ……113

Є. М. Парахнєвич, Є. І. Івахненко, Д.В. Копан. ФАКТОРИ ВПЛИВУ НА ЯКІСТЬ ЗОНИ СПЛАВЛЕННЯ ОСНОВНОГО І НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ ЕЛЕКТРОШЛАКОВИМ НАПЛАВЛЕННЯМ……..115

Педченко Є.О., Костецький Ю.В., Петренко В.Л. ЕЛЕКТРОШЛАКОВИЙ ПЕРЕПЛАВ ЯК МЕТОД РЕЦИКЛІНГУ ВІДПРАЦЬОВАНОГО НЕКОМПАКТНОГО ІНСТРУМЕНТУ……...117

А.Г. Пригунова, Л.К. Шеневідько, М.В. Кошелєв, В.Д. Бабюк, Є.А. Жидков. ВПЛИВ ЗАЛІЗА НА ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В СПЛАВІ АК5М2……..119

Смірнов О.М., Лисенко Т.В., Васильєв Д.В., Черевченко К.В. ОЦІНКА ЯКОСТІ БЕЗПЕРЕРВНОЛИТОЇ СОРТОВОЇ ЗАГОТОВКИ……..122

О. М. Смірнов, О. П. Верзілов, А. Ю. Семенко, Д. І. Гойда, Ю. Ю. Куліш, М. С. Горюк, С. В. Горюк, Л. С. Воронько. ВПЛИВ ЕЛЕКТРОМАГНІТНИХ ПОЛІВ НА ПОВЕДІНКУ РІДКОМЕТАЛЕВОГО СТРУМЕНЯ У РОЗЛИВНОМУ СТАКАНІ ПРИ ПЕРЕЛИВІ РОЗПЛАВУ З ПРОМІЖНОГО КОВША У КРИСТАЛІЗАТОР МБЛЗ……125

Л.І. Солоненко, С.І. Реп’ях, О.П. Білий. СТРУКТУРУВАННЯ ПІЩАНО-РІДКОСКЛЯНИХ СУМІШЕЙ МІКРОХВИЛЬОВИМ ВИПРОМІНЮВАНЯМ……127

Л. І. Солоненко. НАГРІВАННЯ ДІЕЛЕКТРИЧНИХ МАТЕРІАЛІВ МІКРОХВИЛЬОВИМ ВИПРОМІНЮВАННЯМ……..131

Л. І. Солоненко. СПІНЮВАННЯ СИЛІКАТУ НАТРІЮ ПЛАКОВАНОГО КВАРЦЕВОГО ПІСКУ В ПАРО-МІКРОХВИЛЬОВОМУ СЕРЕДОВИЩІ……...136

М.С. Треньов, О.І. Пономаренко. ПЕРСПЕКТИВНІ МЕТОДИ МОДИФІКУВАННЯ ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ……...139

М. А. Фон Прусс. ОСНОВНІ ТЕНДЕНЦІЇ РОЗВИТКУ ВТОРИННОГО АЛЮМІНІЄВОГО ВИРОБНИЦТВА……140

Т.Г. Цір. ТЕХНОЛОГІЯ РЕОЛИТТЯ ЯК СПОСІБ БОРОТЬБИ З ГАРЯЧИМИ ТРІЩИНАМИ У СПЛАВІ ВАЛ10……142

В.Ю. Шейгам, А.Г. Пригунова, М.В. Кошелєв, Л.К. Шеневідько, А.Г. Вернидуб. МОДИФІКУВАННЯ СПЛАВУ ВАЛ10 ВІБРУЮЧИМ КРИСТАЛІЗАТОРОМ У ПОВЕРХНЕВИХ ШАРАХ РОЗПЛАВУ……144

О. Й. Шинський, Ю. Г. Квасницька, І. І. Максюта, О. В. Михнян, К. Г. Квасницька. ОСОБЛИВОСТІ СТАБІЛІЗАЦІЇ ФАЗОВО-СТРУКТУРНИХ ХАРАКТЕРИСТИК СУЧАСНИХ ВІТЧИЗНЯНИХ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ГТД ПОДОВЖЕНОГО РЕСУРСУ РОБОТИ……146

О. Й. Шинський, Ю. Г. Квасницька, І. І. Максюта, О. В. Михнян, К. Г. Квасницька. ВИКОРИСТАННЯ МЕТОДІВ ЗНИЖЕННЯ ЗАБРУДНЕННЯ ФОСФОРОМ РОЗПЛАВІВ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ……...148

О. Й. Шинський, Ю. Г. Квасницька, І. І. Максюта, О. В. Михнян, К. Г. Квасницька. ОЦІНКА СТРУКТУРНОЇ СТАБІЛЬНОСТІ І ОПТИМІЗАЦІЯ СИСТЕМИ ЛЕГУВАННЯ МЕТОДОМ PHACOMP……151

С. Я. Шипицин, М. В. Карпець, Г. Є. Федоров, І. В. Олексенко, П. С. Юрченко. ДИСПЕРСІЙНЕ І ДИСПЕРСНЕ НІТРИДНЕ ЗМІЦНЕННЯ СТАЛІ ГАДФІЛЬДА……153

В.П. Школяренко. УДОСКОНАЛЕННЯ МЕТОДИКИ КОНТРОЛЮ ТЕМПЕРАТУРИ РОЗПЛАВІВ……..155

О. А. Щерецький, Д. С. Каніболоцький, А. М. Верховлюк. ТЕРМОДИНАМІЧНИЙ АНАЛІЗ ВПЛИВУ ШКІДЛИВИХ ДОМІШОК НА ФАЗОВИЙ СКЛАД ПРОТЕКТОРНОГО СПЛАВУ АП4……161

О. А. Щерецький, Р. А. Сергієнко, А. М. Верховлюк. ЖАРОСТІЙКІ ТА ЗНОСОСТІЙКІ ЛИВАРНІ ВИСОКОЕНТРОПІЙНІ ЧАВУНИ ТА СТАЛІ ДЛЯ ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВ ЕКСПЛУАТАЦІЇ……164

В. О. Щерецький. ЗАСТОСУВАННЯ НАНОПОРОШКІВ ДЛЯ МОДИФІКУВАННЯ СТРУКТУРИ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЮ……...166

О. О. Ясинський, В. Б. Бубликов, Д. М. Берчук, О. О. Ясинська. РЕГУЛЮВАННЯ МІКРОСТРУКТУРИ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ У ТОНКОСТІННИХ ВИЛИВКАХ……169

В.В. Ясюков, Т.В. Лисенко, М.П. Тур. УПРАВЛІННЯ ПРОЦЕСАМИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ВИЛИВКІВ ТЕХНОЛОГІЧНИМИ МЕТОДАМИ……171

UDK 669.2/.8.017:537.3.39

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

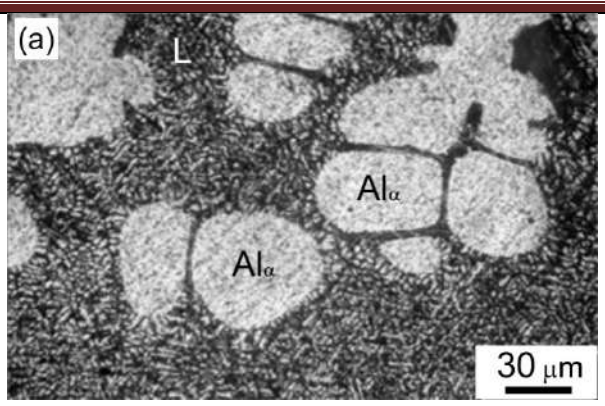
CHANGES IN THE NATURE OF PHASE TRANSFORMATIONS FOR THE ALLOY AL - 8WT.% SI - 0.7 WT. % FE UNDER THE INFLUENCE OF TREATMENT WITH UNIPOLAR ELECTRIC PULSES

In a previous work when studying the effect of electropulse treatment parameters on the mechanical properties (hardness, ultimate strength, elongation) of the alloy it was found that the maximum level of properties is achieved with “optimal” treatment with parameters j = 7 Acm^{-2} , v = 700 Hz. In the present work, we studied the effect of such treatment on the mechanism of phase transformations. It is known that during the solidification of this alloy, in accordance with the phase diagram, the following reactions take place:

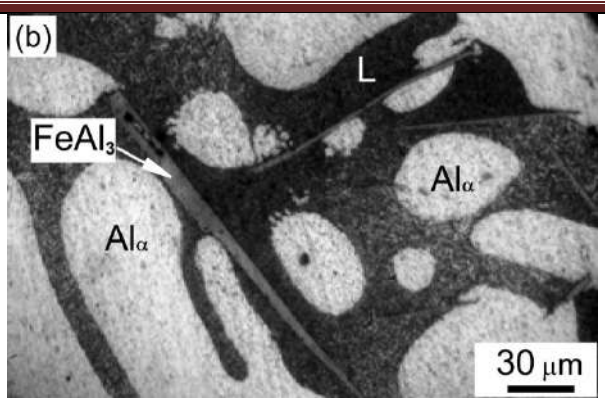
1. L→Al*α*;
2. L→FeSiAl5 (*β*)+Al*α*;
3. L→*β* +Si+Al*α*,

Castings from this alloy processed at the ‘optimal’ mode show significantly different results. A comparison of structures of untreated and treated samples allows us to conclude that as a result of treatment, coarse lamellar *β*-phase is partially replaced by the *α*-phase, and the remaining *β*-phase becomes finer. The latter fact may be evidence that solidification occurred at greater supercooling than in the case of an untreated alloy. Apparently, these are the remnants of partially uncompleted peritectic reactions, because of which the *α*-phase is formed. The results are shown in Figure 1. The observed structures can be interpreted as a result of the implementation of the following solidification reactions:

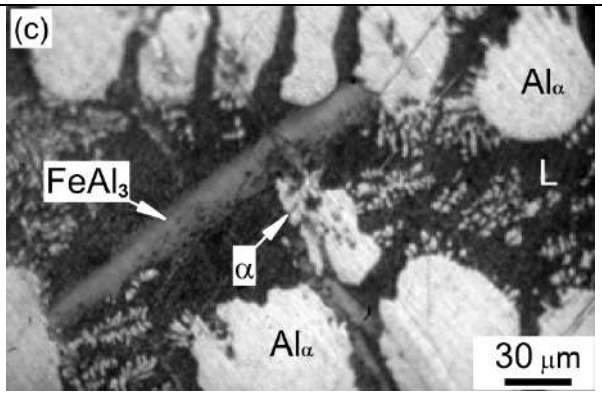
1. L→Al*α*;
2. L→FeAl3+Al*α*;
3. L+FeAl3→*α*−Fe2SiAl8+Al*α*;
4. L+FeAl3→*α*−Fe2SiAl8+*β*−FeSiAl5+Al*α*;
5. L+FeAl3→*α*−Fe2SiAl8+*β*−FeSiAl5+Si+Al*α*.



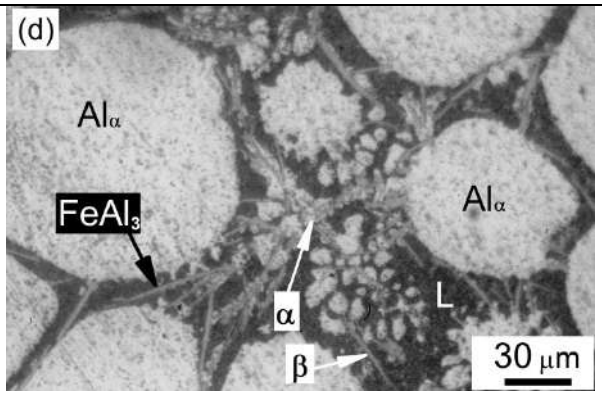
L → Alα;



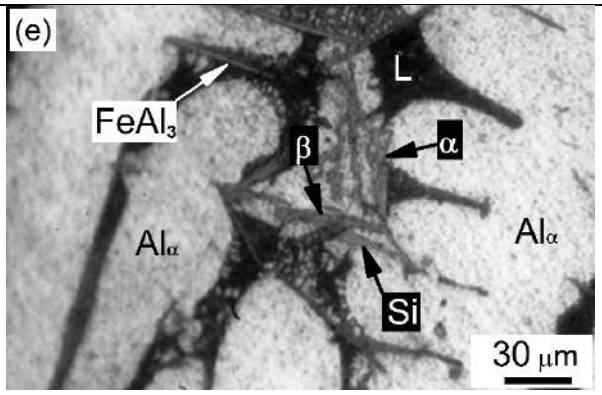
L → $FeAl_3$ + $Al_α$



L + $FeAl_3$ → α + $Al_α$



L+ $FeAl_3$ →α+β +$Al_α$



L+ $FeAl_3$ →α+β+Si+$Al_α$

Figure 1. Stages of formation of iron-containing phases and their composition in the treated by optimal regime alloy Al-8% Si - 0.7% Fe.

Such phase transformations are characteristic of an Al–Si-Fe alloy with a significantly lower silicon content,

Conclusions

Changes in the nature of phase transformations after the treatment of the melt with an electric current are most likely associated with structural rearrangements in the melt under the influence of electric current pulses.

УДК 669

В. А. Андерсон

НТЦ «КВАРЦ», Київ

ДОСВІД ПРОМИСЛОВОГО ОСВОЄННЯ ТЕХНОЛОГІІ ЛГМ В УМОВАХ ДРІБНОСЕРІЙНОГО, БАГАТОНОМЕНКЛАТУРНОГО, А ТАКОЖ МАСОВОГО ВИРОБНИЦТВА СТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ

В даний час технологічний процес лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ) отримав широкий розвиток в ливарних цехах. Це зумовлено суттєвими перевагами даної технології перед існуючими ливарними технологіями, а також наявністю сучасного обладнання.

У доповіді наводиться досвід освоєння ЛГМ на Харківському тракторному заводі. Цех ЛГМ обладнаний модельними автоматами для виробництва піномоделей із сучасного матеріалу (сополімеру). Його застосування дозволило отримувати сталеві виливки без навуглерожування високої якості. Формування та заливка модельних кластерів проводиться на автоматизованій лінії із застосуванням вакуумування форм при їх заливанні металом. Це дозволяє видалити гази, що утворюються при згоранні піномоделей і забезпечити високу екологічну безпеку в ливарному цеху. У цеху освоєно 80 найменувань сталевих виливків вагою від 5 до 80 кг. Робота ділянки протягом 2 років показала високу ефективність процесу ЛГМ, у тому числі, в умовах широкої номенклатури при дрібносерійному виробництві.

Зазначена технологія була також успішно освоєна при масовому виробництві сталевих виливків колосників з жаростійкої сталі на Магнітогорському металургійному комбінаті. Експлуатація даної технології та обладнання підтвердила високу якість цих виливків. Масове виробництво колосників стало можливим завдяки новому підходу до конструкції модельного кластеру. У цьому випадку комплект піномоделей разом із литниковою системою виготовляється на модельному автоматі. Отриманий блок збирається у модельний кластер. Така конструкція дозволяє в десятки разів збільшити кількість виливків у ливарній формі та різко збільшити її металомісткість у порівнянні з традиційними технологіями сирого формування та ХТС.

Новим напрямком розвитку технології ЛГМ є застосування печей постійного струму, які дозволяють використовувати металеву стружку, що значно знижує собівартість високоякісних виливків ЛГМ. Цю технологію планується вперше освоїти на ливарному заводі в м. Самара (РФ) в третьому кварталі 2022 р. Програмою даного

виробництва передбачається виготовлення дев'яти масових виливків із спеціального ливарного чавуну для АвтоВАЗу в кількості до 250 тис. штук на місяць.

Висновки:

Наведений промисловий досвід підприємств, що освоїли прогресивну технологію ЛГМ, підтвердив переваги даної технології. Процес дозволяє різко знизити витрати на механічну обробку виливків, а іноді практично усунути її. Технологія виключає застосування ливарних стрижнів, що використовуються при традиційних технологіях формування в піщано-глинистих сумішах та ХТС. Використання вакууму при заливці ливарних форм дозволяє видалити шкідливі гази, що утворюються, і надалі їх нейтралізувати в спеціальній установці біохімічного очищення газів (АБХУ). Зазначені переваги роблять процес ЛГМ екологічно безпечним та привабливим для працюючих у ливарних цехах. Розроблене та виготовлене обладнання підтвердило його надійність та задану продуктивність. Дане автоматизоване обладнання дозволяє скоротити кількість працюючих та знизити собівартість лиття.

Набутий досвід впровадження технології ЛГМ підтвердив її високу ефективність, що робить її дуже актуальною для малих та середніх ливарних цехів.

У разі зацікавленості компанія надає замовнику такі послуги:

• виготовлення, постачання та здача "під ключ" повного комплекту обладнання, включаючи:

- формувально-заливальну лінію з різною кількістю опок, залежно від обсягів виробництва;
- модельне обладнання, у тому числі систему підготовки пари, автоматичний підвспінювач, модельні автомати з розмірами модельних плит за бажанням замовника, установка для фарбування модельних блоків та сушильні шафи з автоматичним регулюванням температури та вологості всередині шафи, автоматизований склад для зберігання модельного оснащення

• технологічний супровід, у тому числі, відпрацювання технології на деталях-представниках, розробка технологічних інструкцій з усіх переділів процесу, розробка креслень модельного оснащення;

• прив'язка обладнання до існуючого приміщення та розробка проектних рішень;

• навчання спеціалістів замовника технологічним процесам та експлуатації обладнання

УДК 621.22:621.791

С.В. Артьомова[1], О.І. Пономаренко[2], О.С.Бударін[1], В.С. Бондаренко[1], О.М.,Безвесільна[1] , А.П. Марченко[2], О.В. Акімов[2], Т.В. Берлізєва[2]

[1]АТ “Укренергомашини”, Україна, м. Харків

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

РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ ТЕРМООБРОБКИ ДЛЯ СКЛАДНО-ПРОФІЛЬНОЇ ЛОТАТІ РОБОЧОГО КОЛЕСА ГІДРОТУРБІНИ

Розвиток сучасного турбобудування вимагає вирішення низки питань щодо матеріалів і якості відповідальних масивних литих виробів, зокрема до лопатей робочих коліс гідротурбін. Вони повинні забезпечувати високі механічні властивості і рівномірність розподілу їх значень по перерізу виробів; однорідність структури; стійкість до кавітаційної ерозії; високі ливарні та технологічні властивості.

В роботі відпрацьовано режим термічної обробки масивних виливків лопатей робочого колеса гідротурбіни «Дністровської ГАЕС» із сталі мартенситного класу CA-6NM. На основі визначення механічних властивостей, вимірів твердості по всій поверхні лопатей і металографічних досліджень показано доцільність запропонованого режиму термообробки з використанням після високотемпературного аустенітизуючого нагріву інтенсивного охолодження і високого відпуску. Показано, що такий режим забезпечує необхідний рівень механічних властивостей виливків лопатей, усуває негативний вплив внутрішніх напружень, що виникають під час кристалізації і швидкому охолодженні при наступній термічні обробці. Проведені дослідження хімічного складу виливків лопатей їх сталі CA-6NM, що пройшли термічну обробку, показали, що вміст елементів C, Si, Mn, P, S, Cr, Ni, Cu, Mo, Al відповідає ASTM A743/A743M-98a і сприяє одержання необхідних механічних властивостей та забезпечує одержання необхідного рівня властивостей виробів.

Металографічно встановлено відсутність небажаної ліквації і однорідність структури, рівномірність механічних властивостей по тілу лопаті, що зумовлює підвищення опору руйнування внаслідок кавітації.

В результаті досліджень підтверджено доцільність застосування наступного режиму термічної обробки масивних складнопрофільних виливків лопатей з корозійностійкої сталі мартенситного класу CA-6NM, що складається з нагріву до температури 1030-1040°C і відпуску при 580-590°C з використанням швидкого охолодження після високотемпературного нагріву.

УДК 621.74.046:620.178.16

Є. Г. Афтанділянц

Національний університет біоресурсів и природокористування України, Київ

МОДЕЛЮВАННЯ ГУСТИНИ ЛИВАРНИХ СТАЛЕЙ

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

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

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

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

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

Аналіз вищенаведених результатів показує, що для ефективного управління процесом отримання якісних виливків необхідно досліджувати вплив властивостей рідкого металу, теплофізичних умов тверднення і дисперсності дендритної структури

на густину виливків.

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

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

де $m_{зпов}$, $m_{зпс}$, $m_{пс}$ – відповідно, маса зразку на повітрі, зразку та підвіски в спирті, підвіски в спирті, (г); густина спирту (г/см^3).

Густину у твердому стані визначали на конструкційних сталях, що містять від 0,17 до 0,42% масової частки вуглецю; 022 - 3,50 – кремнію; 0,63 - 3,51 - марганцю; 0,9 - 3,52 - хрому; 0,004 -0,030 - азоту; до 0,26 ванадію.

З огляду на те, що між пористістю і густиною металу існує зворотна кореляція, визначили кількісну закономірність впливу таких властивостей рідкого металу, як густина ($\rho_р$), поверхневий натяг між рідкої і твердої фазами ($\sigma_{жт} = 0{,}33\sigma_ж$), динамічна в'язкість ($\eta$) і теплофізичних умов затвердіння (перегрів над температурою ліквідусу ($\Delta t_л$), інтервал кристалізації ($\Delta t_{кр}$), теплота кристалізації ($q_{кр}$) і теплопровідність стали при температурі солідусу (λ_s), і дисперсності дендритної структури на густину конструкційних сталей.

Дослідження густини сталей показало, що густина конструкційних сталей з імовірністю 95% описується наступною залежністю

$$\rho_{тв} = 0{,}99 - 0{,}172 \cdot l_{ст} \cdot \Delta_2 + 6{,}71 \cdot 10^{-6} \cdot \rho_р \cdot \sigma_{жтв} - \\ - 0{,}015 \cdot l_д - 6{,}12 \cdot 10^{-5} \cdot \Delta t_л \cdot \Delta t_{кр} + 5{,}52 \cdot 10^{-6} \cdot \rho_р \cdot \sigma_{жтв} / \eta, \quad (2)$$

R=0,709; δ=1,2 %; $F_р$=7,29 > $F_{т(95\%)}$ = 2,5.

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

Приймаючи за основу сталь 20ХГСЛ, визначили вплив елементів на зміну густини металу, залитого при температурі заливки 1550 °С (рис. 1) і при різному перегрів над температурою ліквідус (рис. 2).

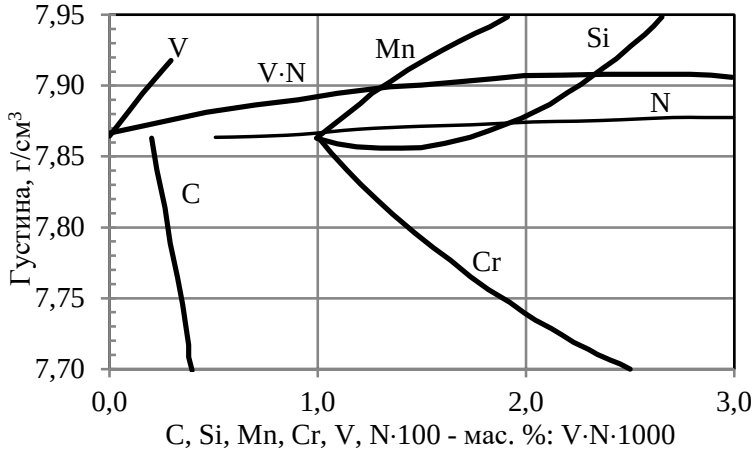


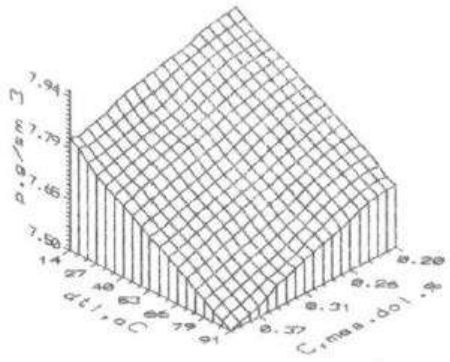
Рис. 1. Вплив елементів на густину конструкційних сталей при температурі заливання 1550 °С. Базовий хімічний склад сталі (мас. частка %):
C = 0,2; Si = 1,0; Mn = 1,0; Cr = 1,0; N = 0,006.

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

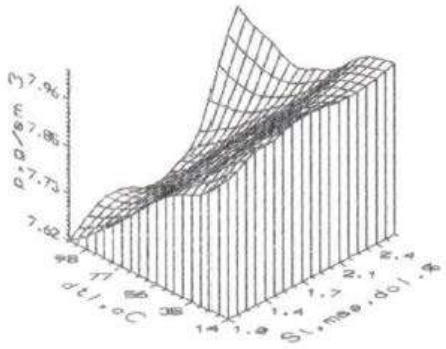
Однак при цьому необхідно відзначити існування чисельних локальних екстремумів, де зі збільшенням вмісту елемента густина може як збільшуватися, так і зменшуватися. В середньому по збільшенню питомої ефективності зміни густини легуючі елементи можна розташувати в наступній послідовності: V, Cr, Mn, Si, N, N+V, C.

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

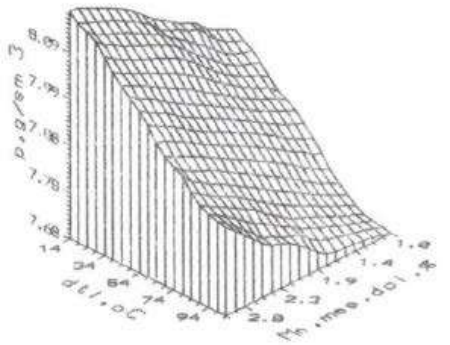
В результаті аналізу умов живлення виливків при охолодженні протягом затвердніння теоретично обґрунтовано та експериментально підтверджено, що густина визначається дисперсністю дендритної структури, величиною перегріву розплаву над температурою ліквідусу, а також властивостями рідкого металу, теплопровідністю стали при температурі солідусу, теплотою і інтервалом кристалізації.



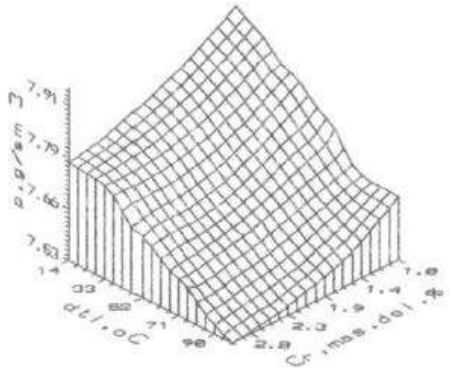
а



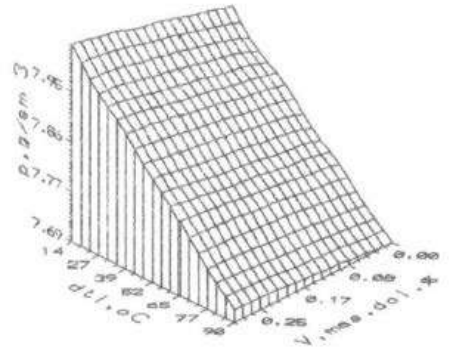
б



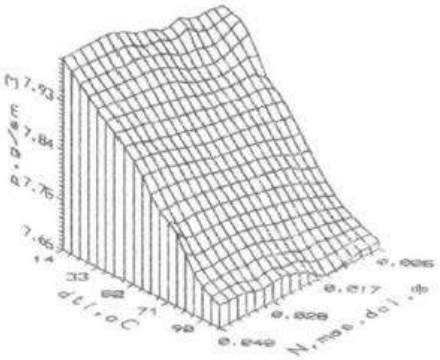
в



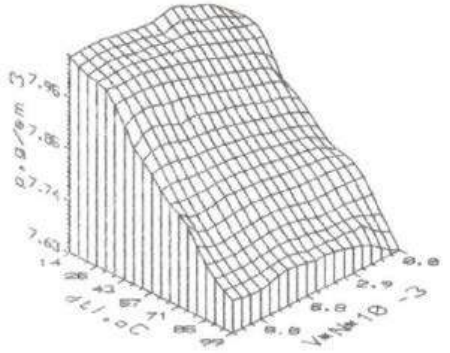
г



д



ж



з

Рис. 2. Вплив вуглецю (а), кремнію (б), марганцю (в), хрому (г), ванадію (д), азоту (ж), ванадію та азоту (з) та перегріву над температурою ліквідус на густину конструкційних сталей.

Базова сталь 20ХГСЛ.

УДК 621.74:669.15-194

Є. Г. Афтанділянц

Національний університет біоресурсів и природокористування України, Київ

ДОСЛІДЖЕННЯ РІДКОТЕКУЧОСТІ КОНСТРУКЦІЙНОЇ СТАЛІ

Дослідження рідкотекучості проводили на сталях, що містять від 0,2 до 0,37% масової частки вуглецю; 0,97-3,2 кремнію; 0,54-3,35 марганцю; 0,79-3,09 хрому; до 0,26 ванадію; 0,005-0,031 азоту.

Рідкотекучість визначали методом вакуумного всмоктування розплаву в інтервалі температур від 1500 до 1650 °С в кварцові трубки при розрідженні 0,03 ± $7 \cdot 10^{-4}$ МПа шляхом заміру довжини металу, котрий заповнив трубки.

Кількісну закономірність рідкотекучості конструкційних сталей визначали в залежності від величини перегріву розплаву над температурою ліквідус ($\Delta t_л$), теплоти кристалізації ($q_{кр}$), щільності (ρ), кінематичної в'язкості (ν) і поверхневого натягу (σ) розплаву, довжини стовпчастих ($l_{ст}$) і дезорієнтованих ($l_д$) дендритів, а також теплопровідності сталі при температурі солідусу (λ_s).

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

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

$R=0,837$; $\delta=13,8$ %; $F_р=32,4 > F_{т(95\%)} = 2,3$.

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

Щодо збільшення значимості комплексного впливу, визначеного за критерієм Стьюдента, з імовірністю 90% ($t_{кр}$ = 1,70) фактори можна розташувати в наступній послідовності: $\Delta t_л \cdot q_{кр}$ ($t_р$ = 1,76), теплопровідність при температурі солідус і дисперс-

ність дендритної структури $\lambda_s \cdot l_{ст} \cdot l_д$ ($t_р$ = 1,82), $l_{ст}$ ($t_р$ = 2,24), $\rho \cdot \nu \cdot \sigma$ ($t_р$ = 10,94). Отже, по зменшенню ефективності впливу, в відзначених межах зміни досліджуваних параметрів, можна виділити три основні групи чинників:

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

Приймаючи за основу сталь 20ХГСЛ, визначили ефективність впливу елементів на зміну рідкотекучості конструкційних сталей при температурі заливання 1550 °С (рис. 1) і при різному перегрів над температурою ліквідус (рис. 2).

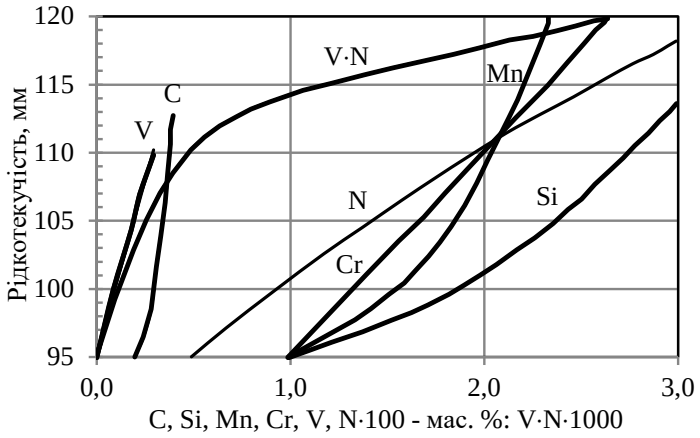


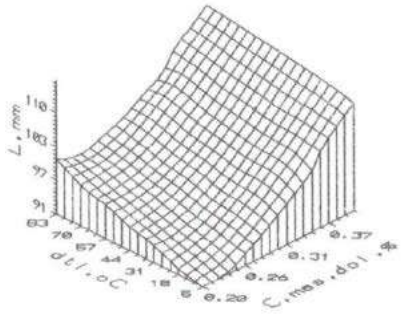
Рис. 1. Вплив елементів на рідкотекучість конструкційних сталей при температурі заливання 1550 °С.

Базовий хімічний склад сталі (мас. частка %): C = 0,2; Si = 1,0; Mn = 1,0; Cr = 1,0; N = 0,006.

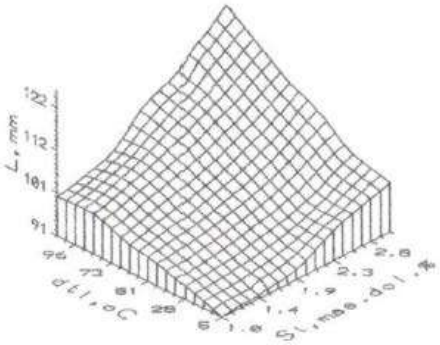
Аналіз результатів досліджень показує, що вплив легуючих елементів на властивості рідкого металу, дисперсність дендритної структури і теплофізичні параметри тверднення таке, що за питомою ефективності збільшення рідкотекучості їх можна розташувати в наступній послідовності Si, Cr, Mn, C, V, N, V+N.

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

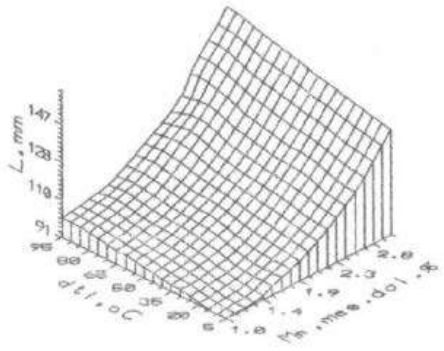
В результаті аналізу процесу формування рідкотекучості теоретично обґрунтовано та експериментально підтверджено, що її рівень визначається дисперсністю дендритної структури, величиною перегріву розплаву над температурою ліквідусу, а також властивостями рідкого металу, теплопровідністю стали при температурі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



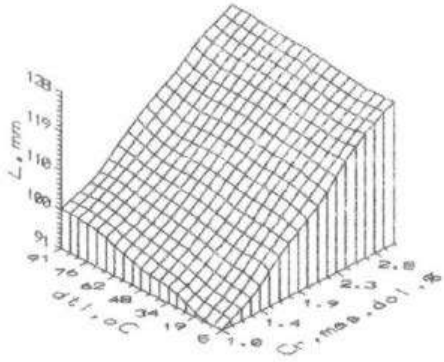
а



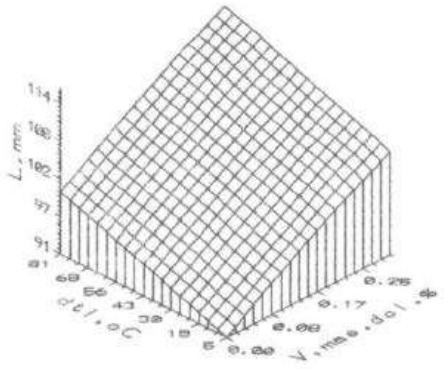
б



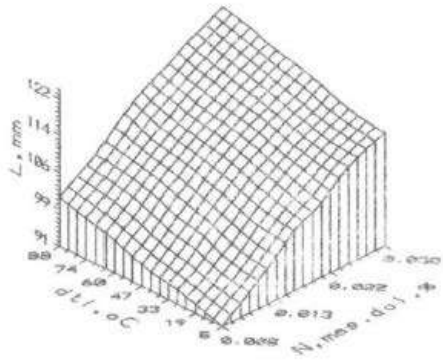
в



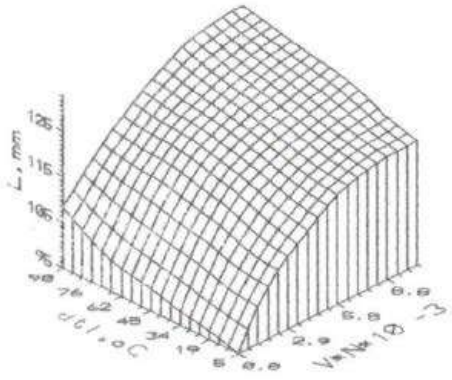
г



д



ж



з

Рис. 2. Вплив вуглецю (а), кремнію (б), марганцю (в), хрому (г), ванадію (д), азоту (ж), ванадію та азоту (з) та перегріву над температурою ліквідус на рідкотекучість конструкційних сталей. Базова сталь 20ХГСЛ.

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

За питомою ефективністю збільшення рідкотекучості легуючі елементи можна розташувати в наступній послідовності: Si, Cr, Mn, C, V, N, V+N.

УДК 669.18.621:539.21

Є. Г. Афтанділянц

Національний університет біоресурсів і природокористування України, Київ

ВПЛИВ СТРУКТУРИ НА ПРОГАРТОВАНІСТЬ ЛИВАРНИХ СТАЛЕЙ

Прогартованість характеризує здатність стали сприймати загартування на певну глибину і є однією з основних характеристик, що дозволяє прогнозувати розподіл структурних складових за переризом виливка або деталі.

Дослідження впливу різних факторів на прогартованість конструкційних сталей показують, що прогартованість конструкційної сталі визначається в основному стійкістю аустеніту до переохолодження і повинна залежити від розміру зерна аустеніту, ступеня легування твердого розчину та вмісту в ньому вторинних фаз. Враховуючи, що прогартованість визначається в основному як відстань від поверхні деталі або виливка до зони, що містить 50% мартенситу, визначили вплив хімічного складу сталі і температури гартування (t_q) на твердість зони, що містить 50% мартенситу.

Математичний аналіз показав, що твердість напівмартенситної зони конструкційних сталей з ймовірністю 99% та похибкою 1,31% описується наступним рівнянням

$$\mathrm{HRC}_{(50\%\mathrm{M})} = 32 + 54 \cdot C + 4{,}64 \cdot Mn - 10{,}9 \cdot C \cdot Mn + 3{,}34 \cdot C \cdot Cr - 2{,}49 \cdot C \cdot Mn \cdot Cr - 0{,}013 \cdot t_q, \quad (1)$$

R=0,994; $F_{6/81}$=2538 > $F_т^{0,01}$=2,92

З урахуванням встановленої залежності методом торцевого гартування (ГОСТ 5657-69), визначили прогартованість литих конструкційних сталей, що містять від 0,19 до 0,52% масової частки вуглецю; 0,14 - 0,86 - кремнію; 0,76 - 2,14 марганцю;

0,03 - 1,33 хрому; 0,003 - 0,023 сірки; 0,005 - 0,024 фосфору; 0,005 - 0,018 азоту; 0,007 - 0,07 алюмінію; до 0,13 ванадію; 0,035 титану; 0,003 бору, в інтервалі температур гартування від 900 до 1000 °С.

Приймаючи за незалежні фактори ступінь легування твердого розчину, розмір зерна аустеніту та вміст у ньому нітридів ванадію, алюмінію та титану, побудували математичну модель прогартованості конструкційної сталі, яка має наступний вигляд:

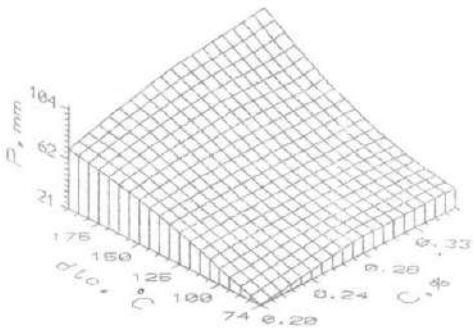
$$H = 351 \cdot Si - 56{,}5 - 1{,}84 \cdot D_a \cdot (Si + Mn + Cr + V_a) - 90 \cdot Mn + 60{,}7 \cdot (Si + Mn + Cr + V_a) - \\ - 1067 \cdot C \cdot Si + 538 \cdot C \cdot Mn - 243 \cdot (C + N_a + B) \cdot (Si + Mn + Cr + V_a) - 57{,}9 \cdot Si \cdot Mn + \\ + 54{,}8 \cdot Si \cdot Cr + 7{,}82 \cdot D_a \cdot (C + N_a + B) \cdot (Si + Mn + Cr + V_a) \quad , \qquad (2)$$

$R = 0{,}981$; $\delta = 12{,}8$ %; $F_{10/29} = 72{,}5 > F_т^{0,01} = 3{,}0$

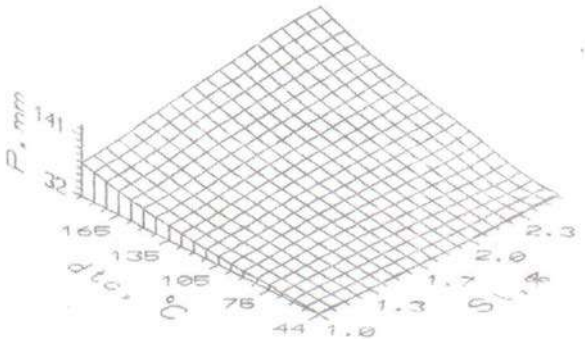
Аналіз рівняння 2 показує, що вплив легуючих елементів і домішок на прогартованість стали пов'язано в основному з їх твердорозчинним дією та зміною розміру зерна аустеніту. Необхідно відзначити незначний вплив вторинної фази, який враховується, мабуть, розміром зерна аустеніту.

Приймаючи за базу сталь 30ХГСЛ, визначили ефективність впливу C, Si, Mn, Cr, V, N і V+N на прогартованість сталі залежно від ступеня перегріву аустеніту над температурою t_{ac3}.

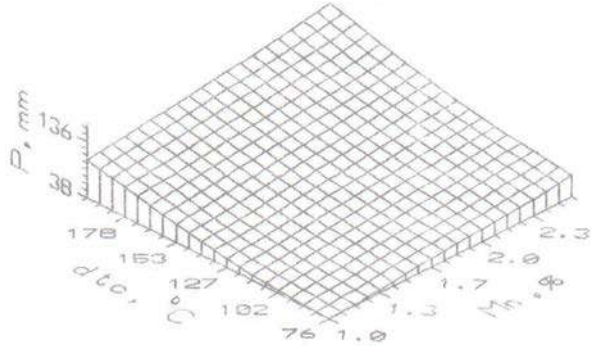
Результати розрахунків наведені на рис.1, 2.



а



б

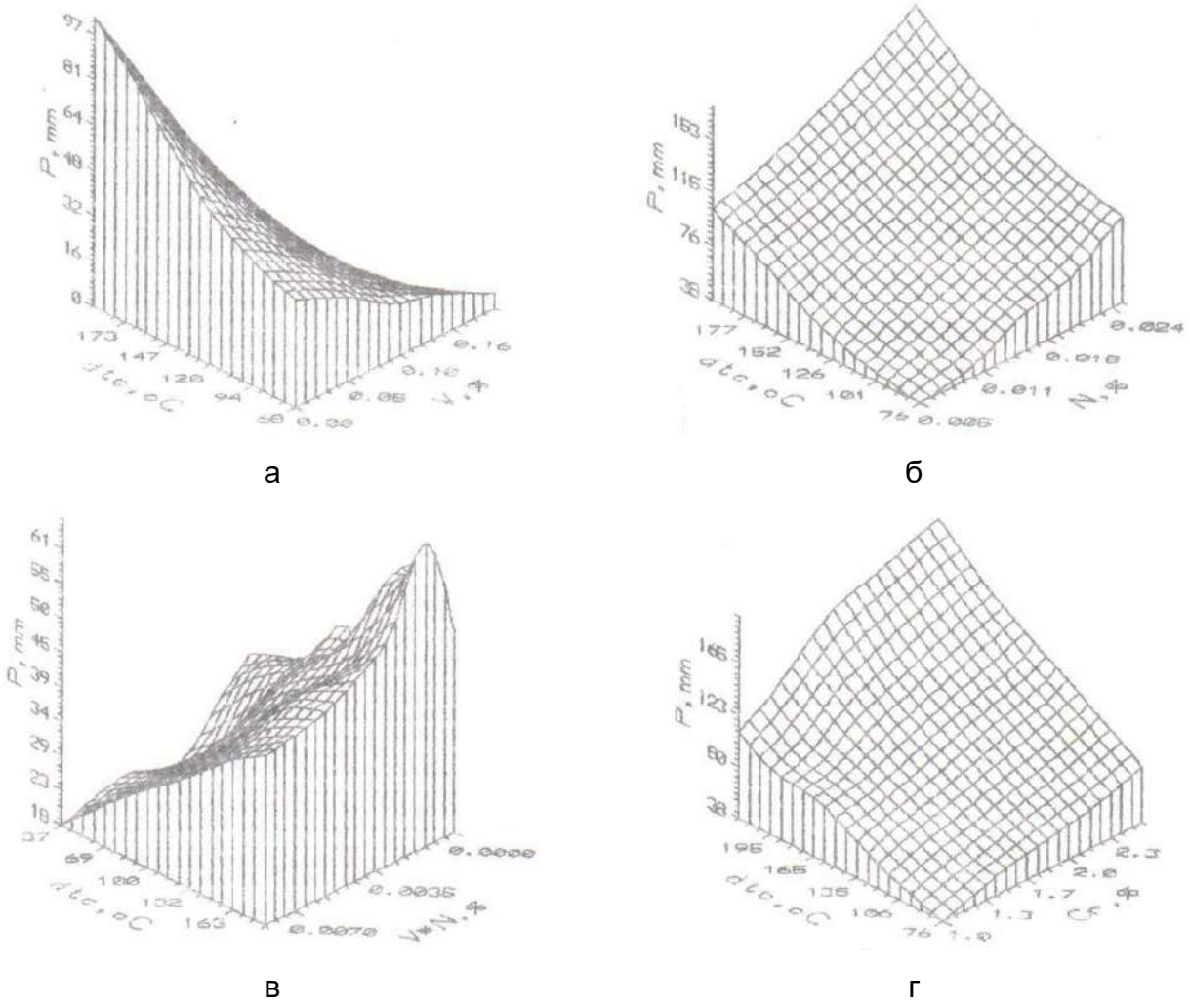


в

Рис. 1.- Вплив C (а), Si (б), Mn (в) та ступеня перегріву аустеніту над температурою t_{ac3} на прогартованість сталі

Базова сталь 30ХГСЛ.

Аналіз даних наведених на рис. 1, 2 показує, що зміна легуючими елементами розміру зерна аустеніту та ступеня легування твердого розчину така, що при мінімальному ступені перегріву (t_q = 900 °С) марганець, хром, вуглець і азот закономірно підвищують, ванадій і спільне легування стали азотом та ванадієм знижують, а кремній екстремально змінює прогартованість сталі. Що стосується торцевої гартування від 1050 °С, тобто, при максимальному перегріві, ефективність впливу елементів змінюється, як кількісно, так й якісно.



а б в г

Рис. 2.- Вплив V (а),N (б),V + N (в), Cr (гг) та ступеня перегріву аустеніту над температурою t_{ac3} на прогартованість сталі.

Базова сталь 30ХГСЛ.

Наприклад, легування сталі кремнієм і спільно 0,1%V і 0,015%N призводить до підвищення прогартованості сталі. При великих добавках азоту і ванадію прогартованість сталі знижується.

Слід зазначити, що зі збільшенням ступеня перегріву аустеніту ефективність впливу елементів крім марганцю і азоту зростає, що свідчить про значний вплив твердорастворного чинника. Зниження ефективності впливу таких аустенітоутворюючих елементів як марганець і азот пов'язане зі збільшенням вмісту в сталі залишкового аустеніту.

Порівнюючи усереднений питомий вплив елементів на прогартованість конструкційної сталі слід зазначити, що найбільш перспективним є її легування азотом.

УДК 669.131.7:669.891:669.017.3:669.046.548.2

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

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

e-mail: otdel.vch@gmail.com

ОСОБЛИВОСТІ ВЗАЄМОДІЇ СИЛІКОКАЛЬЦІЮ СК30 З РОЗПЛАВОМ ЧАВУНУ

Сучасна ситуація з ресурсами вимагає створення нових високоефективних модифікаторів з регульованою кінетикою розчинення, а підвищення ефективності модифікування розплаву відповідає потребам сьогодення. В технологіях одержання виробів з високоміцного чавуну з оптимальними показниками міцності і пластичності до головних факторів (окрім хімічного складу самого розплаву), які визначають стабільність та ефективність процесів модифікування, відносяться мікроструктура та фазовий склад модифікувальних сплавів, а також умови і швидкість їх розчинення у розплаві. Для зменшення витрат магнію на рафінування і зменшення піроефекту та підвищення ефективності модифікування застосовують кальцій. Однак металевий кальцій практично не розчиняється в розплавах заліза, а небезпечність введення (температура плавлення – 850 °С, температура кипіння – 1440 °С) в залізовуглецеві розплави обмежує його використання в чорній металургії. Натомість для модифікування часто використовують відповідні сплави кальцію з кремнієм, тобто силікокальцій, які значно дешевші і стійкіші за підвищеної температури (температура плавлення від 980 до 1250 °С).

В роботі наведено результати, які отримані під час дослідження швидкості розчинення, зміни фазового складу та мікроструктури зразків силікокальцію СК30 масою 8-12 г в процесі фізико-хімічної взаємодії впродовж 3-10 секунд з 10 кг розплаву чавуну температури 1350-1450 °С. В дослідженнях використовували гартувально-

структурний метод [1] з наступним вивченням мікроструктур витриманих у розплаві зразків на сканувальному електронному мікроскопі JSM 6490 LV та частково – на рентгенівському електронному мікроаналізаторі РЕММА-102.

Визначено, що вихідна мікроструктура силікокальцію СК30 складалася з трьох фаз: переважаючого дисиліциду кальцію $CaSi_2$ в кількості від 64,4 % до 79,7 % і рівномірно розподілених у ньому кристалів кремнію Si (16,7-11,9 %) та лебоїту $FeSi_2$ (18,9-8,4 %) переважно голкоподібної форми. Після фізико-хімічної взаємодії з розплавом чавуну на поверхні залишку зразків силікокальцію утворився поруватий реакційний шар. Мікроструктура зовнішньої поверхні цього шару, яка безпосередньо контактувала з розплавом, на 90-95 % складалась з фази типу Fe_2Si (Fe_3Si) з масовою часткою заліза 77,5-82,4 %, кремнію 13,8-17,1 %, кальцію – 0,5-8,7 %. Мікроструктура внутрішньої поверхні, що примикала до силікокальцію, в основному двофазна – це кремнієвмісні фази округлої форми з високою масовою часткою кальцію (71,16 % Ca, тобто фаза Ca_2Si) в кількості 45,36 % та заліза (62,34 % Fe, тобто фаза FeSi) в кількості 54,64 %. Присутність таких фаз з конгруентними температурами плавлення 1314 та 1410 °С, відповідно, може негативно впливати на стабільність та ефективність процесу модифікування. Маса реакційного шару зменшується при зростанні тривалості витримки і температури розплаву: після 5 секунд перебування у розплаві з температурою 1350 °С маса становить 8,8 г; після 10 с при 1350 °С – 7,3 г і впродовж 2,1 с при 1420 °С – 5,3 г.

В структурі залишку зразка силікокальцію спостерігається зменшення кількості фази Fe_2Si до 25,7-28,5 % і збільшення до 60,3-64,1 % кількості округлих включень фази FeSi (ε). По всій високозалізистій фазі розташовуються голкоподібні включення трикомпонентної фази Fe-Si-Ca (5,9-7,4 %) з масовою часткою заліза 53,2-60,4 %, кремнію 26,4-27,2 % і кальцію 12,7-19,0 %, яка є похідною кальцій-кремнієвої фази $CaSi_2$, залишок котрої також представлений округлими вкрапленнями фази CaSi в кількості приблизно 8,1 %. Тобто, в результаті фізико-хімічної взаємодії в системі «твердий силікокальцій – рідкий чавун» відбувається перенесення кремнію і кальцію із силікокальцію в чавун, а заліза – із рідкого чавуну в силікокальцій. При цьому кальцій переходить без кремнію, який з’єднується з залізом.

Експериментально встановлено, що швидкість зміни маси зразків силікокальцію СК30 під час їх витримки в рідкому чавуні при температурах 1400 та 1450 °С знаходиться в межах 1,0-1,2 г/с, що в 1,5-2,0 рази менше, ніж у феросиліцію ФС75 (1,5-2,4 г/с), і в 2,3-3,0 рази менше, ніж у феросиліцій-магнієвої лігатури ФСМг7 (2,3-3,6 г/с).

Встановлені особливості перебігу фізико-хімічних процесів в системі «твердий силікокальцій – рідкий чавун» необхідно враховувати під час розроблення технологій модифікування чавуну із застосуванням силікокальцію та інших сплавів, що вміщують кальцій.

Список літератури

1. Бубликов В.Б. Процесс растворения модифицирующих сплавов в жидком чугуне / В.Б. Бубликов, Ю.Д. Бачинский // «Нові матеріали і технології в машинобудуванні: матеріали VIII міжнародної науково-технічної конференції». – Київ: НТУУ «КПІ». – 2016. – с. 16.

УДК 669.715

В.І. Бєлік

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

e-mail: belikvi@ukr.net

ВПЛИВ ВОДНЕВОЇ ОБРОБКИ НА ТРІЩИНОСТІЙКІСТЬ СПЛАВУ АМ4,5КД (ВАЛ10)

Яскравим представником сплавів, схильних до гарячоламкості, є АМ4,5Кд (ВАЛ10). Одним із методів підвищення їх тріщиностійкості є воднева обробка (ВО) у рідкому стані, яка досі не знайшла широкого поширення, бо відсутні відомості про одночасний вплив ВО розплаву на тріщиностійкість, пористість і, головне, на властивості литого металу. Для вирішення цієї проблеми розроблено пробу, що на відміну від традиційної кільцевої дозволяє досліджувати міцнісні властивості, причому в умовах неповного живлення, що характерно для фасонних виливків зі сплаву АМ4,5Кд (ВАЛ10). Фото виливка проби представлено на рис. 1.

Рис. 1 – Фото виливка проби на тріщиностійкість

При твердненні заплічиків виникають напруги, що викликають утворення гарячої тріщини. Контрольними зразками, що тверднуть у тих же умовах живлення, але без утворення тріщини, є виливки без заплічиків, для чого відповідні порожнини чавунного кокілю заповнюються мінеральною ватою.

Газонасичення проводили продувкою дози розплаву з температурою 760-780 ℃ парою води з використанням тампона з вологої мінеральної вати протягом 5-20 с. Розплав заливали при температурі 725-735 ℃. Згідно з даними Рис. 2 максимальну міцність показали контрольні виливки, отримані у спеціальному кокілі, що забезпечував достатнє живлення. Максимальному значенню пористості (0,3 %) відповідає мінімальне для даних умов експерименту значення σв – 202 МПа. При максимальному значенню σв – 270 МПа пористість близько до нульового значення – 0,03 %.

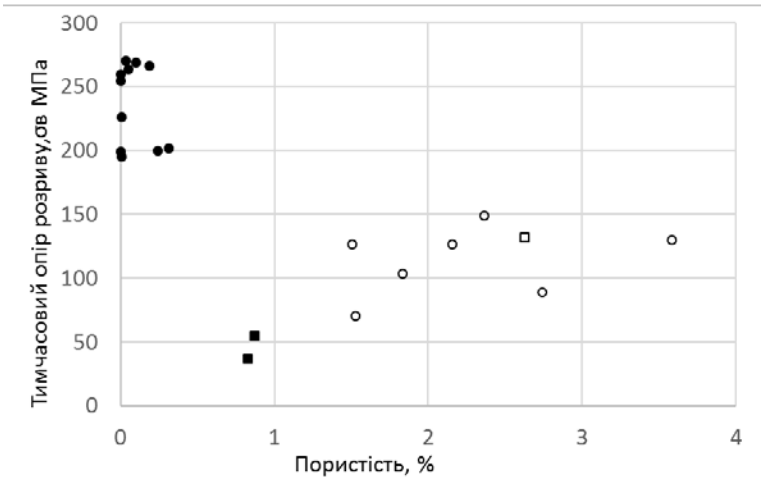


Рис. 2 – Залежність тимчасового опору розриву сплаву АМ4,5Кд (ВАЛ10) від ВО та умов живлення: ● – виливки з вихідного сплаву, отримані в умах достатнього живлення; ■ – виливки проби на тріщиностійкість без заплічиків з вихідного сплаву; ○ – виливки проби на тріщиностійкість після ВО; □ – виливок проби на тріщиностійкість без заплічиків після ВО

Пористість проб, отриманих без заплічиків з розплаву, необробленого воднем, є 0,82 % і 0,87 %, що значно нижче, ніж у виливків після ВО. Проте показники міцності також нижчі. Так, максимальне значення міцності – 54,5 МПа, тоді як цей показник для виливків після ВО знаходиться в межах від 70 до 149 МПа. Причиною цього є

зміна форм пор під впливом ВО. Відомо, що у разі твердннення негазонасиченого розплаву в умовах утрудненого живлення, форма газоусадкових пор визначається формою просторів між гілками кристалів твердого розчину алюмінію. Тобто пори можуть мати досить гострі краї, щоб стати концентраторами напружень, тоді як газові пори, що утворюються при твердненні такого виливка при використанні ВО, мають більш сприятливу, з точки зору впливу на механічні характеристики, округлу форму. Тому, навіть у тому випадку, коли умови твердннення виливка виключають утворення тріщини (що моделюється пробою без заплічиків) використання ВО сприяє підвищенню міцнісних властивостей литого металу, що підтверджено результатами даного експерименту.

Таким чином, встановлено, що ВО розплаву АМ4,5Кд (ВАЛ10) протягом 7-10 с усуває утворення тріщини у 60 % випадків її застосування і підвищує значення σв відносно виливків, отриманих з вихідного розплаву за умови відсутності утворення тріщин.

УДК 669.715

В.І. Бєлік, А.Г. Пригунова, В.Ю. Шейгам, В.П. Головаченко,
Є.А. Житков, В.Д. Бабюк, Н.П. Ісайчева.
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, м. Київ
e-mail: belikvi@ukr.net

ЕФЕКТИВНІСТЬ ФІЗИКО-ХІМІЧНИХ МЕТОДІВ ПІДВИЩЕННЯ ТРІЩИНОСТІЙКОСТІ СПЛАВУ АМ4,5КД (ВАЛ10)

Досліджено вплив фізико-хімічних методів обробки розплаву на тріщиностійкість виливків, у тому числі: модифікування алюмінієво-титановою лігатурою у перерахунку на 0,15 % титану, отриманою з високою швидкістю охолодження; вібрації розплаву в процесі твердннення; водневої обробки розплаву шляхом продуванням парою води та обробки розплаву перед заливкою ротором, що обертається та охолоджує. Схильність сплаву до утворення тріщини оцінювали по спеціально розробленій пробі, що затверділа в чавунному кокілі. Вона являє собою виливок у вигляді стрижня, розтягувальні напруги в якому формуються за рахунок заплічиків. Виливки з вихідного розплаву тверділи з утворенням тріщини. Ефективність кожного методу визна-

чали за відсотком відношення кількості виливків без тріщини до загальної кількості виливків, одержаних з використанням вище означених методів фізико-хімічного впливу. Отримані дані представлено на рис.1.

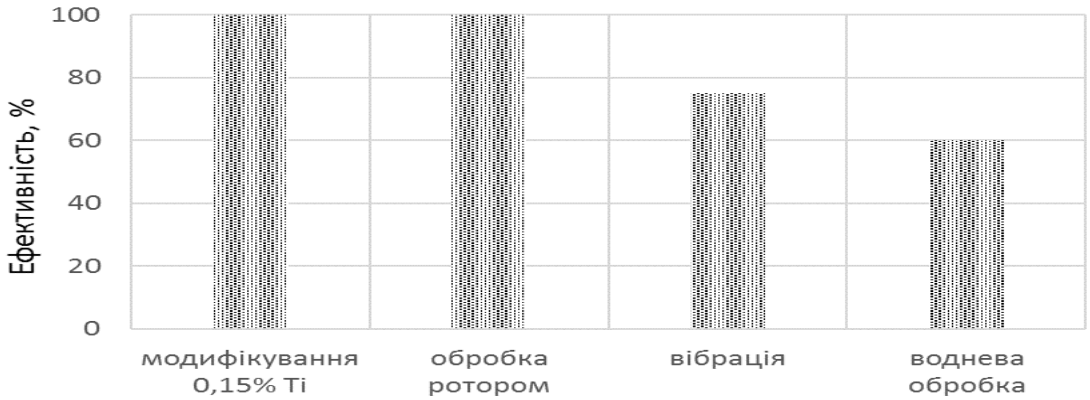


Рис.1 – Ефективність фізико-хімічних методів підвищення тріщиностійкості сплаву АМ4,5кд (ВАЛ10)

Також досліджено міцність, пластичність і пористість одержаних виливків. На рис. 2 наведено їх середні показники для литих виробів, отриманих з використанням вище розглянутих методів впливу на розплав, та двох видів контрольних зразків з вихідного сплаву, що не піддавалися додатковому обробленню.

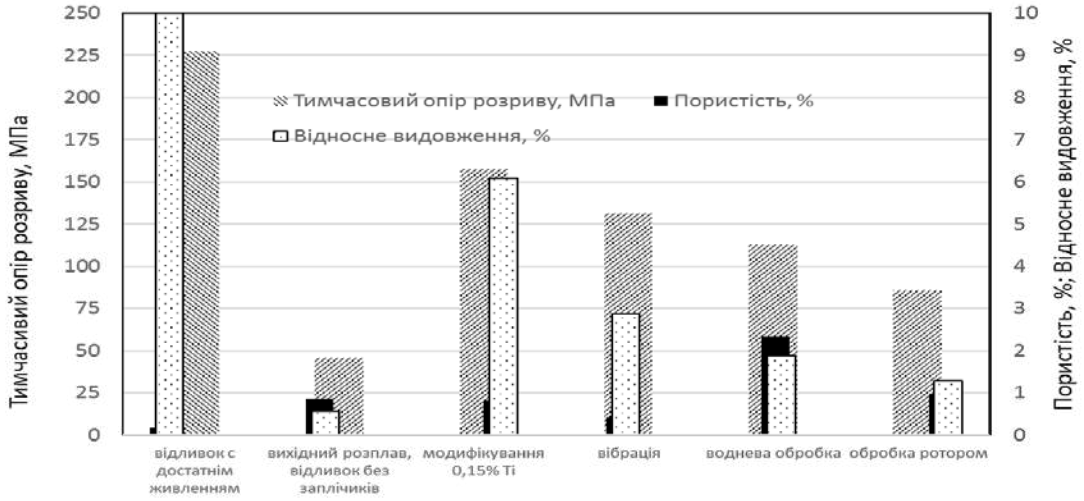


Рис. 2 – Міцність, пластичність і пористість металу виливка в залежності від методу підвищення тріщиностійкості

Зокрема, це максимально можливі в умовах експерименту для даного сплаву значення міцності та пластичності при мінімальних значеннях пористості (тверднення виливків у кокілі, що забезпечує достатнє живлення виливка), а також дані, отримані на виливках, відлитих у кокіль проби на тріщиностійкість, які затверділи без утворення тріщини. Для цього порожнини заплічиків кокіля заповнені мінеральною ватою.

Максимальну міцність та пластичність при мінімальній пористості показали виливки, отримані в кокільні із достатнім живленням. Виливки, шо затверділи в пробі на тріщиностійкість без заплічиків, мають низьку міцність та пластичність, що викликано не тільки високим значенням пористості через утруднене живлення виливка, але й гострокутною формою газоусадкових дефектів, які відіграють роль надрізів – концентраторів напруження. Модифікування титаном забезпечує 100-відсоткову ефективність тріщиностійкості та найвищий серед інших методів рівень міцності та пластичності. Проте він нижчий, ніж у виливків з достатнім живленням, бо рівень пористості практично не змінився. Стовідсоткову ефективність показала і роторна обробка розплаву. Однак при цьому пористість перевищувала показник для контрольного виливка без заплічиків, за рахунок чого міцність та пластичність мінімальні серед усіх використаних методів. Ефективність вібрації становить 75 %. Це пов’язано з поліпшенням живлення виливка та посиленням процесу заліковування тріщин. Трохи менша ефективність при водневій обробці, при значному зростанні пористості порівняно з контрольними виливками, що обумовлено очікуваним ефектом заміни гострокутної міждендритної пористості, яка формується в умовах утрудненого живлення, округлими роз'єднаними порами.

УДК 621.74

В.С. Бондаренко[1], О.М. Безвесільна[1], О.І. Пономаренко[2], О.С.Бударін[1], А.П. Марченко[2], О.В. Акімов[2], С.В.Артьомова[1], В.П. Михайлюков[1], С.Д. Євтушенко[2].

[1]АТ “Укренергомашини”, Україна, м. Харків
[2]Національний технічний університет "Харківський політехнічний інститут", Україна, м. Харків

ПРОГРЕСИВНА ТЕХНОЛОГІЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКА ЛОТАТІ РОБОЧОГО КОЛЕСА РАДИАЛЬНО-ОСЬОВОЇ ГИДРОТУРБІНИ

Метою дослідження роботи є розробка прогресивної технології виливки лопаті робочого колеса гідротурбіни Дністровської ГАЕС

Для вирішення задачі підвищення якості виливків використовувалися комп'ютерно-інтегровані методи моделювання процесів лиття. Використання CAD/CAE про-

грам дозволило значно скоротити час на розробку технологічних процесів, створити умови для спрямованого затвердіння виливків, розрахувати оптимальну величину прибутку і за рахунок прогнозування появи місць дислокації дефектів, зменшити брак виливків.

Виготовлення цільнолитої лопаті робочого колеса з нержавіючій сталі СА-6NM стало можливим після реконструкції металургійного виробництва АТ «УЕМ» та капітального ремонту електродугової печі.

Структурна стабільність, стабільність фізико-механічних властивостей при виробництві сталі СА-6NM досягається за рахунок отримання заданого співвідношення хромового та нікелевого еквівалента та використанням комп'ютерного керування складом сталі при виплавці. Виплавка нержавіючої сталі велася у двох електродугових сталеплавильних печах з основним футеруванням. Після випуску метал продувався через щілинні фурми в ковшах аргоном.

Формоутворювальне оснащення було представлено складним об'ємним модельним комплектом. Були виготовлені просторові шаблони, стрижневі ящики та модельний знак. При виготовленні стрижнів застосовувалися каркаси складної конструкції та формувальні холодно-твердіючій суміші на хромітових пісках по фуран-процесу. При виготовленні стрижнів для прибуткових частин використовувалися екзотермічні матеріали.

Зниження вартості виливків лопатей від переведення з зварно-литого варіанту на цільно-литий та організацію їх виробництва в умовах ливарного цеху АТ «УЕМ» склала 30%.

УДК 669.131.7:669.046.516:669.046.52

В.Б. Бубликов, Ю.Д. Бачинський, В.О. Овсянников, Н.П. Моісеєва

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

e-mail: otdel.vch@gmail.com

ОДЕРЖАННЯ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ФЕРИТНОГО КЛАСУ

Високопластичний високоміцний чавун феритного класу використовується, головним чином, при отриманні деталей машин і механізмів, які працюють в умовах ударно-циклічних та динамічних навантажень, в тому числі за низьких температур. Недостатнє використання цього матеріалу в промисловості зумовлене відсутністю на

території України спеціальних рафінованих чушкових чавунів з низькою масовою часткою сірки (≤0,015 %), фосфору (0,05 %) і марганцю (≤0,3 %) та ефективних технологій одержання чавунів феритного класу підвищеної міцності ($\sigma_B \geq 450$ МПа) з відносним видовженням δ понад 18 % та заданим комплексом спеціальних службових властивостей. До Європейського стандарту EN1563:2018 (в Україні його прийнято і введено в дію як ДСТУ EN1563:2019) поряд з найбільш поширеною традиційною маркою високопластичного високоміцного чавуну феритного класу EN-GIS-400-15 (аналог української марки ВЧ400-15) введено марки EN-GJS-400-18 і EN-GJS-450-18 з підвищеним до 18 % відносним видовженням δ, аналоги яких відсутні в діючому стандарті України ДСТУ3925-99.

Перспективним напрямком розвитку технологій одержання феритного високопластичного високоміцного чавуну є застосування для сфероїдизувального модифікування феросиліцій-магній-кальцієвих лігатур. В реакціях десульфурування і розкислення чавуну кальцій має вищу термодинамічну активність, ніж магній. Використання кальцію у складі феросиліцій-магнієвих лігатур дозволяє знизити витрату пірофорного магнію до рівня, який потрібен для виконання тільки його основної функції – забезпечення отримання при кристалізації глобулів графіту. Кальцій знижує переохолодження, зумовлене введенням магнію в рідкий чавун, збільшує кількість центрів кристалізації графіту, зменшує схильність тонкостінних виливків до утворення відбілу, знижує лінійну і об’ємну усадку, збільшує кількість фериту в металевій основі. В результаті підвищення ступеня рафінування розплаву та інтенсифікування графітоутворення в процесі кристалізації підвищуються пластичність і ударна в’язкість, зменшується анізотропія механічних властивостей чавуну у виливках [1].

Досліджено вплив складу магнієвих лігатур на формування механічних властивостей феритних високоміцних чавунів, виплавлених в електропечі ІСТ-016 із шихти з переробного чушкового чавуну марки ПЛ2 (до 0,03 % сірки і 0,085 % фосфору). Хімічний склад високоміцного чавуну у виливках змінювався в наступних межах (масова частка, %): 3,50-3,85 C; 2,25-2,84 Si; 0,30-0,37 Mn; 0,038-0,061 Mg; 0,022-0,027 S; 0,075-0,080 P. До складу високоміцного чавуну, отриманого модифікуванням NiMg15 лігатурою, входило 0,70-0,74 % нікелю.

Порівняльні експериментальні результати механічних випробувань одержаних високоміцних чавунів після низькотемпературного феритизувального відпалу представлено в таблиці.

Таблиця – Вплив модифікування на механічні властивості високоміцних чавунів, виплавлених з переробного чушкового чавуну марки ПЛ2

№ з/п	Варіант модифікування	Механічні властивості			
		$\sigma_в$, МПа	δ, %	КС, Дж/см^2	НВ
1	FeSi45Mg7Ca4	500,2	21,5	115	175
2	NiMg15+ FeSi75	497,0	16,0	88	177
3	FeSi50Mg7	484,0	15,0	82	181

Максимальні значення відносного видовження δ = 21,5 % і ударної в'язкості КС = 115 Дж/см^2 одержані в результаті модифікування FeSi45Mg7Ca4 лігатурою. Ці значення на 43 та 40 % більші, ніж отримані після модифікування лігатурою FeSi50Mg7, і на 35 та 30 % вищі, ніж після модифікування NiMg15-лігатурою сумісно з феросиліцієм FeSi75.

Таким чином, експериментально встановлено переваги застосування процесу модифікування FeSi45Mg7Ca4 лігатурою для одержання високих показників відносного видовження і ударної в'язкості високоміцного чавуну, виплавленого з використанням в шихті переробного чавуну ПЛ2 з високою масовою часткою S (до 0,03 %) і P (до 0,08 %), який значно дешевший порівняно з рафінованим продуванням магнієм чушковим чавуном.

Список літератури

1. Бубликов В.Б. Кальций в высокопрочном чугуне / В.Б. Бубликов // Процессы литья. – 2007. – №5. – с. 4-10.

УДК

А.М. Верховлюк, Р.В. Петровський, В.М. Бабич

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

e-mail: anatoliiverkhovliuk@gmail.com

ВПЛИВ Mg, Ag, Sn, Fe, Ni НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ МІДНИХ ЗАГОТОВОК

Досліджені хімічні елементи по різному впливають на структуру та властивості безперервнолитої міді. Їх було вибрано та проаналізовано згідно електронної теорії модифікування. Виходячи з неї елементи, які мають низьке значення величини ефективного іонізаційного потенціалу $U_{еф}$ ніж металічна основа сплаву, будуть проявляти в тій чи іншій мірі модифікуючу дію при кристалізації. Елементи, які мають більшу $U_{еф}$

ніж металічна основа сплаву, будуть виступати демодифікаторами, тобто сприяти консолідації кристалічної структури. Це пов'язано з тим, що чим нижче значення іонізаційного потенціалу, тим легше хімічний елемент віддає свої валентні електрони, і навпаки. Другим фактором, який характеризує здатність хімічного елемента впливати на формування структури є його розчинність в матричному сплаві або металі. Елемент, що проявляє властивості модифікатора повинен мати низьку розчинність в твердому металі та обмежену – в рідкому. Обидва вказаних фактори входять в напівемперичну формулу для розрахунку модифікуючої активності елементів.

$$\mu = (U_{ме} - U_{мод}) / C_s, \qquad (1)$$

де μ – коефіцієнт модифікуючої активності, еВ / % ат.; $U_{ме}$,$U_{мод}$ – ефективні іонізаційні потенціали матриці та модифікатора, еВ; C_s – розчинність хімічного елемента в твердому металі, % ат.

Значення модифікуючої активності μ для Mg, Ag, Sn, Fe та Ni представлено в таблиці 1.

Таблиця 1

Коефіцієнти модифікуючої активності досліджених елементів у міді

Хімічний елемент	C_s, % ат.	$U_{мод}$, еВ	μ, еВ/% ат.
Mg	3,00	2,42	0,050
Ag	13,60	7,58	-0,369
Sn	0,0001	3,31	-7500
Fe	0,30	3,00	-1,470
Ni	100	3,20	-0,006

Примітка: для міді U_{Cu} = 2,56 еВ.

Виходячи з представлених даних можна заключити, що магній являється модифікатором для рідкої міді, а всі інші елементи є демодифікаторами.

Вище представлені елементи вводили в рідку мідь розрахунку 0,05 – 0,10 % мас. Наважки поміщали у мідну трубку, запресовували її і вводили в розплав при температурі 1200 ± 10 °С.

Встановлено, що при введені Mg в рідку мідь спостерігається подрібнення кристалічної структури та незначне пониження відносного видовження. При цьому зменшується середня площа розрізу зерна з 5,5 мм^2 до 1,1 мм^2 та змінюється структура з великої стовпчастої на дрібну рівновісну.

Що стосується інших досліджених елементів, то вони, як видно з таблиці 1 виступають демодифікаторами і утворюють з міддю тверді розчини. Діаграми стану си-

стем Cu-Me представлено на рис.. [1-7]. Згідно яких оцінено їх розчинність в твердій міді. Добавки досліджених елементів підвищують механічні властивості, але суттєво впливають на електропровідність міді, знижуючи її [8]. Виключення складає срібло. В початковий момент вона зменшується, а в подальшому підвищені концентрації Ag залишається постійною.

Таким чином, легування міді, яке супроводжується утворенням твердих розчинів, можна використовувати як засіб зниження електропровідності та одночасного зміцнення сплаву. Якщо матеріал потрібно зміцнити без суттєвого зменшення електропровідності, необхідно використовувати легувальні елементи, які погано розчиняються в основному металі та утворюють інтерметаліди. У більшості випадків розчинення другого компонента сильно збільшує електричний опір розчинника, тоді як при утворенні механічних сумішей працює закон адитивності. На практиці у дисперсійних сумішах електроопір більше, ніж випливає із закону адитивності, але значно менший, ніж у твердих розчинах. Спотворення гратки базового металу, зумовлене легувальними атомами, збільшує розсіювання електронів, що істотно змінює електропровідність. Крім того, утворення нових фаз, тобто перерозподіл атомів у вузлах кристалічної гратки, також є чинником зміни електропровідності.

Список літератури.

1. Subramanian P.R., Perepezko J.H. The Ag-Cu (Silver-Copper) System // Journal of Phase Equilibria. - 1993. - V. 14 No. 1. - P. 62-75.

2. Kawecki A., Knych T.A., Sieja-Smaga E. et al. Fabrication, properties and microstructures of high strength and high conductivity copper-silver wires // Archives of Metallurgy and Materials. - 2012. - V. 57, No. 4. - P. 1261-1270.

3. Zhao J., Zhou J., Liu S., Du Y., Tang S., Yang Y. Phase diagram determination and thermodynamic modeling of the Cu-Mg-Si system // Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy. – 2016. – V. 52, No. 1. – P. 99-112.

4. Mezbahul-Islam M., Kevorkov D., Medraj M. The equilibrium phase diagram of the magnesium–copper–yttrium system // J. Chem. Thermodynamics. – 2008. – V. 40. – P. 1064-1076.

5. Fürtauer S., Li D, Cupid D., Flandorfer H. The Cu-Sn phase diagram, Part I: New experimental results // Intermetallics. – 2013. – V. 34. – P. 142-147.

8. Shi R.P., Wang C.P., Wheeler D., Liu X.J., Wang Y. Formation mechanisms of self-organized core/shell and core/shell/corona microstructures in liquid droplets of immiscible alloys // Acta Materialia. – 2013. – V. 61. – P. 1229-1243.

6. Турчанин М.А., Агравал П.Г. Абдулов А.Р. Фазовые равновесия и термодинамика двойных медных систем с 3d-металлами // Порошковая металлургия. – 2007. – Т. 46, № 9-10. – С. 65-77.

7. Tesfaye F., Lindberg D., Taskinen P. The Cu-Ni-S System and Its Significance in Metallurgical Processes // EPD Congress 2016. - P. 29-37.

8. Смирягин А.П., Смирягина Н.А., Белова А.В. Промышленные цветные металлы и сплавы. М.: металлургия, 1974.- 488с.

УДК

А.М. Верховлюк, О.А. Щерецький, В.В. Довбенко, О.В. Железняк

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

e-mail:anatoliiverkhovliuk@gmail.com

ХІМІЧНИЙ ТА ФАЗОВИЙ СКЛАД АЛЮМІНІЮ, ОДЕРЖАНОГО З ЛИВАРНОГО ШЛАКУ

Досліджено процес одержання алюмінію з ливарного алюмінієвого шлаку металургійним способом. Вихідною сировиною слугували матеріали наступного складу (табл. 1).

Таблиця 1. Кількісний аналіз вихідної сировини

№ п/п	Al, % мас.дол.	Al_2O_3, % мас.дол.	SiO_2, % мас. дол.	Fe_2O_3, % мас. дол.	CuO, % мас. дол.	MgO, % мас. дол.	MnO, % мас. дол.	Σ дом., % мас. дол.
1	36,68	57,34	1,81	2,47	0,23	0,07	0,08	1,32
2	32,48	58,12	5,71	1,82	0,27	0,07	0,09	1,44
3	36,86	57,57	1,82	1,80	0,26	0,05	0,07	1,57
4	35,20	59,11	1,56	2,45	0,11	0,05	0,08	1,43
5	36,58	58,14	1,63	1,81	0,25	0,04	0,05	1,50
6	34,25	59,01	1,79	2,51	0,86	0,04	0,07	1,47
7	33,98	57,18	2,44	4,74	0,30	0,07	0,06	1,23

При плавці крім шлаку використовували карбонат натрію. Для визначення необхідної та достатньої його кількості в процесі переробки шлаку алюмінієвого виробництва. Визначено необхідну кількість реагенту, а саме біля 2,0 % мас. Na_2CO_3.

Механізм даного процесу побудований на зміні валентності алюмінію з трьох до одного і навпаки в залежності від температури протікання реакцій. Його можна представити за допомогою наступних хімічних реакцій:

$Al^{3+} = Al^{+}$ (t = 2500 – 3000 ^oC)

$Al_2O_3 + Na_2CO_3 = 2NaAlO_2 + CO_2$

Після протікання вище представлених реакцій температуру знижується до 1000 – 1100 ^oC. При цьому оксид одновалентного алюмінію розкладається на металічний алюміній та оксид трохвалентного алюмінію:

$3Al_2O = 4Al + Al_2O_3$

Хімічний склад одержаних алюмінієвих зразків одержаних в результаті плавок представлено в таблиці 2.

Таблиця 2. Хімічний склад одержаних алюмінієвих зразків

№ зразка	Si, %мас.	Fe, %мас.	Cu, %мас.	Mg, %мас.	Mn, %мас.
1	0,28	0,34	0,053	0,022	0,017
1*	0,22	0,26	0,060	0,016	0,014
2	0,89	0,25	0,063	0,014	0,020
3	0,28	0,35	0,048	0,016	0,015
4	0,18	0,31	0,028	0,016	0,011
5	0,23	0,25	0,060	0,012	0,031
6	0,27	0,32	0,230	0,013	0,018
7	0,38	0,65	0,079	0,019	0,025

Примітка: 1* - зразок, який одержано в результаті плавки в графітовому тиглі.

Дослідження фазових переходів в даних матеріалах проводили методом диференційної скануючої калориметрії. Одержані результати представлено в таблиці 3. Видно, що температури та ентальпії фазових переходів не дуже суттєво відрізняються від характеристик стандартного алюмінію (А85). Вони свідчать про те, що переробка алюмінієвого ливарного шлаку за допомогою вище викладеного способу приводить до одержання алюмінію порівняно високої чистоти. Виключення складають ен-

тальпії зразка 5. Вони відрізняються приблизно на 60 Дж/г. Це напевно пов'язано з присутністю домішок в даному матеріалі.

Щодо алюмінієвого зразка під номером 2, то для нього на диференційних кривих плавлення та кристалізації спостерігається декілька піків. Поява піка при температурі 574±2 °С пов'язана з утворенням евтектики Al-Si, яка згідно розрахунків складає біля 7,8 %. З діаграми стану алюміній-кремній видно, що при вмісті 12,2 % Si, сплав переходить у рідкий стан при температурі 577 °С [1].

Таблиця 2. Характеристики фазових переходів алюмінієвих зразків

№ п/п зразка	$T_{пл}$ (1), °С	$T_{пл}$ (2), °С	$T_{кр}$ (1), °С	$T_{кр}$ (2), °С	$H_{пл}$ (1), Дж/г	$H_{пл}$ (2), Дж/г	$H_{кр}$ (1), Дж/г	$H_{кр}$ (2), Дж/г
1	663,2	654,0	651,1	656,4	-254,5	-263,6	279,2	271,6
2	644,8	636,4	649,6	649,1	-234,3	-248,5	252,9	261,3
3	659,8	652,9	656,5	656,0	-237,6	-247,6	258,0	256,2
4	669,5	654,6	657,4	657,1	-249,9	-245,1	240,3	239,4
5	651,4	649,7	653,7	653,3	-184,4	-179,1	185,8	186,6
6	655,8	648,4	654,5	654,5	-223,1	-220,7	229,4	223,9
7	658,0	643,6	653,8	653,2	-234,1	-241,6	248,2	248,6
8*	660,6	660,1	656,8	656,7	-244,3	-237,6	242,4	245,8

Примітка: 8* - стандартний алюміній марки А85. Хімічний склад якого наступний: Al ≥ 99,8; Fe ≤ 0,08; Si ≤ 0,06; Ga ≤ 0,03; Mg ≤ 0,02; Mn ≤ 0,02; Zn ≤ 0,02; Cu ≤ 0,01; Ti ≤ 0,008.

Список літератури.

1. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Д44 Справочник: В3т: Т. 1 / Под. общ. ред. Н.П. Лякишева.- М.: Машиностроение, 1996.- № 3.- 992 с.

УДК 669.715.24.854:546.46

М.М. Ворон, А.В. Нарівський, К.В. Михалєнков, С.Л. Поливода

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

ОСОБЛИВОСТІ ЗМІНИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СТАНУ МОДИФІКОВАНИХ ЛИВАРНИХ IN-SITU КОМПОЗИТІВ СИСТЕМИ AL-NI-LA ПІСЛЯ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ВІДПАЛУ

Жароміцні алюмінієві сплави на основі нікелевих та лантанових евтектик розглядаються як перспективні матеріали, які здатні задовольнити ряд вимог, що висуваються до передових матеріалів сучасної науки і техніки. Зазначені сплави за своєю будовою можна назвати литими композитами, в яких алюмінієва матриця поєднується з волокнистою нанорозмірною евтектикою, що складається з алюмінідів нікелю та лантану. В теорії такі матеріали володіють високою жароміцністю, проте їх практичне застосування наразі залишається обмеженим через недостатню кількість досліджень [1-3].

В роботах [4-6] розглядаються ливарні композиції на основі систем Al-Ni-La. Дослідження їх структурно-фазового стану підтверджують існування волокнистої будови евтектики в широкому інтервалі концентрацій нікелю та лантану. Найбільш придатними в загальному випадку зазначаються склади, в яких міститься більше 2 % мас. нікелю та 5 % мас. лантану, а найбільш перспективними ті, що містять нікелю більше 4 % мас. та лантану більше 7 % мас. Такий вміст легуючих елементів забезпечує утворення достатньої кількості нерозчинних інтерметалідів, які і забезпечують високу жароміцність за рахунок стримування руху дислокацій за механізмом Орована. Теоретична температурна межа застосування цих сплавів знаходиться на рівні близько 400 °С, проте практичні дослідження структурно-фазового стану сплавів після роботи за таких температурних умов не проводились.

Авторами було проведено виплавку експериментальних зразків сплавів системи Al-Ni-La з концентрацією компонентів, яка відповідала області біля потрійної евтектики (4-5 % мас. Ni та 11-12 % мас. La). Було також одержано зразки, модифіковані Cr, V та Ti+Zr у кількості близько 0,2 % мас. Досліджувалась мікроструктура та фазовий склад сплавів в литому стані та після відпалу при 425±10 °С протягом 5 годин.

В немодифікованому стані розмір зерен гілок дендритів складав 20-60 мкм, ширина алюмінідних волокон – близько 400 нм. Спостерігалися також включення частинок Al_3Ni розмірами 4-10 мкм. Після відпалу зміни стосувались форми та розмірів

евтектичних складових. Алюмініди лантану та нікелю в результаті термічної обробки здебільшого змінили морфологію на глобулярну, а їх розмір в результаті цього збільшився всередньому до 500 нм.

Модифікування хромом призвело до зменшення розмірів гілок дендритів приблизно вдвічі до 10-30 мкм та утворення хромовмісних інтерметалідів розмірами порядку 4-10 мкм. Також спостерігалося незначне збільшення розмірів інтерметалідних включень Al_3Ni у складі евтектики до 0,4-2 мкм. Волокна Al_3La мали розміри порядка 200-400 нм. Після відпалу структура була представлена досить рівномірно розподіленими округлими частинками інтерметалідів, розташованими в алюмінієвій матриці. Їх розміри знаходились в тих самих межах 0,4-2 мкм. Великі включення, які містили хром, не розпались та майже не змінились у розмірах.

Додавання ванадію призвело до аналогічного подрібнення дендритів та утворення окремих крупних інтерметалідів розмірами 5-15 мкм, проте сприяло збереженню дисперсності евтектичних складових і більшої кількості нановолокнистих структур. Після відпалу розміри дрібних сферичних інтерметалідних частинок були меншими, ніж в попередньому випадку та складали 0,4-1 мкм.

Додавання Ti+Zr не сприяло суттєвому подрібненню алюмінієвих дендритів. Структура таких зразків нагадувала структуру не модифікованих, проте в них також відбувалося формування титано- та цирконієвовмісних інтерметалідів розмірами 20-30 мкм. Розміри Al_3Ni в евтектичних зонах складають 0,5-2 мкм, а Al_3La – близько 200 нм. Після відпалу морфологія евтектичних інтерметалідних волокон майже не змінюється. Відбувається часткове руйнування волокон, як в попередніх випадках, проте воно є малопомітним. Це свідчить про здатність титану та цирконію суттєво стабілізувати структуру досліджуваних сплавів при їх високотемпературній експлуатації.

В результаті досліджень встановлено, що ванадій є ефективним модифікатором для подрібнення структури ливарних in-situ композитів системи Al-Ni-La. Його додавання сприяє утворенню в структурі сплаву рівномірно розподілених дрібнодисперсних включень кулястої форми після тривалої витримки при високих температурах ~ 425 °C, що відповідає значенням близьким до теоретичного робочого температурного максимуму для алюмінієвих сплавів. Застосування титану та цирконію в якості модифікаторів показало здатність до збереження структури, морфології та розмірів евтектичних складових, що може забезпечити мінімальні зміни механічних властивостей при високотемпературній експлуатації.

Список літератури

1. Suwanpreecha C., Pandee P., Patakham U., Limmaneevichitr C. New generation of eutectic Al-Ni casting alloys for elevated temperature services // Mater. Sci. Eng. A. – 2018. – Vol. 709. – pp. 46-54.

2. Tiwary C.S., Kashyap S., Kim D.H., Chattopadhyay K.. Al based ultra-fine eutectic with high room temperature plasticity and elevated temperature strength // Mater. Sci. Eng. A. – 2015. – Vol. 639. – pp. 359-369.

3. Hea Y. et al. Microstructure evolution and mechanical properties of Al-La alloys with varying La contents // Mater. Sci. Eng. A. – 2017. – Vol. 701. – pp. 134-142.

4. Ворон М.М. Залежність структури ливарних сплавів системи Al-Ni-La від їх хімічного складу // Металознавство та обробка металів. – 2021. – №4 (100). – С. 45-51.

5. Ворон М.М. Вплив магнію на високотемпературну структурно-фазову стабільність сплавів системи Al-Ni-La // Металознавство та обробка металів. – 2021. – №2 (98). – С. 38-46.

6. Voron M. Modifying of Creep Resistant Al-La-Ni Alloys // International young scientists conference. Proceedings of MSSE-2021. Lviv. – pp. 72-74

УДК 621.74/338.4

В.А. Гнатуш, В.С. Дорошенко

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

e-mail vgnatush@gmail.com

СВІТОВИЙ РИНОК МЕТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ 2019-2020: КРАЇНИ, СПЛАВИ

Світова ливарна промисловість була та залишається важливим компонентом світової економіки. Тому її інноваційний розвиток слугує стимулом подальшої трансформації машинобудівного комплексу. В зв’язку з цим слід відзначити потребу більш активного використання інформаційних технологій в ливарній промисловості. Тому актуальним є аналіз розвитку світового ринку металевих виливків, виявлення його трендів в розрізі країн і сплавів. Вітчизняним науковцям це покаже картину для орієнтації в сучасних трендах з можливістю корегування напрямків досліджень для створення найбільш злободенних ливарних технологій.

Проблематика ринку металевих виливків як в глобальному вимірі, так і в форматі окремих країн розглянута в роботах M. Muralidhar і G. L. Datta M. (Індія); M. Holtzer, R. Danko, S. Żymankowska-Kumon (Польща); M. S. Soiński, P. Kordas, K.

Skurka (Польша); Dr. Heinz-Jürgen Büchner (Німеччина); Е. Ч. Гіні, Е .М. Буданова (РФ); В. А. Гнатуша, В. С. Дорошенка (Україна) та інших.

Метою статті є проведення аналізу статистичних даних, технічних та економічних оглядів стосовно виробництва металевого литва за 2019-2020 рр. в розрізі країн та сплавів, а також виявлення виробничих, споживчих та інноваційних трендів і прогнозування в короткотерміновій перспективі.

Виробничі результати світового ринку металевих виливків за 2020 р. представлені в журналі «Modern Casting» в грудні 2021 р. в форматі Перепису світового ливарного виробництва (Census of World Casting Production). Дані до Перепису надають галузеві асоціації країн, а також Всесвітня ливарна організація (World Foundry Organization, WFO) та Європейська ливарна асоціація (The European Foundry Association, CAEF). Слід відзначити, що дев'ять країн (серед яких і Україна) з 34, представлені даними стосовно виробництва за попередні роки, що дещо знижує узагальнену якість інформації.

Таким чином, за інформацією від «Modern Casting» в 2020 р. ливарні компанії 34 країн світу виготовили 105,5 млн т виливок з чавуну, сталі та кольорових металів, що на 3,9% менше, ніж у 2019 р. (табл. 1). При цьому Топ – 10 країн, найбільших виробників, прозвітували про загальне виробництво виливок в обсязі 93,6 млн т, що становить 88,7% глобального виробництва, і на 2,3% менше показника 2019 р. Такі показники світової ливарної галузі обумовлено зменшенням ділової активності світової економіки внаслідок впливу пандемії COVID – 19.

Як свідчить аналітика Світового банку (World Bank), глобальний реальний ВВП в 2020 р. зменшився на 3,4% проти рівня 2019 р., в США – на 4,6%, в країнах зони євро – на 6,4% і в Японії – на 4,6%. В той же час економіка Китаю зросла на 2,2%. Очікується, що за підсумком 2021 р. світовий реальний ВВП збільшиться на 5,5%, проте в 2022 р. прогнозується гальмування до 4,1% [3]. Проте ці розрахунки стосовно 2022 р. не враховують вплив на світову економіку війни, яку почала Росія проти України 24 лютого 2022 р. На протидію агресору США, Велика Британія та країни ЄС ввели проти нього комплекс економічних, торгівельних і фінансових санкцій. Останні не тільки заблокують російську економіку, а й певною мірою пригальмують зростання світової економіки.

Аналітики компанії Vantage Market Research (США) в звіті [4] від січня 2022р. оцінюють ємність глобального ринку металевих виливків в 2021 р. в 26,55 млрд дол. США. Прогнозується, що впродовж 2022-2028 рр. світовий ринок виливків буде зростати з середньорічним темпом (CAGR) 8,7% і в 2028 р. досягне 50,97 млрд дол. США.

Вважається, що напрямками подальшого розвитку глобальної ливарної промисловості будуть автоматизація та використання комп'ютерних технологій для покращення робочих процесів. В розрізі галузей найбільшим споживачем виливків є автомобільна промисловість. Аналітики відзначають, що світовий автомобільний ринок у 2020 р. склав майже 72 млн одиниць з прогнозом зростання до 100 млн одиниць до 2028 р. Сучасними трендами в галузі автомобілебудування є зменшення ваги конструкції авто та використання екологічно чистих видів енергії. Це вирішується шляхом заміни сталевих виробів на деталі з алюмінієвих сплавів, а також використанням електричної енергії. Так, автомобільні кузови з алюмінієвих сплавів легші на 50%, стійкіші до корозії, мають довший термін експлуатації та більш зручні для рециклінгу. Стосовно регіонального розвитку ливарної промисловості, то аналітики вважають, що найбільшим і динамічним ринком металевих виливків є Азіатсько - Тихоокеанський регіон (АТР). Його частка світового виробництва металевих виливок оцінюється в 51,2%, що перевищує Північну Америку та Європу. Це обумовлено зростанням виробництва та споживання автомобілів в Індії, Китаї, Таїланді, Індонезії та Малайзії. Прогнозується, що у вартісному вимірі обсяг ринку виливок АТР становитиме 37% глобального ринку, тоді як частка Західної Європи до 2028 р. зменшиться до 20% [4].

Таблиця 1 - Рейтинги світових виробників металевих виливків в 2019 і 2020 рр. [1, 2]

Топ -10	2019			2020			2020 до 2019,%
	Країна	Виробництво, млн т	Частка, %	Країна	Виробництво, млн т	Частка, %	
1	**Китай**	**48,750**	**44,41**	**Китай**	**51,950**	**49,24**	**6,6**
2	Індія	11,492	10,47	Індія	11,314	10,72	-1,5
3	**США**	**11,305**	**10,30**	**США**	**9,749**	**9,24**	**-13,8**
4	Японія	5,276	4,81	Росія, 2019	4,200	3,98	0,0
5	**Німеччина**	**4,951**	**4,51**	**Німеччина**	**3,483**	**3,30**	**-29,7**
6	Росія, 2017	4,200	3,83	Японія	3,447	3,27	-34,7
7	**Мексика, 2017**	**2,856**	**2,60**	**Мексика, 2017**	**2,856**	**2,71**	**0,0**
8	Корея Республіка	2,380	2,17	Республіка Корея	2,380	2,26	0,01
9	**Туреччина**	**2,314**	**2,11**	**Туреччина**	**2,171**	**2,06**	**-6,2**
10	Бразилія	2,288	2,08	Бразилія	2,073	1,96	-9,4
	Разом	**95,812**	**87,28**	**Разом**	**93,623**	**88,74**	**-2,3**
	Решта 28 країн	13,969	12,72	Решта 24 країни	11,883	11,26	-14,9
	Всього	**109,781**	**100,00**	**Всього**	**105,506**	**100,00**	**-3,9**

Примітка. Вихідні дані від Modern Casting. Розрахунки авторів.

В 2020 р., як і в 2019 р., лідерами світового ринку металевих виливків є Китай (частка 49,2%), Індія (10,7%) та США (9,2%), які загалом виробили 73,0 млн т виливків, що становить 69,2% світового обсягу. При цьому тільки ливарна промисловість Китаю у порівнянні з минулим роком збільшила виробництво виливків на 6,6% (табл. 1). Стосовно Топ – 10 світових виробників в 2020 р., то загалом вони виробили 93,6 млн т виливків, що становить 88,7% світового показника. Слід відзначити, що у порівнянні з 2019 р. країни Топ – 10 зменшили виробництво на 2,3%. Найбільший спад виробництва зафіксовано в Японії – 34,7%, за нею слідує Німеччина (-29,7%) та США (-13,8%).

Ливарні сплави.

Як свідчать дані Modern Casting у 2020 р. в світі було вироблено 73,927 млн т чавунних виливків (частка 70,1%), 10,318 млн т сталевих виливків (9,8%) і 16,028 млн т алюмінієвих виливків (15,2%). У порівнянні з показниками 2019 р. обсяг виробництва чавунних виливків зменшився на 2,15%, алюмінієвих виливків – на 6,52%, а сталевих виливків збільшився на 2,31%.

В сегменті виробників чавунних виливків Топ – 10 країн у 2020 р. виробили 67,9 млн т продукції, що становить 91,8% світового обсягу і на 0,8% менше показника 2019 р. (табл. 2).

Таблиця 2 - Рейтинги світових виробників чавунних виливків в 2019 і 2020 рр. [1, 2]

Топ-10	2019			2020			2020 до 2019, %
	Країна	Виробництво, млн т	Частка, %	Країна	Виробництво, млн т	Частка, %	
1	**Китай**	**34,950**	**46,26**	**Китай**	**37,680**	**50,97**	**7,81**
2	Індія	8,986	11,89	Індія	9,057	12,25	0,79
3	**США**	**8,813**	**11,66**	**США**	**7,617**	**10,30**	**-13,57**
4	Німеччина	3,627	4,80	Японія	2,797	3,78	-21,96
5	**Японія**	**3,584**	**4,74**	**Німеччина**	**2,576**	**3,48**	**-28,97**
6	Росія, 2017	2,184	2,89	Росія, 2019	2,184	2,95	0,00
7	**Бразилія**	**1,837**	**2,43**	**Бразилія**	**1,617**	**2,19**	**-11,98**
8	Республіка Корея	1,570	2,08	Республіка Корея	1,552	2,10	-1,13
9	**Туреччина**	**1,549**	**2,05**	**Туреччина**	**1,472**	**1,99**	**-4,95**
10	Мексика, 2017	1,376	1,82	Мексика, 2017	1,376	1,86	0,00
	Разом	**68,476**	**90,63**	**Разом**	**67,929**	**91,89**	**-0,80**
	Інші 24 країни	7,079	9,37	Інші 22 країни	5,998	8,11	-15,27
	Всього	**75,555**	**100,00**	**Всього**	**73,927**	**100,00**	**-2,15**

Примітка. Вихідні дані від Modern Casting. Розрахунки авторів.

Серед світових виробників чавунних виливків лідерами є Китай (частка 51,0% у 2020 р.), Індія (12,3%) та США (10,3%), що разом становить 73,6% глобального виробництва. Слід відзначити, що позитивний результат у 2020 р. досяг Китай, збільшивши виробництво на 7,8% проти 2019 р. При цьому найбільший спад виробництва зафіксовано в Німеччині (- 29,0%), США (-13,6%) та Бразилії (- 12,0%).

В сегменті виробників сталевих виливків Топ – 10 країн у 2020 р. прозвітували про 9,8 млн т, що становить 94,6% світового обсягу з зростанням на 2,4% проти показника 2019 р. (табл. 3).

Лідерами «сталевого» рейтингу є Китай (частка 61,5%), Росія (11%) та Індія (8,9%). Найбільше зростання у 2020 р. проти 2019 р. зафіксовано в Індонезії (98,0%), Китаї (7,6%) та Бразилії (4,0%). Слід відзначити, що Німеччина зменшила виробництво сталевих виливків у 2020 р. на 22,7%, а Індія – на 20,0%.

У сегменті виробників алюмінієвих виливків Топ – 10 країн виробили 13,8 млн т продукції, що становить 85,8% світового обсягу та на 7,1% менше проти показника 2019р. (табл. 4).

Таблиця 3 - Рейтинги світових виробників сталевих виливків у 2019 і 2020 рр. [1, 2]

Топ - 10	2019			2020			2020 до 2019, %
	Країна	Виробництво, млн т	Частка, %	Країна	Виробництво, млн т	Частка, %	
1	**Китай**	**5,900**	**58,51**	**Китай**	**6,350**	**61,54**	**7,63**
2	Індія	1,141	11,32	Росія, 2019	1,134	10,99	0,00
3	**Росія, 2017**	**1,134**	**11,25**	**Індія**	**0,913**	**8,85**	**-20,00**
4	Мексика, 2017	0,336	3,33	Мексика, 2017	0,336	3,26	0,00
5	**Бразилія**	**0,259**	**2,57**	**Бразилія**	**0,270**	**2,61**	**3,98**
6	Туреччина	0,193	1,91	Туреччина	0,192	1,86	-0,26
7	**Німеччина**	**0,179**	**1,77**	**Японія**	**0,153**	**1,48**	**0,00**
8	Японія	0,153	1,52	Республіка Корея	0,150	1,45	-0,27
9	**Республіка Корея**	**0,150**	**1,49**	**Німеччина**	**0,138**	**1,34**	**-22,69**
10	Канада, 2015	0,090	0,89	Індонезія	0,129	1,25	98,04
	Разом	**9,535**	**94,55**	**Разом**	**9,764**	**94,64**	**2,41**
	Інші 20 країн	0,549	5,45	Інші 19 країн	0,553	5,36	0,74
	Всього	**10,084**	**100,00**	**Всього**	**10,318**	**100,00**	**2,31**

Примітка. Вихідні дані від Modern Casting. Розрахунки авторів.

Таблиця 4 - Рейтинги світових виробників алюмінієвих виливків в 2019 і 2020 рр. [1, 2]

Топ -10	2019			2020			2020 до 2019, %
	Країна	Виробництво, млн т	Частка, %	Країна	Виробництво, млн т	Частка, %	
1	**Китай**	**6,850**	**39,95**	**Китай**	**6,800**	**42,43**	**-0,73**
2	США	1,795	10,47	США	1,425	8,89	-20,61
3	**Індія**	**1,365**	**7,96**	**Індія**	**1,344**	**8,39**	**-1,50**
4	Німеччина	0,996	5,81	Мексика, 2017	0,833	5,20	-16,40
5	**Мексика, 2017**	**0,833**	**4,86**	**Німеччина**	**0,653**	**4,07**	**-34,47**
6	Італія	0,811	4,73	Республіка Корея	0,642	4,01	3,00
7	**Республіка Корея**	**0,624**	**3,64**	**Росія, 2019**	**0,588**	**3,67**	**0,00**
8	Росія, 2017	0,588	3,43	Італія	0,540	3,37	-33,35
9	**Туреччина**	**0,503**	**2,94**	**Тайвань**	**0,482**	**3,00**	**14,32**
10	Японія	0,438	2,55	Туреччина	0,450	2,80	-10,72
	Разом	**14,802**	**86,33**	**Разом**	**13,756**	**85,83**	**-7,06**
	Інші 22 країни	2,343	13,67	Інші 21 краї-на	2,272	14,17	-3,06
	Всього	**17,145**	**100,00**	**Всього**	**16,028**	**100,00**	**-6,52**

Примітка. Вихідні дані від Modern Casting. Розрахунки авторів.

Найбільше зменшення виробництва алюмінієвих виливків в 2020 р. проти 2019 р. зафіксовано в Німеччині (34,5%), Італії (33,4%) та США (20,6%).

Головним споживачем алюмінієвих виливків є автомобільна промисловість. Остання демонструє зменшення ваги автомобілів та перехід на екологічні енергоносії. Дані від Міжнародної організації виробників автомобілів (International Organization of Motor Vehicle Manufacturers, OICA) свідчать про певне гальмування виробництва автомобілів в світі впродовж 2017…2021 рр. [5]: середньорічний темп (CAGR) становить (– 3,7%). При цьому лідерські позиції займають країни Азії та Океанії, частка яких коливається від 55,2% у 2017 р. до 58,3% в 2021 р. (табл. 5).

Таблиця 5 - Виробництво автомобілів і алюмінієвих виливків в світі у 2017-2021 рр.

Показник	2017	Частка 2017, %	2018	2019	2020	2021	Частка 2021, %
Виробництво авто, млн шт.	96,747	100,00	96,869	92,183	77,712	80,155	100,00
Зміна, %	100,00	-	0,1	-4,7	-19,7	82,85	-
В тому числі:							
Азія та Океанія	53,395	55,19	52,657	49,334	44,277	46,733	58,30
Європа	21,634	22,36	22,263	21,575	16,942	16,340	20,38
Америка	20,714	21,41	20,848	20,160	15,693	16,152	20,15
Африка	1,003	1,04	1,102	1,114	0,800	0,931	1,16

Виробництво алюмінієвих виливків, млн. т	19,076	-	18,853	17,145	16,028	-	
Змінювання, %	100,0	-	-1,2	-10,1	-16,0	-	

Примітка. Вихідні дані від OICA і Modern Casting. Розрахунки авторів.

Співставлення динаміки виробництва автомобілів в світі та динаміки виробництва алюмінієвих виливків свідчить про тісний зв'язок між цими показниками: коефіцієнт кореляції становить 0,92. Виходячи з цього розрахункове виробництво алюмінієвих виливків в світі в 2021р. може становити 15,5…16 млн т.

Тренди ливарного виробництва Китаю.

Провідні інженери – ливарники китайської компанії ZHY Casting виклали своє бачення подальшого розвитку ливарної промисловості Китаю [6]. Відзначається, що розвиток галузі невіддільний від професійної підготовки персоналу та виховування ливарних талантів. Пропонується створити платформу для науково-дослідницького співробітництва та обміну між галузевими університетами, реалізувати міжнародну стратегію розвитку «вийти на глобальний рівень» та сприяти міжнародному обміну та співпраці в галузі ливарного виробництва. Пропонується прискорити індустріалізацію науково-технічних розробок та реалізацію стратегії сталого розвитку китайського ливарного виробництва. Бачимо, тут повну відповідність домінуючій глобальній тенденції в змаганні як національних, так і корпоративних економік методом гонки технологій і освіти.

Найбільшу уваги фахівці компанії ZHY Casting приділили виробництву сталевих виливків, частка яких в країні у 2020 р. становила 12,2%. Пропонується підвищувати експлуатаційні характеристики сталевих виливків шляхом оптимізації хімічного складу сталей, їх легуванням і модифікуванням. Потрібно розробляти та патентувати нові технологічні процеси виробництва литої високоміцної, надвисокоміцної та неіржавіючої сталей з наднизьким вмістом вуглецю, а також забезпечити корозійну стійкість, термостійкість та зносостійкість деталей. Актуальним є застосування програмного забезпечення для комп'ютерного моделювання при проектуванні сталевих виливків, моделюванні процесу заповнення розплавом ливарної форми, моделюванні кристалізації виливка, аналізі термічних напружень та прогнозуванні ливарних дефектів. В результаті є можливість скоротити цикл розробки та пробного виробництва виливків, а також зменшити вартість пробного виробництва. Це дозволить підвищити конкурентоспроможність китайських високоякісних сталевих виливків на міжнародному ринку.

Варто розширити застосування технології 3D–друку та технології лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ). Також наголошується на необхідності підвищення рівня механізації та автоматизації сталеливарних підприємств, а також розширення застосування роботів. Відносно ливарної форми, то слід використовувати екологічно чистий пісок, спеціальний пісок (наприклад, пісок хромової руди), а також самотвердні суміші з рідким склом.

Для плавлення сталей необхідно надати переваги електропічній плавці з використанням різних методів очищення від газів та неметалевих включень. Високу якість сталі і характеристик виливок забезпечує використання технології електрошлакового лиття.

Актуальним є завдання створення енергозберігаючого та екологічно чистого ливарного виробництва для захисту навколишнього середовища з метою реалізації концепції чистого виробництва.

З нашого досвіду доповнимо, що саме 3D-друк разових ливарних моделей є найбільш простим і низьковитратним способом («мостиком») впровадження 3D-друку (як ефективного елементу цифровізації) в ливарне виробництво, оскільки принтери для цього найбільш розповсюджені, прості і недорогі за вартістю, як і полімерні матеріали. З цією метою під науковим керівництвом проф. Шинського О.Й. проводиться цикл досліджень з застосуванням 3D-принтера KLEMA 250 для виготовлення моделей за технологією моделювання методом пошарового наплавлення FDM / FFF (Fused Filament Fabrication) з областю друку (побудови): 250 х 250 х 350 мм. Суть цієї технології полягає в подачі нитки пластика через друкуючу голівку принтера, де матеріал плавиться і подається через сопло. Так, шар за шаром, формується готовий виріб за заданою 3D-моделлю. Для створення цифрової моделі використовується будь-яка програма 3D графіки. Готовий файл зберігається у форматі .STL або .OBJ і перед 3D-друком завантажується в програму-слайсер, де на його основі генерується керуючий код для 3D-принтера. Експлуатація 3D-принтера включає в себе використання ПК з 2 Гб ОЗУ або більше на ОС Windows. Предмет досліджень стосується виготовлення легковагих полімерних моделей та створення і відпрацювання технології лиття металу з газифікацією моделей у вакуумованій піщаній формі, що інтегруватиме переваги 3D-друку і ЛГМ-процесу.

Висновки.

Ливарна промисловість світу впродовж 2019-2020 рр. переживала період деякого спаду виробництва, що обумовлено форс-мажорними умовами внаслідок пандемії COVID–19. Відповідно до даних Modern Casting в 2020 р. світове виробництво

виливків склало 105,5 млн т, що на 3,9% менше показника 2019 р. При цьому Топ – 10 країн, найбільших виробників, прозвітували про загальне виробництво виливок в обсязі 93,6 млн т, що становить 88,7% глобального виробництва, і на 2,3% менше показника 2019 р. В 2020 р. лідерами світового ринку металевих виливків є Китай (частка 49,2%), Індія (10,7%) та США (9,2%), які загалом виробили 73,0 млн т виливків, що становить 69,2% світового обсягу. При цьому тільки ливарна промисловість Китаю у порівнянні з минулим роком збільшила виробництво виливків на 6,6%. Слід відзначити, що ливарники Китаю планують розширення використання комп'ютерних технологій, механізації, автоматизації та роботизації з метою підвищення конкурентоздатності китайського литва.

Список літератури

1. Census of World Casting Production. Fewer Castings Made in 2020. *Modern Casting*, December 2021, p. 26-28.

2. Census of World Casting Production. Total Casting Tons Dip in 2019. *Modern Casting*, January 2021, p. 28-30.

3. World Bank. 2022. Global Economic Prospects, January 2022. Washington, DC: World Bank.

4. Metal Casting Market - Global Industry Assessment (2016 - 2021) & Forecast (2022 – 2028. Vantage Market Research. Jan. 2022. 150p. URL: https://www.vantagemarketresearch.com/industry-report/metal-casting-market-1129/.

5. International Organization of Motor Vehicle Manufacturers, OICA URL: https://www.oica.net/.

6. Future development trend of China steel casting parts production. ZHY Casting. 07 Mar 2022. URL:https://www.zhycasting.com/future-development-trend-of-china-steel-casting-parts-production/.

УДК 669.71:532.694:539.216

С.В. Гнилоскуренко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

КОНСТРУКЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ З ОРІЄНТОВАНОЮ ПОРИСТОЮ СТРУКТУРОЮ

Зростаючі вимоги до сучасної техніки і конструкцій зумовлюють необхідність розробки та застосування металевих матеріалів із комлексом часто несумісних властивостей, наприклад – висока питома міцність, жорсткість та легкість.

Аналіз процесів створення, функціонування та будови таких матеріалів у природі (кісток, деревини тощо) наштовхнув дослідників на розробку аналогічних за будовою пористих металевих матеріалів. Примусове введення газової фази у метал, наявність якої традиційно вважалось дефектом суцільного матеріалу, може забезпечити утворення газометалевої пористої структури з комплексом нових властивостей та певними специфічними перевагами над суцільними та щільними матеріалами.

Залежно від агрегатного стану металу чи сплаву - розплав, порошок тощо для введення та утримання газу в їх об′ємі необхідно вирішувати різні задачі.

Так для спінювання розплавів металів найбільш поширеним прийомом є введення газоутворюючих реагентів, зокрема гідриду титану, що було вперше запропоновано у США ще у 60-х роках минулого століття [1]. За певної температури вони інтенсивно розкладаються з виділенням бульбашок водню в розплав, утворенням газометалевої рідкої піни, стрімким зростанням об′єму зразка за рахунок газу, що постійно надходить з гідриду, та наступним примусовим охолодженням і фіксацією високопористої структури в твердому стані. Складність контролю інтенсивності газоутворення та утримання бульбашок в розплаві призводили до низької пористості зразків, значної нерівномірності розмірів пор і невисоких експлуатаційних та механічних властивостей.

Пізніше в Японії методом Альпорас компанії ShinkoWire було одержано спінений алюміній пористістю до 98% [2]. Більш економний карбонат кальцію був застосований з участю українських вчених [3], що стало запорукою розроблення науково-технологічних засад одержання вітчизняних спінених матеріалів та виробів з них [4].

Незалежно від типу сплаву, що обробляється, або спінюючого регента описані вище методи дозволяли одержувати пори, близькі за морфологією до сферичних.

Орієнтовану структуру з видовженими пористими каналами вперше вдалося отримати українським вченим К.П. Буніним та В.І. Шаповаловим з колегами у 70-х роках минулого сторіччя при дослідженні поведінки водню при плавленні заліза [5].

Принципово нова ідея використання розпаду рідини на кристалічну та газову фазу одночасно при кристалізації розплавів під високим тиском водню, яка отримала назву газоевтектичної реакції, стала основою для створення низки технологічних рішень одержання пористих металів і сплавів з керованою структурою – газарів [6]. Бажані розміри та орієнтацію пор вдавалося досягати зміною технологічних параметрів, зокрема швидкості та напрямку тепловідбору від охолоджуваного металу. Починаючи з перших газарів на основі міді [7], в подальшому дослідження та реалізація процесів розширилися на залізовуглецеві і алюмінієві сплави, нікелеві, титанові тощо [8]. Крім водню є приклади успішного використання як пороутворюючого компоненту азоту, аміаку тощо. Дослідження поширилися далеко за межі України – в Японії аналогічні матеріали розвивались під назвою Lotus (за певної схожості на структуру лотоса), вітчизняні розробки патентувались в Європі та США, а на всесвітніх та європейських наукових форумах з пористих матеріалів MetFoam, EuroFoam, CellMet виокремилась секція газарів.

Загалом, газари є перспективними конструкційними матеріалами багатофункціонального призначення, широке впровадження яких можливе за умов більш повного вивчення газоевтектичних перетворень та супутніх процесів при кристалізації розплавів для їх контролю та розробки економних технологій одержання.

Література

1. U.S. Patent 2,983,597. Metal foam and method for making. John Elliot et. all, Filed March 19, 1956, Patented May 9, 1961.

2. U.S. Patent 4,713,277. Foamed Metal and Method for Producing the Same, S. Akiyama et al., Filed Jul. 18, 1986, Patented Dec. 15, 1987.

3. T. Nakamura, S.V. Gnyloskurenko, K. Sakamoto, A.V.Byakova, R. Ishikava. Development of New Foaming Agent for Metal Foam. Materials Transactions. 2002 - vol. 43 No 5, p. 1191-1196

4. Патент України на винахід № 104367, „Спосіб одержання спінених зливків з алюмінію та алюмінієвих сплавів”/ Бякова А.В., Власов А.О., Гнилоскуренко С.В., Картузов Є.В// Бюл. 2 від 27.01.2014.

5. Bunin K., Shapovalov V., Trofimenko V. Investigation of Fe-H system at high temperatures and pressures. 1972. VICHP: Molecular interactions and thermodynamics. – P. 639-640.

6. Шаповалов В.И., Сердюк В.П., Семик А.П./ ДАН УССР, 1981, №6, с. 102-105.

7. Шаповалов В. И., Сердюк Н. П. Способ получения пенометаллов, Авторское свидетельство СССР, 1725485, 11 марта, 1980.

8. V. Shapovalov,L. Boyko. Gasar—A new Class of Porous Materials. Advanced Engineering Materials. Volume 6, Issue 6, 2004, P. 407-410. https://doi.org/10.1002/adem.200405148

УДК 669.715:66.067

В.П. Головаченко, А.Г. Пригунова, Л.К. Шеневідько, М.В. Кошелєв, Т.Г. Цир

Н.П. Ісайчева, А.Г. Вернидуб

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

e-mail: adel_nayka@ukr.net

ТИКСОФОРМІНГ СПЛАВУ ВАЛ 10

Високоміцний ливарний сплав ВАЛ10 відноситься до системи Al-Cu. Через схильність до утворення гарячих тріщин він практично не застосовується для виготовлення фасонних виливків литтям під тиском, що, перш за все, обумовлено високими швидкостями охолодження металу, широким інтервалом кристалізації, великою кількістю крихкої фази $CuAl_2$ та наявністю теплових вузлів, твердннення яких рознесено в часі. Попередні дослідження рео-тиксолиття з використанням механоактиваційного оброблення розплаву ротором, що обертається, [1] дозволяють зі стриманим оптимізмом очікувати, що металева суспензія з глобулярною морфологією кристалів твердого розчину міді в алюмінії не створює замкнутого каркасу в двофазній області температур, з якою пов’язана гарячеламність виливків.

У роботі досліджено можливість виготовлення якісних різнотовщинних виливків зі сплаву ВАЛ10 в екстремальних умовах імпульсного тиксоформінгу. Визначено особливості тиксоформінгу в процесі виготовлення литих зразків, конструкція яких має теплові вузли, що обумовлюють виникнення гарячих тріщин. Вибір режимів нагрівання заготівок і подальшого їх тиксоформінгу в псевдотвердому стані здійснено

за даними диференційного термічного аналізу (ДТА), на підставі побудованої залежності «температура – частка рідкої фази», наведеної на рис. 1.

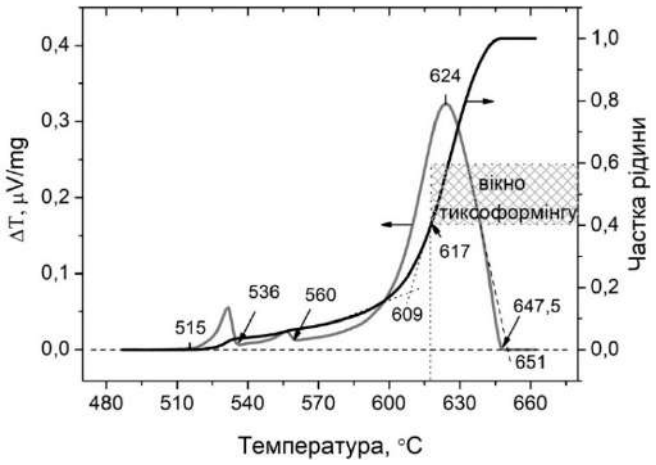
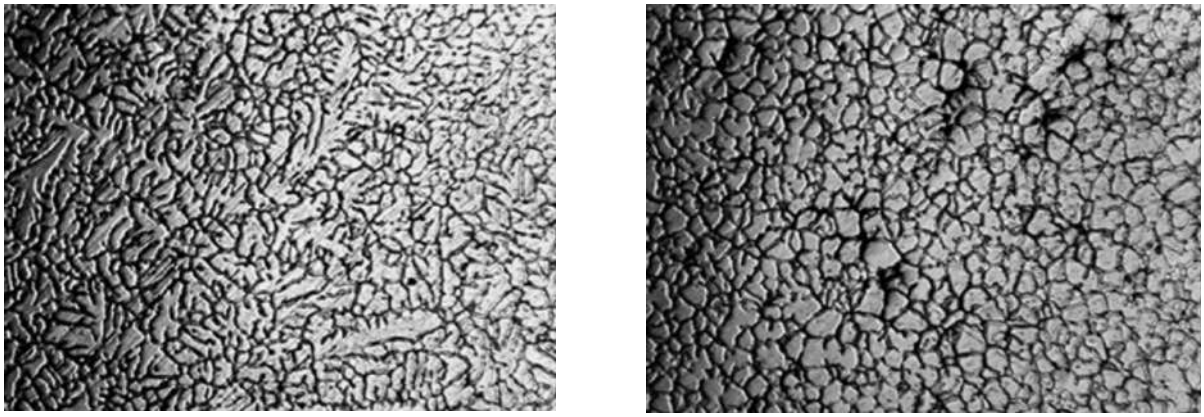


Рис. 1 – Крива ДТА твердднення та побудована залежність «частка рідини від температури» сплаву ВАЛ10 з виділеним «технологічним вікном тиксоформінгу»

З використанням супертонкостінних форм із алюмінієвої фольги товщиною 100-300 мкм досліджено особливості формування мікроструктури виливків діаметром 15 мм, отриманих із рідкого стану розплаву ВАЛ10, які гартували у воді. Показано, що температура лиття 700 °С і 660 °С, швидкість охолодження (3,1 °С/с - 6,.2 °С/с) в поєднанні з одночасним застосуванням роторної обробки розплаву суттєво впливають на морфологію і розмір дендритів твердого розчину міді в алюмінії (α-фази). Зокрема, при температурі лиття 700 °С і швидкості охолодження 6,2 °С/с у виливках формується нетипова для сплаву ВАЛ10 дендритна структура α-фази. Зменшення температури роторної обробки до 660 °С кардинально змінює процес кристалізації і призводить до формування глобулярної дрібнокристалічної структури α-фази (Рис. 2).



а б

Рис. 2 – Мікроструктура зразків зі сплаву ВАЛ10 при температурі лиття 700 °С (а) і 660 °С (б), отриманих з обробленням розплаву ротором із подальшим гартуванням у воді

У процесі тиксоформінгу температуру прес-форми підтримували на рівні 310–320 °С. При цьому кількість рідкої фази в псевдотвердих заготовках становила 40 %. Швидкість впуску металу в порожнину прес-форми складала ≈ 50 м/с. Металева суспензія мала високу рідкоплинність і повністю заповнювала порожнину (0,2х100 мм) по роз'єму прес-форми. Одержані зразки характеризуються відсутністю тріщин, а їх механічні властивості після термічної обробки Т6 становили: $\sigma_в$ = 500 МПа, δ = 5 %.

Список літератури

1. Головаченко В.П., Борисов Г.П., Дука В.М., Вернидуб А.Г. Литье цветных металлов и сплавов из металлической фольги // Процессы литья. - № 2. – 2012. - С. 40-44.

УДК 669

Л.О. Дан[1], Л.О. Трофімова[1]

[1]Державний вищий навчальний заклад

«Приазовський Державний Технічний Університет», м. Дніпро

АНАЛІЗ ВИКОРИСТАННЯ НОВОГО КЛАСУ МАТЕРІАЛІВ – ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ

Успішне функціонування та подальший розвиток більшості сучасних галузей промисловості, таких як аерокосмічна, транспортна, військова не можливе без застосування матеріалів, що в змозі витримувати великі механічні, термічні, радіаційні та інші навантаження.

Задоволення таких вимог призвело до збільшення кількості складових елементів металевих сплавів понад три. При цьому один з компонентів обов'язково мав буди основою, а інші розчинятися в ньому, або створювати з ним чи один з одним інтерметалеві сполуки.

В 2004 році незалежно один від одного Cantor і Yeh запропонували новий клас металевих сполук – т.з. високоентропійні сплави (ВЕС) [1,2]. Такі багатокомпонентні сплави включають не менш як п'ять основних металів, в рівних, або майже в рівних долях, вміст кожного з яких становить від 5 до 35 ат.%. Виявляється що у таких сплавів ентропія змішування має підвищене, порівняно з традиційними сплавами, значення.

Головна особливість ВЕС полягає у формуванні стабільного однофазного термодинамічно стійкого і високоміцного твердого розчину заміщення переважно з ГЦК- або ОЦК-решіткою.

В останні 10 - 15 років в економічно розвинених країнах майже кожна п'ята опублікована робота з фізичного матеріалознавства, що індексується в базі Web of Science, присвячена цій темі. Провідну роль в цій галузі відіграють Китай, США, Індія тощо.

Аналіз публікацій, присвячених ВЕС засвідчує, що подібні багатокомпонентні сплави мають привабливі властивості, такі як висока твердість, зносостійкість, високотемпературна міцність, корозійна стійкість, хороша низькотемпературна пластичність і надпластичні властивості.

Літературні дані свідчать, що високоентропійні сплави на сьогоднішній день отримують методами лиття, механічного легування, порошкової металургії, електролізу, а також наносять у вигляді покриттів. Кожен із методів має свої переваги і недоліки. Вибір конкретного методу синтезу визначається властивостями компонентів, які входять до складу сплаву, а також необхідною формою кінцевої продукції (об’ємні деталі, порошки, стрічки, плівки) [3]. Найчастіше для отримання високоентропійних сплавів застосовується метод лиття.

Компонентний склад сплаву зазвичай обирається в залежності від умов експлуатації виробу. Так наприклад, автори [4] в якості дифузійного бар'єру використовували покриття (TiVCrZrHf)N0,4. Для роботи при високих температурах було запропоновано використовувати сплав Al10Co25Cr8Fe15Ni36Ti6 [5]. Високоентропійний сплав CrMnFeCoNi позиціоновано як надміцний матеріал для роботи в екстремальних умовах [6].

З огляду на високу вартість високоентропійних сплавів підчас виникає сумнів в доцільності використання. Але надзвичайно високі експлуатаційні характеристики виробів з таких сплавів іноді роблять їх застосування безальтернативним та економічно ефективним.

Список літератури

1. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel design concepts and outcomes / Yeh J.-W. and oth. // Advanced Engineering Materials. - 2004. - V. 6. - № 5. - pp. 299–303.

2. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys / Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. // Materials Science Engineering A . - 2004. - V. 375–377. - pp. 213–218.

3. Мисливченко О.М. Особливості структуроутворення та властивості високоентропійних сплавів системи Cr-Al-Fe-Co-Ni-Cu-Mn-V: автореф. дис. канд. техн. наук.: 05.16.01. Київ, 2016. 23 с.

4. Murty B.S. High-Entropy Alloys / Murty B.S., Yeh J.W., Ranganathan S. – Butterworth-Heinemann (Elsevier). – 2014. – 218 p.

5. Glatzel Uwe. Compositionally Complex Alloys - High Entropy Alloys (CCA - HEA) for High Temperature Applications / Uwe Glatzel, Sebastian Haas, Christian Gadelmeie // THERMEC'2021 – International Conference on Processing & Manufactoring of advanced: Materials May 9 – May 14, 2021 VIENNA, AUSTRIA THERMEC'2021 – Book of Abstracts, p. 6

6. Haruyuki Inui. Single-Crystal Mechanical Properties of Equiatomic CrMnFeCoNi High-Entropy Alloy and Its Derivative Equiatomic Quaternary and Ternary MediumEntropy Alloys / Haruyuki Inui // THERMEC'2021 – International Conference on Processing & Manufactoring of advanced: Materials May 9 – May 14, 2021 VIENNA, AUSTRIA THERMEC'2021 – Book of Abstracts, p. 9

УДК 331.45

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

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

ЩОДО ВАЖЛИВОСТІ СВОЄЧАСНОГО ПОПЕРЕДЖЕННЯ ПРОФЕСІЙНИХ ЗАХВОРЮВАНЬ ПРАЦІВНИКІВ ЛИВАРНИХ ЦЕХІВ

Стан умов праці є основною причиною, яка надає найбільший вплив на рівень професійного здоров'я працівників і, як наслідок, на відсоток професійної захворюваності.

Аналіз розподілу профзахворювань у ливарних цехах показує, що захворюваність на кохлеарний неврит слухового органу, вібраційну хворобу та пилову патологію у ливарних цехах становить серйозну проблему [1].

Вивчення стану професійної захворюваності у ливарних цехах у період 2010-2020 р.р. показало, що найпоширенішими серед ливарників є захворювання від

впливу пилу (силікоз та пиловий бронхіт), вібрації (вібраційна хвороба), шуму (кохлеарний неврит слухового органу). При цьому на ливарних цехах на вібраційну хворобу припадає 61,3% захворювань, на кохлеарний неврит слухового органу - 37,4%, 92,8% – на силікоз та 83,1% – пиловий бронхіт від загальної кількості аналогічних професійних захворювань на машинобудівних підприємствах (рис.1).

Високий відсоток випадків захворювань на силікоз і пиловий бронхіт пояснюється значним застосуванням ручного інструменту на обрубних, формувальних і зачисних роботах, технічним станом обладнання і низькою ефективністю припливно-вентиляційних систем, особливо для локального уловлювання та видалення пилу на робочих місцях.

Крім того, на даних робочих місцях відзначаються високі концентрації кварцмістящого пилу, в середньому близько 10-25 мг/м^3, а вміст в пилу кремнезему становить від 56 до 80%. Більш напружена теплова обстановка в цехах серійного і дрібносерійного виробництва на відміну від інших цехів сприяє більшому ступеню впливу пилу на організм людини. Порівняння розподілу захворюваності працівників силікозом і пиловим бронхітом у цехах чавунного та сталевого лиття показало, що силікоз у робітників, які працюють у цехах сталевого лиття в середньому розвивається через 18 років, а у робітників, які працюють у цехах чавунного лиття – через 20 років.

Рис.1 - Розподіл професійних захворювань на ливарному виробництві

Відмінність у показниках для сталево- і чавунно ливарних цехів пояснюється більш високою агресивністю пилу в цехах сталевого лиття, оскільки під впливом високих температур кремнезем переходить у модифікацію кристобаліт і тридиміт, які мають більш виражену фіброгенність.

Професійна захворюваність також створює і економічні проблеми, оскільки завдає серйозних економічних збитків підприємствам [2]. Не менш значущими є економічні втрати підприємств, спричинені «прихованою» професійною захворюваністю робітників. Не виявлені своєчасно професійні захворювання призводять до зниження продуктивності праці, підвищення браку в роботі, сприяють зростанню кількості травм, випадків інвалідності та захворюваності з тимчасовою втратою працездатності, підвищення плинності кадрів.

Література

1. Твердохлєбова Н.Є., Євтушенко Н.С. Щодо системи підготовки фахівців у сфері безпеки праці. Зб. наук. праць ІІ Всеукраїнської науково–практичної конференції викладачів та фахівців–практиків та XII Всеукраїнській науково-практичній конференції курсантів, студентів, аспірантів та ад'юнктів. – Львів: ЛДУ БЖД, 2022. – 213 с., С. 13 – 15

2. Твердохлєбова Н.Є., Євтушенко Н.С. Забезпечення безпеки умов праці на хімічних підприємствах для запобігання професійних захворювань. *Актуальные научные исследования в современном мире.* – Переяслав, 2021. Вып. 12 (80) Ч. 9. С. 152-156.

УДК 331.45

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

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

КОМПЛЕКСНИЙ ПІДХІД ЩОДО ЗБЕРЕЖЕННЯ ЗДОРОВ'Я РОБІТНИКІВ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

Успішне функціонування вітчизняних підприємств машинобудування, їх висока конкурентоспроможність, можливі лише на передовій технологічній основі, в тому числі, шляхом реалізації ними інноваційної стратегії в галузі охорони праці, успіх якої визначається науково-обґрунтованим плануванням заходів з профілактики виробничого травматизму і профзахворювань. Одним з найбільш важливих виробництв у галузі машинобудування є ливарне виробництво.

Сучасне ливарне виробництво характеризується наступними якісними ознаками: всі галузі машинобудування в своєму технологічному процесі виготовлення кінцевої продукції обов'язково мають лиття в якості комплектуючих виробів; ливарне виробництво дає можливість отримувати деталі складної конфігурації з найменшими витратами матеріалу, праці та енергії. У процесі трудової діяльності працівники ливарних цехів зіштовхуються зі шкідливими та небезпечними виробничими факторами, які несприятливо впливають на їхню безпеку і стан здоров'я, і як наслідок, збільшують ймовірність виникнення професійних захворювань та отримання травм [1].

Вивчення причин травматизму в ливарних цехах показало, що понад 75% нещасних випадків відбувається з організаційних причин, таких як порушення технологічних процесів, недоліки в навчанні та інструктуванні робітників безпечним прийомам праці, порушення правил техніки безпеки, незадовільна організація та утримання робочих місць, проходів, проїздів. З технічних причин відбувається понад 14% усіх травм.

У ливарних цехах умови праці робітників визначаються комплексом виробничих факторів, таких, як запиленість, загазованість, шум, вібрація, теплове випромінювання, параметри мікроклімату, які, з урахуванням різноманіття типів обладнання, розгалуженої транспортної мережі, значною кількістю трудомістких операцій, що виконуються вручну і вимагають великої фізичної напруги, несприятливо впливають на ливарників та сприяють підвищенню виробничого травматизму та розвитку професійних захворювань, а також збільшенню загальної захворюваності [2].

Загальнопоширеними серед ливарників вважаються хвороби від впливу пилу (силікоз і пиловий бронхіт), вібрації (вібраційна хвороба), шуму (кохлеарний неврит слухового органу). Дослідження розподілу професійних захворювань в ливарних цехах свідчить про те, що захворюваність пиловою патологією, вібраційною хворобою і кохлеарним невритом слухового органу в ливарних цехах становить серйозну проблему.

Тому питання збереження здоров'я ливарників необхідно вирішувати комплексно з урахуванням усіх факторів, що визначають умови праці, на основі модернізації ливарного обладнання, значного покращення умов праці, особливо працюючих на формувальних, плавильно-заливальних та обрубувально-очисних дільницях, постійної уваги організаційних заходів та суворого професійного відбору працівників для ливарного виробництва.

Для попередження професійних захворювань і травматизму робітники ливарних цехів проходять попередні при вступі на роботу та періодичні медичні огляди.

Література

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

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

УДК 621.74

А.Ш Желяков[1], О.І. Пономаренко[2], О.С.Бударін[1], В.С. Бондаренко[1], А.П. Марченко[2], О.В. Акімов[2], Н.С.Євтушенко[2]

[1]АТ “Укренергомашини”, м. Харків

[2]Національний технічний університет "Харківський політехнічний інститут", м. Харків

ІННОВАЦІЙНА ТЕХНОЛОГІЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКА ЩІК ПОЛЮСА РОТОРА ГІДРОГЕНЕРАТОРА

У роботі запропоновано прогресивну технологію виробництва литих деталей щік полюса ротора гідрогенератора замість поковок. Роботу виконано в рамках модернізації генераторного обладнання АТ "Укргідроенерго", яке експлуатує всі великі гідроелектростанції, розташовані на українських ділянках Дніпра та Дністра.

Метою дослідження даної роботи є розробка технології виливки щік полюсів для роторів гідрогенераторів на ДніпроГЕС-2, Середньодніпровську та Кременчуцьку гідроелектростанції.

Для вирішення задачі підвищення якості виливків використовувалися комп'ютерно-інтегровані методи моделювання процесів лиття. Використання CAD/CAE програм дозволило значно скоротити час на розробку технологічних процесів, створити умови для спрямованого затвердіння виливків, розрахувати оптимальну величину

прибутку і за рахунок прогнозування появи місць дислокації дефектів, зменшити брак виливків, перевірити її на різні види міцнісних навантажень на віртуальній моделі.

В результаті виробничих випробувань було обрано ефективне протипригарне покриття для форм та стрижнів. В роботі проводили дослідження вплив модифікатора марки СК10Ба10 на механічні властивості та мікроструктуру литої сталі 25Л ДСТУ 8781:2018. Показники механічних випробувань перевищують допустимі значення міцності на 20-30%, а ударну в'язкість на 110-130%.

Економічна ефективність виготовлення литих деталей щік полюса ротора гидрогенератора замість поковок дозволила знизити витрати на 40%. Перший комплект виготовлених за новою технологією литих заготовок щік полюса було механічно оброблено заводом і виготовлені полюси встановлено на ротор гідрогенератору ДніпроГЕС-2.

УДК 669:621.039; 669:621.039.6

А.С. Затуловський, В.О. Щерецький, О.А. Набока, О.А. Кузьменко

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

e-mail: rnmptima@ukr.net

ФОРМУВАННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ ШАРІВ ПРИ КОНТАКТНОМУ ЛЕГУВАННІ АНТИФРИКЦІЙНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ РОЗПЛАВАМИ СВИНЦЮ ТА ОЛОВА

Проведено оцінку можливості утворення композиційних шарів внаслідок твердо-рідинного масопереносу, монотектичного розшарування рідин та хімічного синтезу в системах Al-Sn-Pb-x де x це легуючі елементи ливарних алюмінієвих сплавів: Si, Mg, Cu, Mn.

Встановлено, що в системі Al-Sn сплав (тверда фаза) – розплави, що містять Pb (рідка фаза) – можливо формування твердого шару, що містить Pb з градієнтом концентрації від зони контакту тверде-рідке в глибину твердої фази, з одночасним зниженням концентрації Sn. Використовуючи цей механізм можливо залучати Pb в алюмінієвий сплав, або матрицю композиційного матеріалу, для формування фази твердого змащення безпосередньо з розплаву.

Були розроблені склади для проведення фізичного моделювання процесу контактного легування алюмінієвих сплавів легкоплавкими металами з метою створення триботехнічних композитів з поверхневим шаром, в якому присутні частинки

твердого змащування. В якості модельної матриці було обрано систему Al-Sn, а в якості дифундуючої фази твердого змащення – свинець. Були визначені параметри технологічних процесів введення в поверхневий шар м'яких частинок твердого змащування. Одержано модельні композити за створеною технологією та вивчено їх мікроструктуру. Встановлено граничні умови математичного моделювання дифузійних процесів в розглянутій системі, та сплановано експериментальні дослідження вивчення перерозподілу елементів в процесі контактного легування.

Виготовлено модельні сплави системи алюміній-олово Al10Sn, Al20Sn, Al7Si10Sn, а також проведено експерименти по їх контактному легуванню свинцем при твердо-рідкому контакті при температурах 350-400 °С. Проведено металографічний аналіз зразків, а також досліджено мікротвердість і виконано спектральний мікрозондовий аналіз фаз до і після контактного легування. Визначено, що фази твердого розчину олова в мікроструктурі модельних сплавів Al10Sn, Al20Sn після термообробки при температурі 350-400 °С набувають глобулярної форми. Після контактного легування свинцем з витримкою 3 години, їх склад змінюється, відбувається заміщення фазами на основі свинцю з вмістом олова від 13 до 35 %. В модельному сплаві Al7Si10Sn після контактного легування відбувається перерозподіл кремнію: формуються фази пересиченого твердого розчину кремнію в олові відносно подвійної фазової діаграми Sn-Si.

Було розроблено технологію контактного легування для виробництва сплавів алюміній-олово-свинець з використанням додаткових зовнішніх впливів та проведення легування в твердо–рідкому стані.

Встановлено, що в залежності від температури та часу витримки можливе, як часткове, так і повне заміщення олова свинцем.

Підтверджено літературні дані про те, що механізм міграції свинцю не може бути описано простим дифузійним заміщенням атомів олова та свинцю в розплаві. Висока швидкість процесу дозволяє припустити міжфазний характер поширення легуючого елементу.

УДК 621.74

В. Г. Іванов[1], В. П. Каргинов[2], М. Міланов[3]

[1]Національний університет «Запорізька політехніка», Україна,

[2]ТОВ «НПП «СОЮЗ», Україна,

[3]Союз ливарників Болгарії, «Інститут Литва і ливарні технології, Болгарія

ВИКОРИСТАННЯ ЕКЗОТЕРМІЧНИХ І ТЕПЛОІЗОЛУЮЧИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ЖИВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ

Одним з найбільш перспективних способів підвищення технологічного виходу придатного при виробництві виливків та зливків є використання теплоізолюючих та екзотермічних сумішей. Це дозволяє знизити марні втрати тепла та об'єм надливів, підвищити ефективність їх роботи, збільшити щільність та герметичність виливків. Також слід відзначити використання спеціальних екзотермічних оболонок – ригелів та вставок, які є готовими виробами, мають різну геометричну форму (циліндричну, конічну, овальну та ін.) та вставляються у ливарну форму безпосередньо перед заливкою. Застосування останніх дозволяє в ряді випадків відмовитися від такої технологічної операції як доливання надливів, яка не завжди забезпечує необхідне підживлення виливків рідким металом і усуває утворення дефектів усадки. Так як часто додаткове підживлення здійснюється вже остиглим металом, порція якого може бути недостатня або погано контролюватись. Крім того, операція доливання надливів затримує роботу плавильного відділення та мостових кранів, що позначається на виробничих показниках роботи цеху.

Основою більшості екзотермічних сумішей є терміт – механічна суміш порошкоподібного алюмінію та оксиду заліза у вигляді окалини або руди. Окислення алюмінію оксидом заліза супроводжується значним екзотермічним ефектом. Здійснення реакцій прискорюється за наявності невеликої кількості каталізаторів – нітратів чи фторидів. Також у складі таких сумішей повинні бути спеціальні добавки, що покращують теплоізоляцію надливів (спучений перліт, зола, вуглецеві речовини, пісок та ін.). У складі теплоізолюючих сумішей також можуть бути перелічені компоненти, але в дещо іншому співвідношенні.

Співробітниками ТОВ «НВП «СОЮЗ» розроблено склади екзотермічних (СК-4 «Терміт-2») та теплоізолюючих (СК-2 «ТІС») сумішей для утеплення дзеркала металу у надливах та ковшах, а також для спеціальних фасонних виробів для відкритих та закритих надливів – екзотермічних вставок.

Використовуючи власний досвід, спеціальні та розроблені методики, а також комп'ютерне моделювання на ряді вітчизняних та зарубіжних підприємств випробувані та впроваджені технологічні процеси отримання виливків та зливків з екзотермічними та теплоізолюючими сумішами, вставками та ригелями.

Застосування екзотермічних вставок для виливків залізничного призначення (упорів, хомутів, балок тощо) показало підвищення виходу придатного до 72-82%. Економія металу на застосування надливів для масивних виливків із високомарганцевої сталі 110Г13Л (передньої стінки ковша екскаватора ЕКГ-5, зуба ковша, конусів дробарок та ін) досягала в певних випадках 40 - 50%.

Також застосування теплоізолюючих сумішей (СК-2 «ТІС») та ригелів показало свою ефективність при виготовленні ковальських і прокатних злитків, знизивши витрату металу на 10-15 %, а також знизивши втрати теплоти через дзеркало металу у розливальних ковшах.

Є позитивний досвід застосування екзотермічних матеріалів (суміш СК-4 «Терміт-2» та ригелів) при виготовленні прокатних валків для усунення основних дефектів – усадкових пор та раковин. Комп'ютерне моделювання заливки та твердіння дослідних валків, а також подальше дослідження макро та мікроструктури показало суттєве покращення живлення виливків. Додатково дослідження канавок, прорізаних у нижніх піднадливних частинах дослідних валків з кроком 50 мм на максимальну глибину, показало майже повну відсутність усадкових дефектів.

Таким чином, використання екзотермічних і теплоізолюючих сумішей та виробів з них – вставок та рігелів дозволяє значно підвищити вихід придатного, зменшити витрату металу на застосування надливів, покращити живлення виливків, сприяє отриманню щільного герметичного металу без утворення усадкових дефектів і, таким чином, підвищити фізико-механічні і службові властивості виливків та зливків з різних сплавів.

УДК 621.74.002.6:669.131.7

Л.Х. Іванова, Є.В. Колотило

Український державний університет науки і технологій, Дніпро

ОБРОБЛЕННЯ ЧАВУННОГО РОЗПЛАВУ ВІДХОДАМИ МАГНІТНИХ СПЛАВІВ

Перспективним способом істотного поліпшення властивостей литих виробів є модифікування розплавів. Вибір модифікатора і методу модифікування залежить від поставленого завдання і умов виробництва. При розробці складів модифікаторів необхідно враховувати особливості впливу елементів, що входять до їх складу, у тому числі рідкісноземельних металів на процеси кристалізації і структуроутворення [1-2]. Вирішення цих питань окрім теоретичного інтересу є важливим з практичної точки зору, оскільки призведе до створення надійних технології виробництва чавунних виливків.

Метою досліджень була розробка способу обробки рідкого чавуну з застосуванням відходів магнітних сплавів (самарій-кобальтових сплавів), які містили модифікувальні та легувальні компоненти для забезпечення підвищення міцностних властивостей, в тому числі пластичних, чавунних виливків в литому стані.

Лабораторними дослідженнями, проведеними раніше [3], встановили, что для досягнення поставленої мети чавун повинен містити, мас.%: вуглець 3,0...3,2; кремній 0,9...1,25; марганець 0,3...0,45; самарій 0,1…0,2, кобальт 0,15…0,30, цирконій 0,01…0,05, мідь - не більше 0,1, залізо решта. В умовах кафедри ливарного виробництва в силітовій печі виплавляли чавун, який після досягнення температури 1450±5°С оброблювали методом примусового занурення розрахунковими кількостями суміші з відходів самарій-кобальтових сплавів хімічного складу ,%: самарій – 25...35, кобальт 35...45, мідь – 5...7, цирконій – 2...5, залізо – решта. Після термочасової витримки протягом 5 хв для засвоєння компонентів здійснювали заливання форм для одержання зразків висотою 120 мм і діаметром 50 мм. З одержаних виливків вирізали зразки для металографічного аналізу, визначення міцності при розтягу та відносного подовження (табл. 1).

В мікроструктурі чавунів, які охолоджувалися зі швидкістю 5,5 град/с обробка відходами самарій-кобальтових сплавів сприяла перетворенню перлітного складника структури в мартенсит (рис.1, а…в), при охолодженні зі швидкістю 0,5 град/с при присадці відходів у кількості 0,9…1,2 мас.% виділення перліту практично повністю пода-

влювалося. форма включень графіту змінювалася: посилювалося розгалуження та зменшувався поперечний зріст (рис.1, г...е).

Таблиця 1 – Результати проведених досліджень

Номер плавки	Присадка відходів,%	Вміст хімічних елементів у чавуні, %				Кільність структурних складників,%			Властивості матеріалів виливків	
		Sm	Co	Cu	Zr	ферит	перліт	графіт	$\sigma_в^р$, МПа	δ, %
1	0,6	0,087	0,120	0,030	0,010	69,4	21,5	9,1	640	7,6
2	0,9	0,135	0,252	0,040	0,016	89,1	0,8	10,1	685	10,0
3	1,0	0,150	0,280	0,063	0,038	88,7	1,4	9,9	700	9,8
4	1,2	0,198	0,310	0,075	0,050	88,6	2,1	9,3	710	9,8
5	1,5	0,290	0,410	0,101	0,068	73,7	17,7	9,0	740	6,9

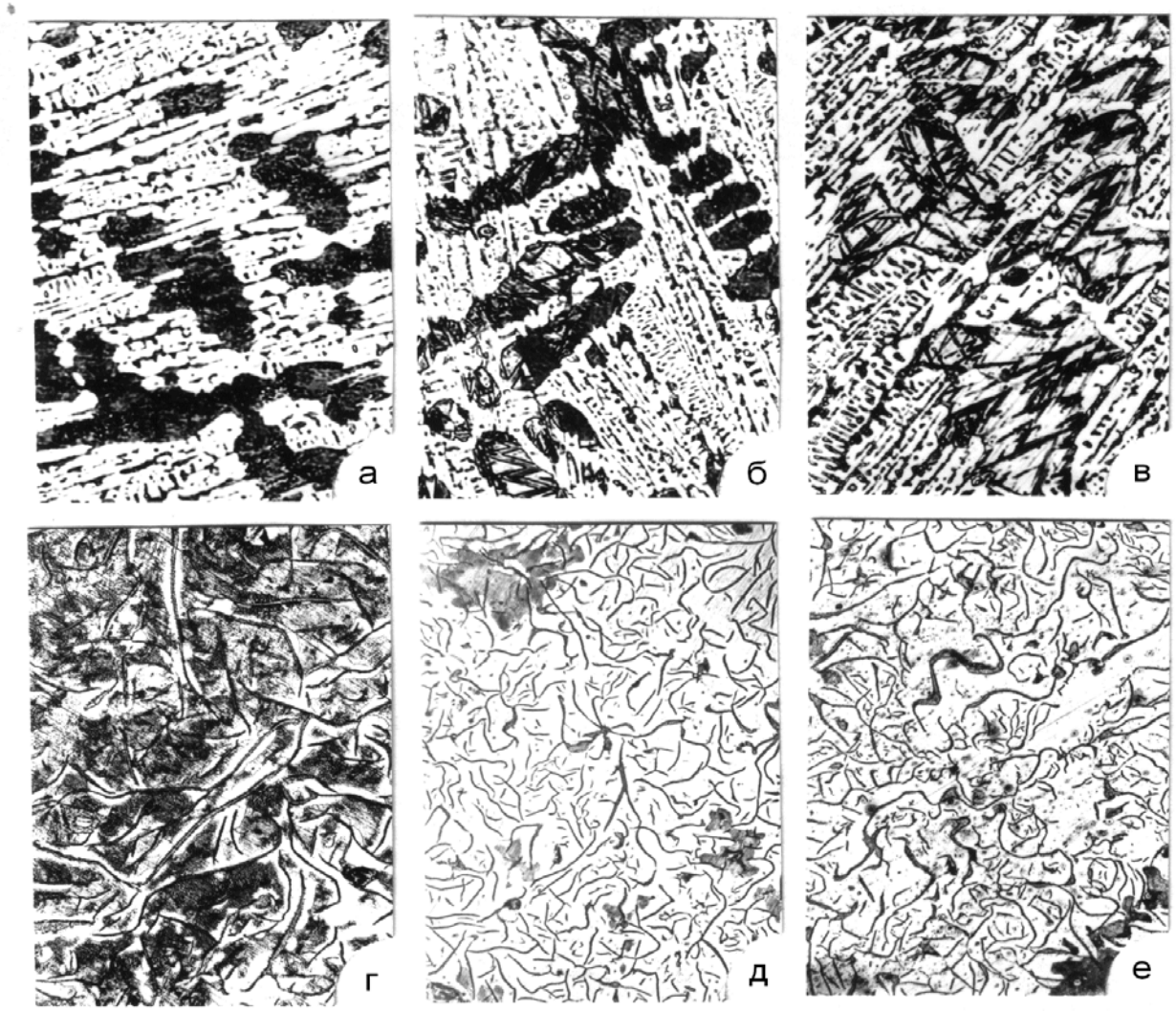


Рис. 1. Мікроструктура дослідного чавуну у вихідному стані (а, г) та після обробки відходами у кількості 0,9 (б, д) і 1,2 мас.% (в, е); $V_{охол}$ =5,5 (а...в) і 0,5 (г...е) град/с; 100^x (г...е), 500^x (а...в); травлено ніталєм

Таким чином, обробка чавуну, який охолоджувався з розплавленого стану зі швидкістю 0,5 град/с, відходами магнітних сплавів дозволила встановити ярко виразуваний феритизувальний вплив обробки на металеву матрицю та диспергирувальний - на графітні включення. При витраті відходів самарій-кобальтових сплавів менше 0,9 мас.% не досягали мінімально рекомендовані концентрації елементів і, як наслідок цього, за рахунок низького ступеня легованості рівень комплекса властивостей був недостатній. При витраті відходів понад 1,2 мас.% починав превалювати вплив ступеня легованості матриці, в структурі якої зі збільшенням міді збільшувалася кількість перліту, за цього міцність таких чавунів підвищувалася, а рівень пластичних властивостей зменшувався.

Результати проведених досліджень (див. табл.1) показали, що застосування відходів магнітних сплавів для обробки рідких залізовуглецевих сплавів дозволило досягти поставленої мети. В литому стані виливки мали високий рівень пластичності (δ =9,8...10%). Крім того, з використанням відходів самарій-кобальтових сплавів вирішувалася проблема їх утилізації.

Список літератури

1. Иванова, Л.Х. Повышение служебных свойств чугунных валков модифицированием расплавов редкоземельными металлами / Л.Х. Иванова, Е.В. Колотило, Я.С. Маймур, Д.В. Муха // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2012.– № 1.– С.34-35.

2. Иванова, Л.Х. Теоретические основы и практические методы получения литых прокатных валков из комплексномодифицированных чугунов: Дис. … д-ра техн. наук: 05.16.04; Защищена 07.02.2008; Утв. 02.07.2008.– Днепропетровск, 2008.– 608 с.

3. Иванова, Л.Х. Утилизация отходов в литейном производстве / Л.Х. Иванова // Металл и литье Украины, 2018. – № 9-10 (304-305).– С.63-65.

ДК 621.74.04:669.13

П.Б. Калюжний, І.А. Шалевська, В.А. Слюсарєв

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

e-mail: kpb.ptima@gmail.com

ФОРМУВАННЯ МІКРОСТРУКТУРИ АРМОВАНОГО ЧАВУНУ ПРИ ЛИТТІ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ

Литі композитні вироби все більше використовуються в різних галузях промисловості. Поєднання в одній деталі різних властивостей дозволяє, в першу чергу, підвищити її ресурсоефективність. Для одержання композитних деталей складної конфігурації найбільш раціональним є застосування ливарних технологій, оскільки литі заготовки потребують мінімальної механічної обробки. Виготовлення високоточних литих виробів складної геометрії, в тому числі композитних та біметалевих виливків, доцільно проводити литтям за моделями, що газифікуються (ЛГМ). Наразі існують приклади одержання композитних виливків із систем алюміній/мідь, алюміній/сталь, магній/алюміній, чавун/мідь та ін. [1]. В більшості випадків армуючі елементи (стрижні, дріт, пластини) фіксують в пінополістироловій моделі, яка при заливанні матричного сплаву газифікується під дією його тепла.

З наукової точки зору особливий інтерес представляють процеси, що відбуваються при взаємодії матричного металу з армуючими елементами. Чисельні дослідження показують, що на характер взаємодії впливають такі фактори: вид сплаву (матеріалу) матриці і арматури, температура заливання, співвідношення їх мас чи об’ємів, геометричні розміри арматури та ін.

Відомі дослідження композитів на основі сірого чавуну з сталевими армуючими елементами [2, 3], однак їх одержували литтям в порожнисті піщані форми. При ЛГМ під час заливання металу, яке супроводжується деструкцією пінополістиролової моделі, відбувається змочування армуючих елементів рідкими продуктами деструкції пінополістиролу та формування відновлювальної атмосфери в зазорі розплав-модель. Все це може вплинути на взаємодію матричного розплаву з арматурою, тому дане дослідження було присвячене питанню формування мікроструктури армованих виливків із сірого чавуну, виготовлених ЛГМ.

В ході експериментальної частини роботи виготовляли пінополістиролові моделі пластин 200х100х15 мм, в яких поздовжньо розміщували армуючі вставки діаметром 1, 2, 3 та 4 мм. В якості таких вставок використовували дріт із оцинкованої сталі Ст3 і

канат із нержавіючої сталі 08Х18Н10. Операції підготовки моделей, формування та заливання виконували за традиційним технологічним процесом ЛГМ. Форми заливали чавуном марки СЧ25 при температурі 1400 °С. З одержаних виливків були вирізані шліфи та проведено металографічні дослідження.

Вивчення структури зразків показало, що вставки діаметром 1 мм повністю розплавилися і візуально не ідентифікувалися в структурі зламу зразків. Навколо дроту діаметром 2, 3 і 4 мм спостерігався однорідний дифузійний шар.

Мікроструктура матричного сплаву, тобто сірого чавуну, складається переважно з перліту та включень пластинчатого графіту. Навколо сталевої арматури включення графіту є дрібнішими ніж в основному металі (рис. 1, а), що очевидно викликано більш швидким охолодженням локальних об'ємів чавуну. Крім того дифузія вуглецю із чавуну призводить до зміни структури сталевої арматури – центральна частина арматури залишається феритною, з наближенням до поверхні розділу структура змінюється на перлітну, а біля поверхні – перлітна з цементитною сіткою (рис. 1, б). Визначено, що зі зменшенням діаметру сталевої арматури її центральна феритна зона зменшується, а товщина перехідної перлітної зони збільшується.

а б в

Рис. 1 – Мікроструктура (х100) зони з'єднання сірого чавуну з сталевим дротом Ø 4 мм (а, б) та вставкою із нержавіючої сталі Ø 4 мм (в)

При взаємодії сірого чавуну з арматурою із нержавіючої сталі окрім дифузії вуглецю відбувається дифузія хрому, але в іншому напрямку. В цьому випадку зі сторони матричного сплаву формується перехідний шар, до складу якого входять карбіди хрому (рис. 1, в). Встановлено, що зі збільшенням діаметру армуючих вставок товщина перехідного шару зменшується. Це пояснюється тим, що товща арматура бі-

льше захолоджує матричний сплав, і відповідно, їх взаємодія починається при меншій температурі і триває менше часу.

Наявність щільного однорідного дифузійного шару свідчить про позитивний вплив продуктів деструкції пінополістиролу на формування з'єднання між арматурою та матричним сплавом, та загалом придатність методу ЛГМ для одержання такого роду литих композитів. Крім того визначено [4], що на формування щільного з'єднання між арматурою та матричним сплавом впливає величина вакууму в ливарній формі. В залежності від величини вакууму фронт взаємодії металу з моделлю приймає різну конфігурацію, яка може або сприяти спрямованому виведенню продуктів деструкції пінополістиролу через протипригарне покриття або ж їх затримці на поверхні арматури та утворенню дефектів у виливку.

Дифузійний шар між арматурою та матричним сплавом значною мірою впливає на фізико-механічні властивості литого композиту, тому в подальшому буде проведено їх визначення та встановлення впливу на них методу ЛГМ.

Список літератури

1. Jiang W., Li G., Fan Z., Wang L., Liu F. Investigation on the interface characteristics of Al/Mg bimetallic castings processed by lost foam casting. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2016. Vol. 47. No 5. P. 2462-2470.

2. Akdemir A., Kuş R., Şimşir M. Impact toughness and microstructure of continuous steel wire-reinforced cast iron composite. *Materials Science and Engineering: A*. 2009. Vol. 516. No 1-2. P. 119-125.

3. Abd El-Aziz K. Interfacial Characteristics and Mechanical Properties of Stainless Steel/Steel Wires Reinforced GCI Composite. *Physics of Metals and Metallography*. 2020. Vol. 121. No 14. P. 1424-1430.

4. Shalevska I., Kaliuzhnyi P. Physical Modeling of the Hydrodynamic Processes of Casting Molds Pouring Filled with a Locally Oriented Reinforcing Phase. *Technology transfer: fundamental principles and innovative technical solutions*. 2019. P. 55-57.

УДК 621.74:669.141.017

І.Ф. Кірчу, С.Я. Шипицин, Г.Є. Федоров, Т.В. Степанова, Д.І. Лиховей

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

тел. +380 44 4243512, e-mail: odus@ptima.kiev.ua

ВИСОКОМІЦНА СТАЛЬ ДЛЯ ВИЛИВКІВ СПЕЦІАЛЬНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

В світовій практиці корпуси скалко - фугасних боєприпасів виготовляються методом гарячого пресування з прокату сталей евтектоїдного класу типу 80Г2С.

З метою суттєвого (до 5 разів) зниження собівартості виробництва корпусів боєприпасів у ФТІМС НАН України розроблено нову ливарну сталь евтектоїдного класу з дисперсійним нітрідванадієвим зміцненням марки 60Г2САФЛ. Застосування сталі можливо при високоефективній за техніко - економічними показниками ливарній технології лиття за газифікованими моделями, яка також розроблена у ФТІМС НАН України д.т.н., проф. Шинським О.І. із співробітниками його відділу.

Хімічні склади стандартної і розробленої сталей наведені у табл.1.

Таблиця 1 - Хімічний склад сталей (% масової частки)

Марка сталі	C	Mn	Si	Vx N	S	P
80Г2С	0, 7- 0,9	1,2 -1,6	0, 85 -1, 15	-	не більше, ніж 0,03	Не більше, ніж 0,035
60Г2САФЛ	0, 64	1, 96	0, 89	3, 55x10^{-3}	0, 025	0, 018

Механічні властивості сталей в залежності від технології і режимів кінцевої термічної обробки наведені у таблиці 2. Зразки виготовлялись із заготівок прокату сталі 30Г2С і литих зі сталі 60Г2САФЛ з перерізом 20мм.

Видно, що розроблена сталь, по - перше, значно перевищує стандартну за міцністю та кращим співвідношенням параметрів міцності, пластичності і в’язкості.

По - друге, при кінцевій термічній обробці дозволяється заміна гартування у мастилі на гартування на повітрі, яке забезпечує формування мартенситної структури сталі з твердістю 63 HRC. Це суттєво спрощує технологічний процес. І головне. Досягнутий рівень механічних властивостей прогнозує значне покращення дії ураження

боєприпасами, за рахунок зміни конфігурації кількості і скалків при вибуховому руйнуванні їх корпусів.

Так, вибухові випробування у бронекамері розробленої сталі на скалкоутворення показали, що практично всі (близько 99%) скалки мають вагу більше, ніж 0,5 г без скалків шаблевидної форми. Це відповідає найкращим показникам вітчизняних та закордонних стандартів.

Таблиця 2 – Механічні властивості сталей

Марка сталі	Термічна обробка	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{в}$, МПа	Ксі, %	KCU,КДж/м^2	HRC
80Г2С	Гартування в мастило + відпуск	400 — 500	900 - 1000	15 - 17	більше, ніж 400	21 - 23
60Г2САФЛ	Нормаліза-ція без відпуску	649	667	15, 4	735	34,5
	Гартування на повітрі	-	-	-	-	63,0
	Гартування на повітрі + відпуск при t = 550^{0}С	1013	-	12, 0	640	46,0
	600	937	-	20,0	750	42,0

УДК 621.74.045:669.24:21.981

В.В. Клочихін[1], О.О. Педаш[1] ,С.М. Данілов[2], Д.О. Тьомкін[2], О.О. Наумик[3], В.В. Наумик[3]

[1] АТ «Мотор Січ», Запоріжжя, Україна

[2] Запорізький машинобудівний завод ім. Омельченко В.І., Запоріжжя, Україна

[3] Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна

ВИГОТОВЛЕННЯ ВІДПОВІДАЛЬНИХ ВИЛИВКІВ З ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ ЖС3ДК-ВІ З ПОКРАЩЕНИМИ ТЕХНІКО-ЕКОНОМІЧНИМИ ПОКАЗНИКАМИ

Відповідальні литі деталі силових агрегатів авіаційного та енергетичного машинобудування виготовляються методами рівноосної та спрямованої кристалізації із жароміцних нікелевих сплавів.

Необхідний рівень фізико-механічних та експлуатаційних властивостей даних сплавів забезпечуються за рахунок досить складної системи легування, модифікування та різних технологічних методів покращення структури та якісних показників матеріалу готових виробів.

Литі лопатки турбін є найбільш навантаженим і відповідальним елементом, які перетворює потенційну енергію, що утворюється в процесі згоряння палива в кінетичну енергію турбіни, що обертається.

Сплав ЖС3ДК-ВІ використовується для виготовлення литих лопаток вентиляторних турбін методом рівноосної кристалізації, що працюють при температурах до 900 °С. На сьогоднішній день цей сплав є одним із найпоширеніших, але ще є резерви для покращення його фізико-механічних та експлуатаційних властивостей, у тому числі за рахунок застосування різноманітних методів модифікування.

Показником придатності сплаву до застосування технологічної операції модифікування є рівень його структурної стабільності.

Технологічні параметри процесу модифікування сплаву (температура розплаву і час введення модифікатора) визначаються його хімічним складом. Основним завданням при цьому, як правило, є формування оптимальної структури для забезпечення повного комплексу техніко-економічних показників готових литих виробів, виходячи з умов їх експлуатації (температура, навантаження, агресивність середовища таке інше).

Раніше проведені вітчизняні та закордоні дослідження показали позитивний вплив модифікування рідкоземельними і лужноземельними металів, а також тугоплавкими ультрадисперсними частинками. Показано, що процеси легування та модифікування відіграють значну роль у формуванні структури та властивостей жароміцних сплавів. У поєднанні з плавкою і рафінуванням легування і модифікування визначають характер кристалізації, ступінь зернистості структури і комплекс властивостей сплаву. Проте зв'язок комплексного використання всіх цих факторів остаточно не встановлено.

Відомо, що при модифікуванні сплавів ультрадисперсними порошками тугоплавких сполук частинки, що вводяться, рівномірно розподіляються як всередині зерен, так і по міжфазним межам.

Для модифікування жароміцного нікелевого сплаву ЖС3ДК-ВІ використовується ультрадисперсний порошок карбонітриду титану.

Модифікатор TiCN в розплав вводиться у вигляді або порошку, або брикетів, як правило, основою при виготовленні таких брикетів є титан.

Як відомо всім видам лиття притаманним є наявність таких дефектів як наявність мікропор та інших недосконалостей структури, ліквація, невідповідність фазового складу, що суттєво впливає на надійність, фізико-механічні, жароміцні та експлуатаційні властивості готових виробів.

Одним з ефективних способів виправлення ливарних дефектів у відповідальних виливках, а отже підвищення комплексу їх властивостей та експлуатаційної надійності є гаряче ізостатичне пресування (ГІП), суть якого полягає у всебічному стисканні виливків у середовищі спеціальної рідини або газу при високих температурах. При цьому обирають максимально високу температуру обробки виливків, щоб тільки запобігти оплавленню структури матеріалу.

Покращення якості матеріалу в результаті ГІП відбувається за рахунок видалення таких внутрішніх дефектів як пористість, внутрішня усадка та міждендритні тріщини, що утворюються в процесі затвердівання металу. В процесі ГІП спочатку відбувається змикання стінок порожнин за механізмами повзучості та пластичної деформації, а далі дифузійним зварюванням поверхонь, які було приведено в контакт. При цьому барометрична обробка не видаляє дефекти, що сполучаються з поверхнею виливка.

Також, особливо в сучасних економічних умовах, у міру накопичення технологічних відходів вартісних матеріалів, застосовуваних в авіаційному машинобудуванні, все більш гостро постає проблема їх повторного використання для зниження собіва-

ртості та підвищення конкурентоспроможності вітчизняних виробів на світовому ринку.

Дослідження структурної стабільності вихідного сплаву ЖС3ДК-ВІ свідчать про достатню його збалансованість за комплексом легуючих елементів, а, отже, про широку придатність для подальшого застосування технологічної операції модифікування різними способами.

На базі АТ «Мотор Січ» провели комплекс досліджень властивостей матеріалу литих лопаток турбін, отриманих з жароміцного нікелевого сплаву ЖС3ДК-ВІ модифікованого нікелево-ітрієвою лігатурою ИТН-1 та ультрадисперсними порошками карбонітриду титану при виплавленні, в тому числі з використанням у шихті власного технологічного вороття, із подальшим застосуванням операції гарячого ізостатичного пресування перед проведення термічної обробки за стандартним режимом.

Використовували сучасні методи виплавки сплавів та проведення досліджень.

Попередню високотемпературну обробку розплаву (ВТОР) проводили на установці ВІП-10.

На установці УППФ-3М з основним тиглем методом рівноосного лиття, в тому числі при використанні в шихті власного технологічного вороття, проводили плавки для отримання робочих лопаток, а також пальчикових зразків Ø і □ 12мм. Проводили модифікування сплаву ЖС3ДК-ВІ ультрадисперсними частинками карбонітриду титану Ti(C,N) у вигляді брикетів або порошку, загорнутого в нікелеву фольгу, а також нікель-ітрієвою лігатурою.

Проводили операцію гарячого ізостатичного пресування при температурі 1210 ± 10 °С під тиском 160 МПа.

Отримані литі зразки піддавали гомогенізації при температурі 1210 °С з витримкою 4 години і охолодженням на повітрі.

Визначали хімічний склад сплаву досліджуваних варіантів. Макроструктуру вивчали на пластинах товщиною ~4 мм після хімічного травлення. Мікроструктуру оцінювали на мікрошліфах до і після травлення в реактиві Марбле.

Мікротвердість, межу міцності, відносні подовження і звуження, ударну в'язкість визначали при кімнатній температурі. Випробування на тривалу міцність проводили при 850 °С під навантаженням 350 МПа. Випробування лопаток на вигин здійснювали на ручному гвинтовому пресі відповідно до ГОСТ 14019-80.

Встановлено модифікуючий вплив ультрадисперсних частинок карбонитриду титану на дендритну структуру, розподіл і зміну морфології первинних карбідів, кількість і розподіл карбонітридних частинок.

Показано, що використання ультрадисперсних порошків карбонітриду титану для об'ємного модифікування жароміцного нікелевого сплаву ЖС3ДК-ВІ дозволяє підвищити механічні та жароміцні властивості матеріалу. Підвищення кількості модифікатора сприяє подрібненню зерна. Більш стабільні властивості і сприятливу структуру забезпечує модифікування розплаву ультрадисперсними частинками Ti(C,N) у вигляді брикетів.

Встановлено, що хімічний склад, а також механічні та жароміцні властивості матеріалу робочих лопаток турбіни вентилятора, відлитих зі сплаву ЖС3ДК-ВІ, модифікованого нікелево-ітрієвою лігатурою ИТН-1 (як без ГІП, так і після операції газостатування), задовільні і відповідають вимогам ОСТ 1.90.126-85.

Мікроструктура пальчикових зразків Ø і □ 12мм після проведення операції ГІП та термообробки за стандартним режимом, аналогічна структурі лопаток, отриманих та оброблених відповідно до зазначеного режиму.

При випробуванні на згин лопаток різних дослідних варіантів виготовлення встановлено, що значення величини кута загину на досліджених лопатках суттєво перевищує вимоги ОСТ 1.90.126-85 (кут загину лопаток повинен становити ≥ 20°).

У процесі гарячого ізостатичного пресування при температурі 1210 °С під тиском 160 МПа робочих лопаток всіх дослідних плавок відбувається «заліковування» мікропор і рихлот, що не виходять на поверхню деталей (розташовуються у внутрішніх обсягах металу). У структурі досліджених лопаток після ГІП мікропори практично відсутні, що сприяє стабілізації структури та властивостей матеріалу. Розмір виявлених після ГІП одиничних мікропор, виявлених у місцях зосередження грубої рихлоти до операції ГІП, не перевищує 30 мкм.

Таким чином, підтверджено можливість використання в шихті власного технологічного вороття (після попереднього переплаву) під час виготовлення робочих лопаток турбін. Показано позитивний вплив модифікування рідкоземельними і лужноземельними металами, та тугоплавкими ультрадисперсними частинками при виплавленні сплаву, а також операції гарячого ізостатичного пресування (ГІП) перед стандартною термічною обробкою на комплекс фізико-механічних та експлуатаційних властивостей відповідальних литих виробів із жароміцних нікелевих сплавів для авіаційних та енергетичних силових установок.

УДК 621.785.6.669.14.018.252.3

С.Є. Кондратюк, В.І. Вейс, Ж.В. Пархомчук

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України

valentynveis@gmail.com

ВПЛИВ ТЕРМОКІНЕТИЧНИХ УМОВ КРИСТАЛІЗАЦІЇ НА ФОРМУВАННЯ ГРАДІЄНТНИХ СТРУКТУР У СТАЛЕВИХ ВИЛИВКАХ

Композиційні матеріали суттєво перевищують за властивостями традиційні матеріали та широко використовуються в авіаційній та космічній промисловостях. З іншого боку в ряді випадків для підвищення спеціальних властивостей литих виробів стає перспективним і економічно доцільним використання градієнтних литих структур подібних до композитних, що створюються за рахунок регламентованих режимів тепловідбору при кристалізації, а проблеми формування таких структурно-фазових станів у литих виробах залишаються маловивченими [1-3].

Виходячи з цього досліджено вплив перегріву розплаву сталі марки 25Л (0,26 % C, 0,60 % Mn; 0,38 % Si) в інтервалі температур 1570 ºС – 1670 ºС і швидкості його наступного охолодження на структуроутворення, а саме: формування макроструктурних зон, зміну їх протяжності і дисперсності, а також зміну дендритної будови по перерізу виливків. Досліджувані виливки прямокутного перерізу (60х60х100 мм) отримували шляхом кристалізації розплаву після розливки у ливарні форми з різною тепловідбірною здатністю від температур 1570 ºС, 1620 ºС, 1670 ºС при забезпеченні умов одностороннього тепловідбору у повздовжній осі виливків в умовах нормального (піщана форма) і швидкісного (мідна водоохолоджувана форма) охолодження. Структурні характеристики визначали по перерізу виливків від охолоджуваного торця до глибини 60 мм.

Металографічні дослідження показали, що по мірі віддалення від охолоджуваного торця виділяються чотири основні макроструктурні зони: поверхнева зона дрібних рівноосних кристалів, зона стовпчастих кристалів, зона розорієнтованих кристалів і зона великих рівноосних кристалів. Встановлено, що протяжність і морфологія цих структурних зон суттєво залежить від температурно-кінетичних умов кристалізації. Так, із збільшенням температури розливки розплаву і незалежно від швидкості його охолодження, збільшується протяжність зони дрібних рівноосних кристалів, зони стовпчастих кристалів та зони великих рівноосних кристалів і, відповідно, зменшується протяжність зони великих рівноосних кристалів. Зі збільшенням швидкості охолодження розплаву збільшується протяжність поверхневої зони дрібних рівноосних

кристалів (з 0,4 – 1,0 мм до 1,2 – 2,0 мм) та зони стовпчастих кристалів (з 8 – 12 мм до 16 – 26 мм) і, відповідно, зменшується протяжність зони розгалужених кристалів (з 13 – 21 мм до 12 – 16 мм) та зони великих рівноосних кристалів (з 26 – 39 мм до 16 – 31 мм). Встановлені закономірності співвідношень протяжностей макроструктурних зон виливків із термокінетичними умовами їх кристалізації пояснюються відмінностями градієнтів температури, ступенем переохлодження і часом зняття перегріву розплаву при кристалізації.

Встановлено зміни дисперсності литої структури і характеристик дендритної будови по перерізу виливків залежно від ступеня перегріву розплаву перед розливкою і швидкістю його охолодження. Показано (рис. 1), що за умов високої температури перегріву розплаву і швидкісного його охолодження відбувається зменшення розміру зерна від 4-5 до 7-6 (ДСТУ 8972:2019). При нормальному охолодженні розплаву і великих перегрівів, навпаки, спостерігається збільшення розміру зерна в поверхневих шарах виливків від 3-4 до 1-2. Розмір зерна зростає в середньому на 5 номерів по мірі віддалення від охолоджуваної поверхні до рівня 50 мм за всіх температур перегріву і режимів охолодження розплаву.

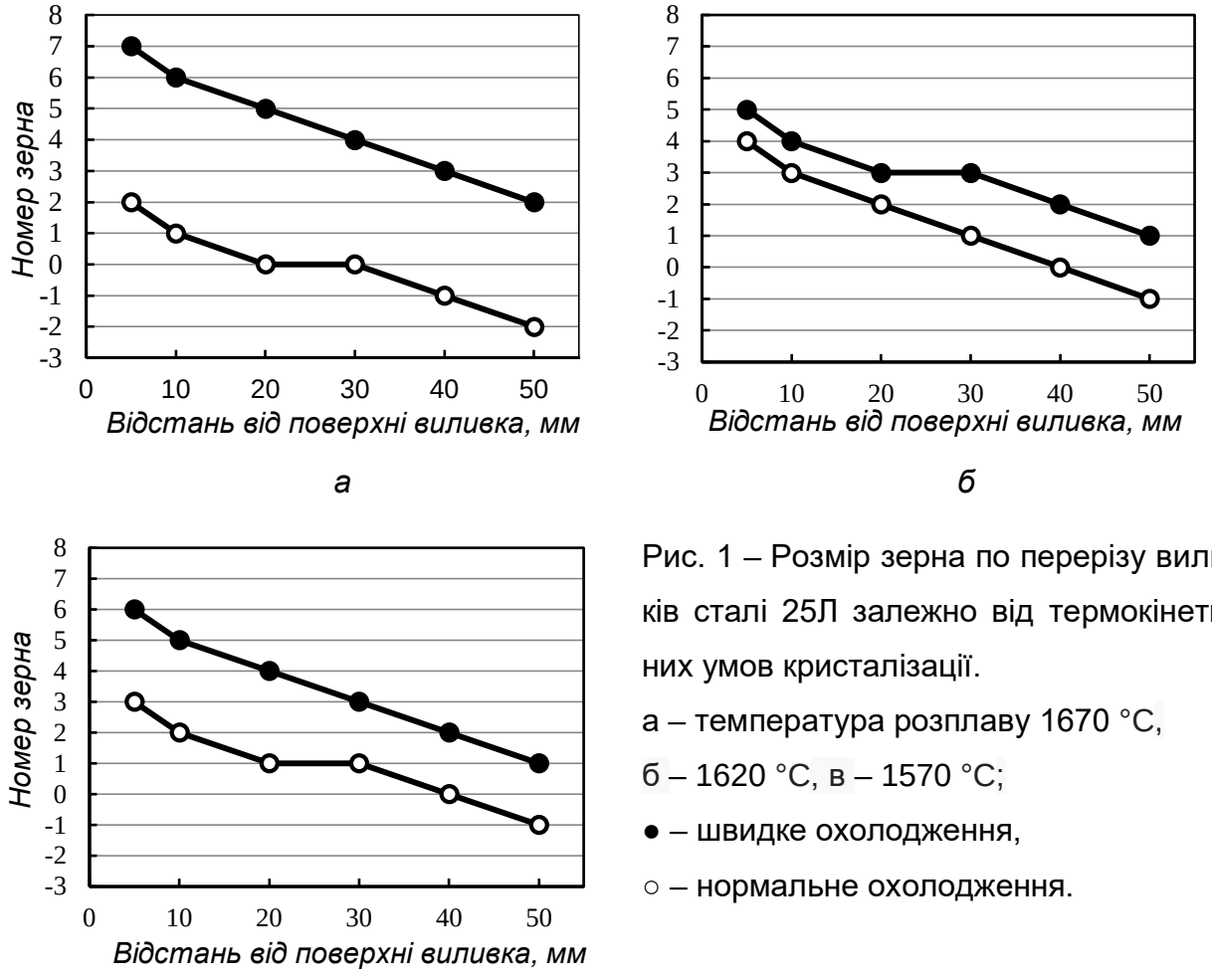


Рис. 1 – Розмір зерна по перерізу виливків сталі 25Л залежно від термокінетичних умов кристалізації.

а – температура розплаву 1670 °С,

б – 1620 °С, в – 1570 °С;

● – швидке охолодження,

○ – нормальне охолодження.

в

Дисперсність дендритної структури за всіх досліджених режимах кристалізації значно вища при швидкому охолодженні і закономірно зростає при цьому відповідно до ступеня перегріву розплаву перед розливкою. Щільність дендритної структури змінюється відповідно до дисперсності дендритної структури – знижується по мірі віддалення від охолоджуваної поверхні і набуває максимальних значень за умов швидкісної кристалізації і підвищеної температури розплаву перед розливкою.

Проведені дослідження показали значне різноманіття структурно-фазових станів по перерізу виливків, зумовлених відмінностями термокінетичних параметрів кристалізації і структуроутворення у поверхневих і глибинних шарах виливків. Встановлено, що температура перегріву розплаву, швидкість і спрямованість його кристалізації є визначальними факторами на процеси структуроутворення, зміну структурних характеристик і, відповідно, на подальші властивості литих виробів. Це відкриває перспективи розроблення нових ливарних технологій отримання литих виробів подібних до композиційних.

Список літератури

1. Кулагин Н.М., Громов В.Е., Целлермаер В.Я. Градиентные структурно-фазовые состояния в сталях // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 2003. – № 8. – С. 62 – 63.

2. Коваленко В.В., Блинова Е.И., Глезер А.М. и др. Формирование градиентных структур в сплавах Fe-Ni, полученных закалкой из жидкого состояния // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 1983. – № 8. – С. 63 – 65.

3. Багмутов В.П., Захаров И.Н. Моделирование градиентных структурных состояний в стальном слитке в ходе застывания // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 2003. – № 8. – С. 28 – 33.

УДК 621.785.6.669.14.018.252.3

С.Є. Кондратюк, В.І. Вейс, Ж.В. Пархомчук

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

e-mail: valentynveis@gmail.com

ВЛАСТИВОСТІ ТА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ СТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ З ГРАДІЄНТНОЮ СТРУКТУРОЮ

В ряді випадків отримання литої продукції для спеціальних умов експлуатації стає актуальним створення у виливках диференційованих (градієнтних) структур з використанням можливостей регламентованого охолодження в сучасних ливарних технологічних процесах [1-5].

Таким чином досліджено вплив перегріву розплаву сталі 25Л над рівноважним ліквідусом в інтервалі температур 1570 *°С* – 1670 *°С* і швидкості його охолодження під час кристалізації і структуроутворення на механічні властивості та зносостійкість по перерізу виливків. Дослідні виливки прямокутної конфігурації (60х60х100 мм) отримали шляхом розливки розплаву сталі 25Л від температур 1570 *°С,* 1620 *°С* і 1670 *°С* у комбіновані ливарні форми, що забезпечували нормальне (піщані форми) і швидкісне (мідні водоохолоджувані форми) охолодження з направленим тепловідбором при кристалізації виливків.

Металографічно встановлено, що внаслідок температурно-кінетичного впливу на кристалізацію розплаву, формуються макроструктурні зони різної протяжності. За швидкісного охолодження розплаву при підвищенні температур його перегрівів збільшується протяжність і дисперсність зон дрібних рівноосних кристалів, стовпчастих кристалів та зони розгалужених кристалів і, відповідно, зменшення протяжності зони великих рівноосних кристалів порівняно із структурою виливків звичайного охолодження.

Механічні властивості визначали на зразках вирізаних на різній відстані від охолоджуваної поверхні до глибини 50 мм.

Внаслідок обробки і аналізу масиву одержаних експериментальних даних щодо впливу термокінетичних параметрів на механічні властивості виливків з градієнтною структурою встановлено, що по перерізу виливків, в напрямку віддалення від охолоджуваної поверхні, показники характеристик міцності, ударної в’язкості та пластичності змінюються в досить широких межах. Так, в умовах швидкого охолодження розплаву при кристалізації спостерігається значно вищий рівень властивостей у всіх

досліджуваних перерізах виливків: $\sigma_в$ в межах 435-375 МПа, $\sigma_т$ – 340-300 МПа, твердість – 135-115 HV, ударна в'язкість (KCU) – 50-35 Дж/см^2. За умов же нормальної швидкості охолодження розплаву зміна властивостей по перерізу виливків становить: $\sigma_в$ – 385-365 МПа, $\sigma_т$ – 310-260 МПа, твердість – 120-115 HV, ударна в'язкість (KCU) – 30-15 Дж/см^2. Слід відзначити також, що рівень показників механічних властивостей сталі за нормального охолодження розплаву регламентується в основному відстанню від охолодженої поверхні виливка, а за умов швидкого охолодження – впливом двох параметрів: відстанню від поверхні виливка і температурою перегріву розплаву.

Дослідження на зносостійкість в умовах абразивного зношування зразків, виготовлених з метою визначення зносостійкості через кожні 10 мм від охолоджуваної поверхні до глибини 50 мм, по абразивній шкурці (Р120) з швидкістю їх руху 0,20 м/с і питомому статичному навантаженні 1,85 кг/см^2 протягом 5 хв проведено на машині тертя ЛКИ-3М. Встановлено значне підвищення зносостійкості за всіх режимів перегріву розплаву швидкоохоложених виливків саме у поверхневих шарах зон дрібних рівноосних кристалів та стовпчастих кристалів порівняно із виливками нормального охолодження. При віддаленні від охолоджуваної поверхні до макроструктурних зон розгалужених та великих рівноосних кристалів, навпаки, зростає зносостійкість виливків, які кристалізувались за нормальних умов, що пояснюється меншим впливом перегріву розплаву на розмір зерна в цих макрооб'ємах литої структури.

Проведені дослідження дозволяють стверджувати про можливість цілеспрямованої зміни градієнтності литої структури, керування протяжністю і співвідношенням макроструктурних зон і, відповідно, створення литої продукції з наперед заданими властивостями по перерізу сталевих виливків шляхом використання регламентованих режимів підготовки і охолодження розплаву.

Список літератури

1. Кулагин Н.М., Громов В.Е., Целлермаер В.Я. Градиентные структурно-фазовые состояния в сталях // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 2003. – № 8. – С. 62 – 63.

2. Коваленко В.В., Блинова Е.И., Глезер А.М. и др. Формирование градиентных структур в сплавах Fe-Ni, полученных закалкой из жидкого состояния // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 1983. – № 8. – С. 63 – 65.

3. Толочко Н.К., Андрушевич А.А. Методы получения мелкозернистой структуры отливок при кристаллизации // Литейное производство. – 2012. – № 2. – С. 27 – 31.

4. Багмутов В.П., Захаров И.Н. Моделирование градиентных структурных состояний в стальном слитке в ходе застывания // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 2003. – № 8. – С. 28 – 33.

5. Багмутов В.П., Захаров И.Н. Моделирование процессов формирования зон в ходе затвердивания крупного слитка // Сталь. – 2006. – № 6. – С. 53-58.

УДК 621.74:669.14.017

В.А. Локтіонов-Ремізовський, В.Г. Новицький,

Н.В. Кир'якова, М.М. Грибов, П.С. Юрченко

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

тел. +38 0672625794, e-mail: elenalokti@ukr.net

ВПЛИВ МІДІ НА ЗНОШУВАННЯ ЗАЕВТЕКТОЇДНИХ СТАЛЕЙ

Зносостійкість сплаву, як інтегральна характеристика, є реакцією структури і комплексу властивостей сплаву на енергію зовнішнього тертя шляхом дисипації енергії тертя на перебудову структурного стану сплаву на поверхні тертя та у поверхневих шарах.

Мікрооб'єми матеріалу у поверхневих шарах тертя елементів пари тертя ковзанням знаходяться в умовах високо динамічних, пульсуючих знакозмінних навантажень, які обумовлюють надвисокі та надшвидкі ступені деформації на фоні пульсуючого та високо градієнтного температурного поля. Енергія зовнішнього тертя витрачається на трансформацію первинної структури зношуваного сплаву. Зменшення енергії зовнішнього тертя досягається застосуванням природних чи синтезованих олійних мастил. Зниження зношування пар тертя ковзанням з застосуванням олійних мастил суттєво погіршує екологічну ситуацію з утворенням відпрацьованих олійних мастил. Альтернативою олійних мастилам є формування в структурі зносостійкого ливарного сплаву фази типу «тверде мастило». Така фаза стає мастилом лише у процесі зношування. Елементами, які формують цю фазу в сплавах на основі заліза є вуглець, мідь, сірка, легкоплавкі елементи, тощо. До зносостійких сталей відносять заевтектоїдні (0,8÷1,7% С), що деформуються, вуглецеві інструментальні та ливарні

графітизовані. Дослідили вплив легування міддю на зносостійкість ливарних сталей з вмістом вуглецю 1,0÷1,7%, по масі (рис. 1). Вміст міді знаходився в діапазоні 0 – 28%, по масі. Швидкість ковзання складала 1 м/с, при навантаженні 5 МПа. Час зношування 60 хвилин. Контртілом слугував ролик із загартованої сталі 45.

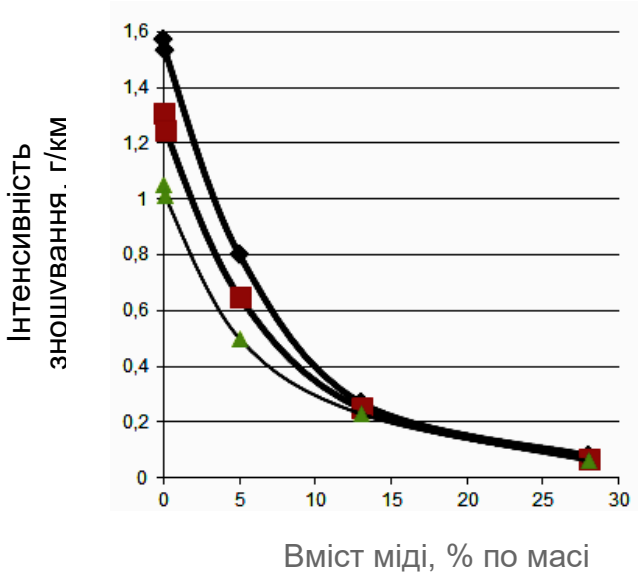


Рис. 1 - Вплив міді на інтенсивність зношування сталей с різним вмістом вуглецю , в умовах сухого тертя ковзання

Вміст вуглецю в сталі: ▲ - 1,5%; ■ - 1,3%; ◆ - 1,1 %

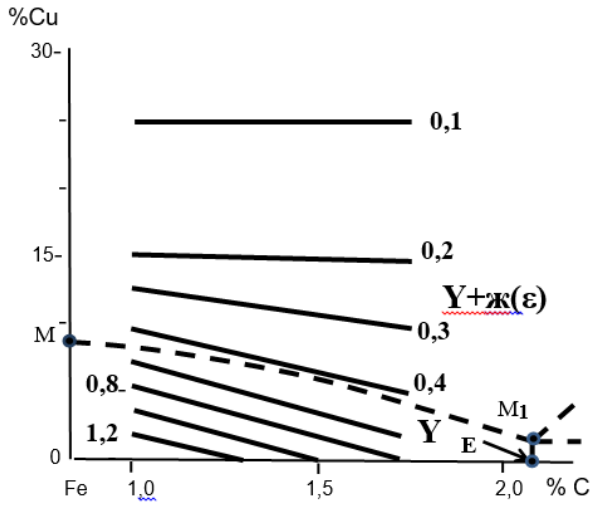


Рис. 2 - Діаграма склад-структура- інтенсивність зношування, за умов сухого тертя ковзання сплавів у системі Fe-Cu-C (схема).

0,1…-…1,2 ізолінії інтенсивнсті зношування сплавів, г/км;

M ▬ ▬ ▬ M_1 межа наявності рідкої ε-фази

в потрійній системі Fe-Cu-C при температурі 1100 ^{0}C;

E – межа розчинності вуглецю в аустеніті (2,1%), в системі Fe-C

Побудовано діаграму склад-структура-інтенсивність зношування для сплавів системи Fe-Cu-C в діапазоні концентрацій C=1,0÷1,7% та Cu=0÷30% (рис. 2). Функції впливу Cu та поверхня інтенсивності зношування сталей мають перегини на межі однофазної Y- та двофазної Y+Ж(ε-фаза) областей. Енергія тертя піднімає температуру поверхні та приповерхневих шарів зразку сталі до 1000 ^{0}C та більше. За цих умов в структурі сталі на зношуваній поверхні мідіста ε-фаза існує у стані рідини та виконує роль мастила. Режим зношування переходить від сухого до граничного.

Висновки

1. Легування міддю заевтектоїдних сталей у литому стані знижує їх зношування, за умов сухого тертя ковзанням, у 10 та більше разів.
2. Вид функцій концентраційної залежності зношування заевтектоїдних сталей від вмісту міді та вуглецю відповідає основним положенням закону Курнакова.
3. Легування міддю заевтектоїдних сталей може виключити застосування олійних мастил у вузлах тертя ковзанням.

УДК 621.74:669.14.017.042

В.А. Локтіонов-Ремізовський, В.Г. Новицький,
Н.В. Кир'якова, І.В. Олексенко, П.С. Юрченко
Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, м. Київ
тел. +38 0672625794, e-mail: elenalokti@ukr.net

АБРАЗИВНЕ ЗНОШУВАННЯ ЗАЕВТЕКТОЇДНИХ СТАЛЕЙ

Абразивне зношування характеризується домінуванням процесу мікрорізання зношуваної поверхні деталі частками абразиву. Домінуюча доля енергії зовнішнього тертя одиничної абразивної частки витрачається на процес механічного руйнування мікрооб'єму зношуваної поверхні, у період часу поки абразивна частка зберігає властивості «різця». Мікрооб'єми матеріалу в зоні динамічного контакту абразивної частки з зношуваною поверхнею знаходяться в умовах подібних до умов одиничного фактичного контакту елементів пари тертя ковзанням. Відмінність лише у щільності одиничних фактичних контактів. Цей факт обумовлює зменшення рівня температури мікрооб'ємів зношуваної поверхні за умов абразивного зношування у порівнянні з умовами сухого тертя ковзання. Практикується застосування мастил, при обробці металевих заготівок на металообробних верстатах.

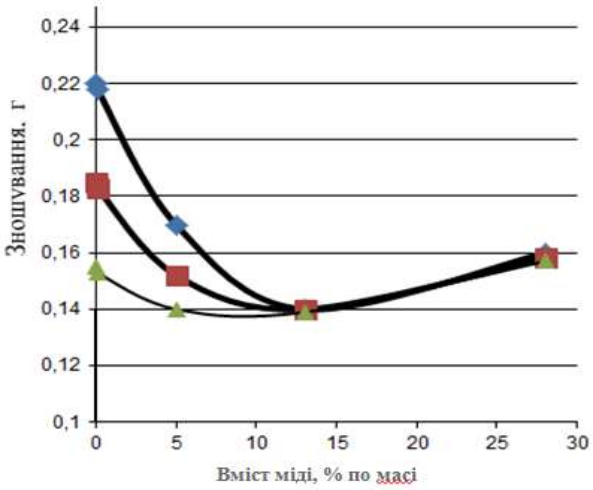


Рис. 1 Вплив міді на абразивне зношування сталей з різним вмістом вуглецю. (Вміст вуглецю в сталі: ▲- 1,5%; ■ - 1,3%; ◆ - 1,1%)

В групі заевтектоїдних сталей є ливарні зносостійкі графітизовані сталі. Вказані ливарні сталі використовують для виготовлення литих зношуваних деталей, які працюють за умов абразивного та ударно абразивного зношування. До цих сталей відносять заевтектоїдні сталі з вмістом вуглецю 0,8÷1,7%. Було поставлено завдання дослідити вплив легування міддю на абразивну зносостійкість ливарних сталей з вмістом вуглецю 1,0÷1,7%. Вміст міді знаходився в діапазоні 0÷28%, по масі. Відносна швидкість абразиву 1 м/с, . Навантаження на зразок складало 0,5 МПа, час зношування - 2 хвилини. Абразивом слугував абразивний ролик з білого корунду.

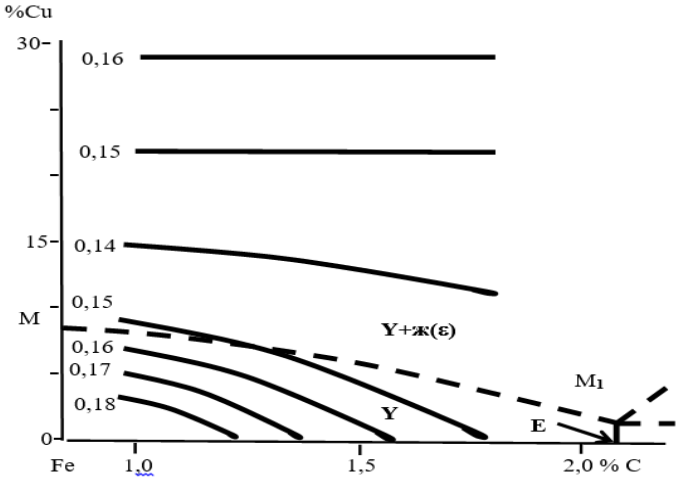


Рис. 2 Діаграма склад - структура – абразивне зношування сплавів системи Fe-Cu-C (схема)

0,14 - 1,8 - ізолінії абразивного зношування, г;

M ▬ ▬ ▬ M_1 - межа наявності рідкої ε-фази у потрійній системі Fe-Cu-C, при температурі 1100 ^{0}C;

E – межа розчинності вуглецю в аустеніті (2,1%) у системі Fe-C.

Функції впливу міді та поверхня абразивного зношування сплавів мають характерні мінімуми на межі однофазної Y- та двофазної Y+Ж(ε-фаза) областей (рис. 1). Побудовано діаграму склад-структура-абразивне зношування, для сплавів системи Fe-Cu-C, в діапазоні концентрацій C=1,0÷1,7% та Cu=0÷30% (рис. 2).

Збільшення рівня легування міддю сталей до 6÷10%, в залежності від вмісту вуглецю, зменшує їх абразивне зношування. Подальше збільшення вмісту міді збільшує в структурі сталей кількість мідистої ε-фази (фактично залізної бронзи), та збільшує зношування сталей.

Висновки

1. Легування міддю заевтектоїдних сталей у литому стані знижує їх зношування, за умов абразивного зношування у 1 - 2 рази.

2. Поява первинних утворень мідистої ε-фази в структурі заевтектоїдних сталей збільшує їх абразивне зношування.

3. Вид функції концентраційної залежності абразивного зношування заевтектоїдних сталей, від вмісту вуглецю та міді, відповідає основним положенням закону Курнакова.

УДК 621.74

І.В. Лук'янов, **Т.В. Берлізєва**

Національний технічний університет

«Харківський політехнічний інститут», Харків

ФОРМУВАЛЬНА СТРУШУЮЧА МАШИНА. ПРОЕКТУВАННЯ ПРИВОДУ МАШИНИ

На частку литих металевих деталей в середньому припадає 50-70 % маси (в верстатобудуванні до 90 %) і 20 % вартості машин. Тільки методами лиття можливо отримати складні за конфігурацією і геометрією заготовки із чорних та кольорових сплавів з високим (75–98 %) коефіцієнтом використання металу.

При ущільненні формувальної суміші струшуванням стіл машини разом з опокой піднімається на висоту 30/100 мм і, падаючи з цієї висоти, вдаряється об перешкоду. Ущільнення формувальної суміші в опоки відбувається в момент удару столу про станину машини під дією сил інерції суміші.

Основним вузлом струшувати формувальної машини є струшуючий механізм. Як будь-який механізм, він повинен відповідати певним технічним вимогам.

При роботі механізму енергія удару частково переходить в роботу ущільнення суміші, а значна її частина може передаватися на фундамент машини. Виникаючі при цьому коливання грунту мають шкідливий вплив на робітників і на будівлю. При використанні великих машин можливі значні пошкодження несучих конструкцій будівлі цеху, тому, при створенні струшуючих механізмів вживають заходів щодо зниження впливу ударів на фундамент машин.

При ущільненні суміші на струшувати формувальної машині робочий стіл з опокой піднімається на деяку висоту. Потім стіл падає і вдаряється об прокладку; швидкість столу, а також швидкість модельно-опочного оснащення падає до нуля, в той час як формувальна суміш в опоке, продовжуючи рухатися вниз за інерцією, ущільняється. Кінетична енергія, отримана сумішшю під час її руху вниз, переходить в роботу ущільнення.

Струшуючий механізм являє собою циліндр який вмонтований в станину. Усередині циліндра знаходиться струшуючий поршень, до верхнього фланця якого прикріплений стіл. Така конструкція, що збирається з окремих частин, більш зручна для відливання і головним чином для обробки великих частин машини. Станина уявляє собою жорстку раму.

Розподіл щільності суміші по висоті форми при струшуванні повинне відповідати закономірності зміни вертикальних стискаючих напружень. Практика показує, що при збільшенні числа ударів струшування, в суміші, що примикає до модельної плиті, можуть утворитися тріщини.

УДК 621.742

Р. В. Лютий, М. В. Тишковець, Д. В. Люта

КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ

ГАЗОТВІРНА ЗДАТНІСТЬ ТА ЕКОЛОГІЧНІСТЬ СТРИЖНЕВИХ СУМІШЕЙ З ФОСФАТАМИ КРЕМНІЮ, ЦИРКОНІЮ ТА АЛЮМІНІЮ

Протягом 2010-2022 рр. створено нові стрижневі суміші з фосфатними зв’язувальними компонентами, які принципово відрізняються від раніше відомих ХТС за схемами отримання, хімічним складом та механізмом твердіння. Позитивні фізико-механічні та технологічні властивості забезпечують їх конкурентноздатність. Однак інформації про екологічність створених сумішей до цього часу не було отримано. Екологічність формувальних та стрижневих сумішей переважно оцінюють за гранично допустимими концентраціями газоподібних викидів та їх загальним обсягом.

Для встановлення загальної кількості виділених газоподібних продуктів із формувальних та стрижневих сумішей з широко відомими органічними зв’язувальними компонентами, які є аналогами розроблених нами сумішей, використано інформацію із джерел [1-3]. Для отримання достатнього обсягу достовірної порівняльної інформації вибрано суміші з наступними матеріалами:

– синтетичні смоли карбамідо-фуранового класу КФ-90 і Фурітол-107 для виготовлення форм і стрижнів із ХТС;

– синтетична смола ОФ-1 фенол-формальдегідного класу для виготовлення форм і стрижнів із ХТС;

– синтетичні смоли ФМЛ (карбамідо-фенол-формальдегідного класу) і СФ-480 (фенол-формальдегідного класу) для виготовлення стрижнів у гарячому оснащенні;

– синтетична смола порошкова СФП-015 фенол-формальдегідного класу з уротропіном для виготовлення оболонкових форм та стрижнів у гарячому оснащенні;

– КО (розчин в уайт-спіриті кубових залишків виробництва синтетичних жирних кислот) – для виготовлення стрижнів, які зміцнюють тепловим сушінням;

– УСК (розчин в органічному розчиннику кубових залишків перероблення нафти) – для виготовлення стрижнів, які зміцнюють тепловим сушінням;

– ЛСТ (лігносульфонат технічний) – для виготовлення стрижнів, які зміцнюють тепловим сушінням.

Розроблені нами суміші містять наступні зв'язувальні компоненти:

– суміш з пилоподібним кварцом та ортофосфорною кислотою твердне при нагріванні до 300 °С внаслідок хімічної взаємодії між вказаними матеріалами та утворення пірофосфату кремнію;

– суміш з пилоподібним цирконом та ортофосфорною кислотою твердне при нагріванні до 350 °С внаслідок утворення пірофосфату цирконію;

– суміш з пилоподібним дистен-силіманітом та ортофосфорною кислотою твердне при нагріванні до 300 °С внаслідок утворення ортофосфатів алюмінію;

– суміш з сульфатом алюмінію та ортофосфорною кислотою твердне при 200 °С внаслідок утворення орто- та метафосфату алюмінію;

– суміш з нітратом алюмінію та ортофосфорною кислотою твердне при 200 °С внаслідок утворення ортофосфатів алюмінію.

Для розроблених сумішей проведено експериментальне визначення газотвірної здатності методом нагрівання наважок до 1000 °С із визначенням загального об'єму виділених газоподібних продуктів.

Порівняльну діаграму газотвірності традиційних (за розрахунком) та розроблених (за результатами експерименту) сумішей наведено на рис. 1.

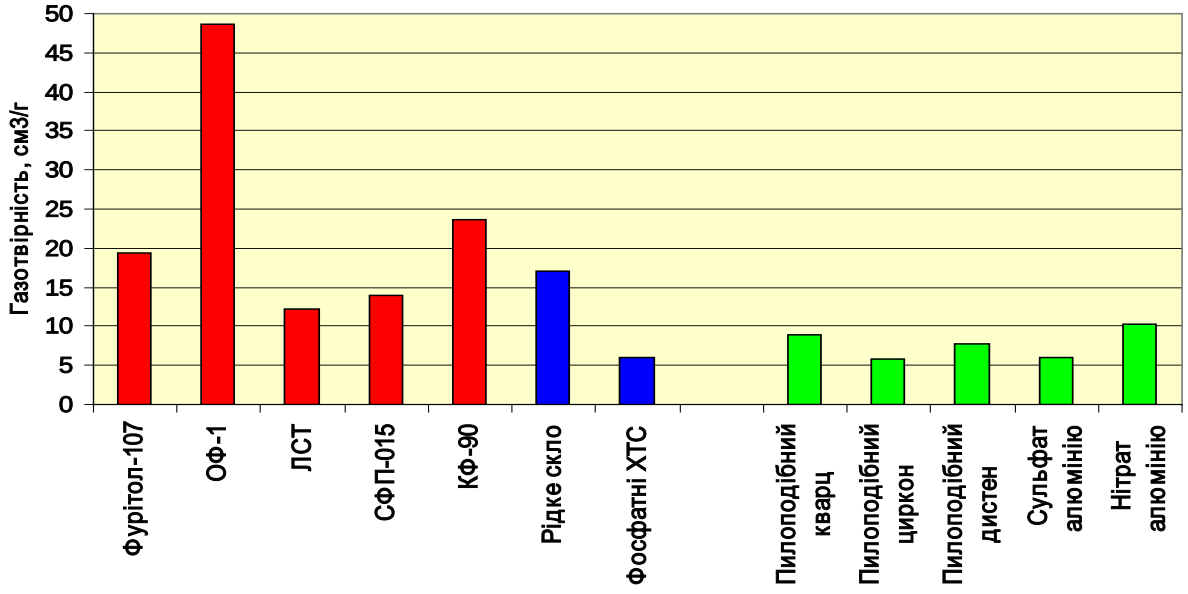


Рис. 1 – Порівняльна діаграма газотвірності стрижневих сумішей із відомими та розробленими зв'язувальними компонентами

Із діаграми на рис. 1 видно, що розроблені суміші мають менші обсяги газовиділення порівняно із композиціями на синтетичних смолах та рідкому склі і за цим показником наближаються до ХТС із фосфатними зв'язувальними компонентами.

Список літератури

1. Збірник показників емісії (питомих викидів) забруднюючих речовин в атмосферне повітря різними виробництвами. – Т. ІІ. – Донецьк: Український науковий центр технічної екології. – 2004. – 220 с.

2. *Шульдинер Е. С.* Расчет количественных характеристик выбросов вредных веществ в атмосферу от основных видов технологического оборудования предприятий отрасли: Методические материалы. – Москва: НИИ технологии и организации производства, 1981. – 139 с.

3. *Кириллова Ю. А.* Экологические аспекты совершенствования изготовления форм и стержней в технологии литейного производства / *[Ю. А. Кириллова, А. Г. Герасимова, Е. С. Мелтонян та ін.]* // Збірник праць Сибірського федерального університету.

УДК 002.513 : 347.77 : 378.21

Р. В. Лютий

КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ

ПРАВОВІ ОСНОВИ ЗАСТОСУВАННЯ НАУКОВОЇ ТА НАВЧАЛЬНО-МЕТОДИЧНОЇ СПАДЩИНИ ДЕРЖАВИ-АГРЕСОРА

Актуальною проблемою українських освітніх програм та безпосередньо навчальних програм дисциплін (силабусів) є недостатня кількість сучасної базової та додаткової літератури, викладеної державною мовою. В першу чергу це стосується технічних дисциплін, оскільки розроблення і видання навчальної літератури тут потребує значно більшого часу та розумових ресурсів.

Вимоги МОН та відповідних контрольних органів щодо забезпечення навчального процесу україномовною літературою є логічними з точки зору якості навчання, але неможливими з точки зору формального виконання, тому що 90% наявної літератури викладено російською мовою.

Ще наприкінці 2021 року викладачі КПІ ім. Ігоря СІкорського, які подавали до розгляду навчальні посібники та підручники, сміливо і справедливо відкидали звинувачення у тому, що в переліку літератури більшість або просто 100% російськомовних джерел. При цьому слід звернути увагу на те, що джерела не тільки часів СРСР, а значна частина з них являє собою досить нові та якісні видання.

Після початку неоголошеної війни та звірячого нападу на вільну Україну вся світова наукова спільнота, разом із політичними та економічними інституціями, відмовилася від будь-якої співпраці з московськими навчальними та науковими установами та окремими вченими. Зі свого боку, ректори більше як 250 університетів московської федерації вчинили наукове самогубство, документально підтримавши війну проти України.

Вказані факти призвели до того, що використання літератури країни-агресора як основи для підготовки здобувачів вищої освіти стало більш ніж некоректним. Ця некоректність полягає тепер вже не тільки в російській мові, а й в місцях видання цих книг – містах терористичної держави. Крім цього, серед авторів більш ніж можлива наявність адептів нацистської ідеології.

Таким чином, створилася ситуація: з одного боку українську вищу технічну освіту позбавлено великого сегменту корисної літератури, наповненої сучасною та важливою інформацією, вже зібраною та систематизованою. З іншого боку, автори,

які провели роботу з оброблення і систематизації інформації, поставлені поза законом. Зважаючи на це, абсолютно логічним та коректним кроком є вилучення московських підручників, посібників, методичних розробок та інструкцій, найскоріший переклад їх державною мовою і видання (звичайно, враховуючи специфіку викладання навчальних дисциплін в Українських університетах). Залучення «іноземного досвіду» може бути повним або частковим.

Отже, першим актуальним завданням є проведення аналітичного огляду московської літератури, яка забезпечує освітні компетенції, зумовлені стандартами вищої освіти та освітніми програмами України, та її люстрація – тобто переклад державною мовою і видання за відповідними стандартними процедурами. Єдиним правовим або процедурним обмеженням в процесі цієї роботи може стати фіксація так званого академічного плагіату, тому слід внести ряд змін у порядок його фіксації.

Щодо патентів, виданих державою-агресором своїм громадянам, – у них єдиний шлях, який полягає у визнанні їх недійсними. Внаслідок цього, очевидно, повторне проведення аналогічних експериментів і патентування найбільш вагомих результатів незабаром буде дозволено у багатьох країнах світу. Задача українських вчених – вчасно звернутися до МОН із необхідністю напрацювання стратегії дій щодо освоєння спадщини патентної документації держави-агресора.

Враховуючи ситуацію, що склалася, завдання наукової громадськості, в першу чергу представників технічних наук, відображають наступні **висновки:**

1. Забезпечення правових умов запобігання академічному плагіату за рахунок внесення поступових змін у програми перевірки академічної доброчесності через вилучення московських текстів та їх авторів із систем міжнародного пошуку інформації. До внесення відповідних змін виявлені співпадіння з московськими джерелами інформації плагіатом вважатися не мають права.

2. Звернення до МОН з метою встановлення порядку невизнання чинності патентів країни-агресора на території України та забезпечення умов патентування тих самих наукових результатів українськими вченими, поки цього не зробили інші країни. Забезпечення прискореної процедури отримання патентів України за раніше запатентованими у країні-агресорі результатами для громадян усіх країн світу (крім московської федерації).

3. Дозволити українським підприємствам використовувати патентні результати та ноу-хау фізичних та юридичних представників країни-агресора без ухвалення ліцензійних договорів, купівлі прав або придбання ліцензій, без будь-якого матеріального відшкодування, враховуючи позбавлення вчених та підприємців країни-агресора

усіх міжнародних прав. Найшвидше запровадження цього рішення дасть змогу значною мірою прискорити розвиток технологій та відбудову промисловості України.

4. Зважаючи на очікуване обмеження можливостей українських вчених публікувати свої наукові результати у виданнях держави-агресора, а також на те, що наразі велику кількість наукових здобутків вже було опубліковано у таких виданнях, звернутися до МОН із необхідністю удосконалення правил подачі до захисту дисертацій та знизити необхідну загальну кількість публікацій для докторського ступеня до 15 одиниць.

5. Організувати для вчених країни-агресора, які не підтримують нацистську ідеологію та по суті являються заручниками ситуації, програму державної підтримки із залученням їх за другорядним принципом у спільні проєкти, гранти та інші програми, які після завершення війни будуть для них назавжди закритими.

УДК 621.74.074:546.621:54-14

А.В. Нарівський, О.М. Смірнов, А.С. Затуловський, В.О. Щерецький, М.С. Горюк, Ю.П. Скоробагатько, О.В. Ященко, В.Д. Бабюк, Є.А. Жидков

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

e-mail: mgd@i.kiev.ua

ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСНОВИ ОДЕРЖАННЯ ЛИТИХ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЮ, ЗМІЦНЕНИХ ТУГОПЛАВКИМИ ДИСПЕРСНИМИ РЕАГЕНТАМИ, ВВЕДЕНИМИ У РОЗПЛАВ В УМОВАХ КОМЛЕКСНОЇ МГД-ПЛАЗМОВОЇ ДІЇ

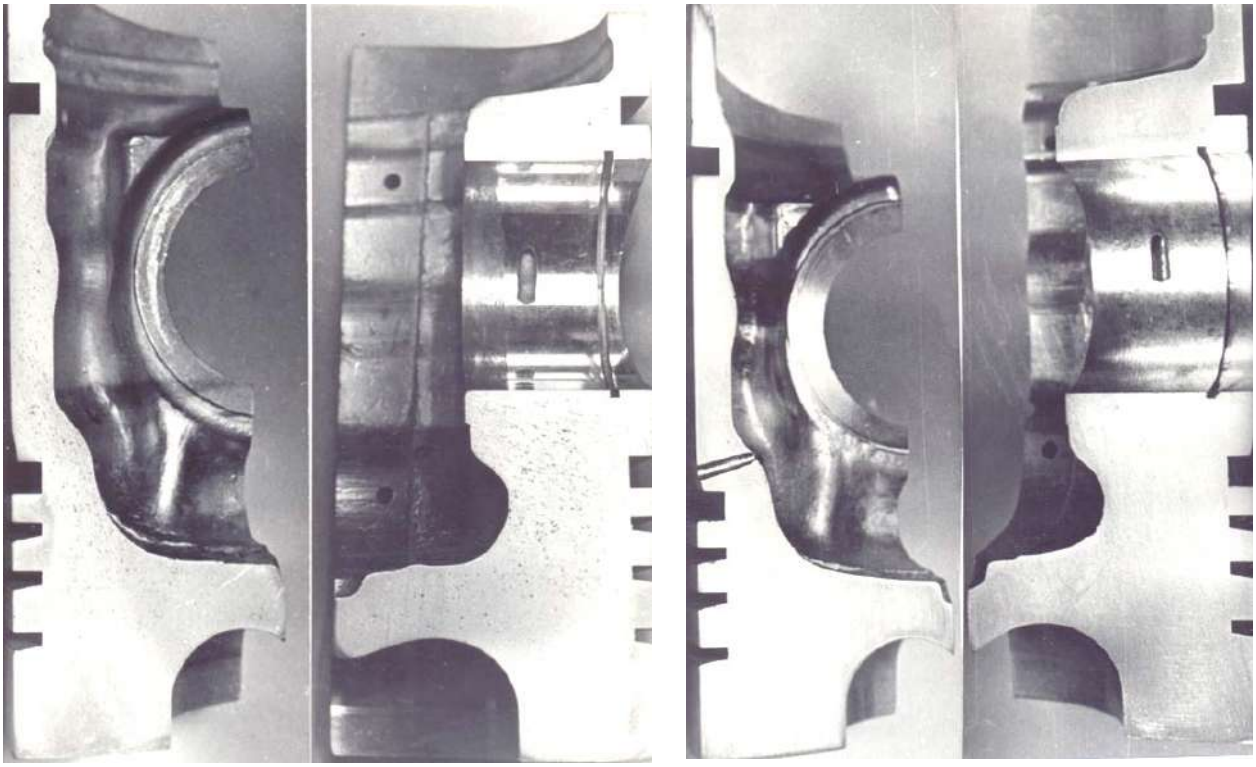
В ході експериментальних досліджень було доведено, що комплексна МГД-плазмова обробка рідких алюмінієвих сплавів у ливарній магнітодинамічній установці дозволяє створити необхідні технологічні передумови щодо заміни традиційних процесів модифікування та легування сплавів на більш ефективні способи їх зміцнення, поліпшення структури і підвищення основних механічних, експлуатаційних та спеціальних характеристик литих виробів.

Так, в результаті термодинамічних розрахунків було встановлено, що дисперсні та нанорозмірні частинки карбіду титану (TiC) можуть застосовуватися в якості модифікаторів для ливарних алюмінієвих сплавів. Однак зі зростанням вмісту кремнію в сплавах знижується стійкість TiC в розплаві. Тому для евтектичних і заевтектичних

силумінів з підвищеним вмістом кремнію доцільніше використовувати частинки карбіду вольфраму (WC).

З застосуванням оригінальних методик диференціально-термічного аналізу, диференціально-скануючої калориметрії, термогравіметрії, встановлено безпечні умови (захисна атмосфера, вміст розчиненого кисню в розплаві та температурний інтервал) комплексної МГД-плазмової обробки, за яких дрібнодисперсні карбіди вольфраму та титану зберігають свою здатність до модифікування алюмінієвих сплавів.

Встановлено, що введення карбіду вольфраму в доевтектичний (АК7) та заевтектичний (А390) силуміни в умовах МГД-плазмової дії дозволило додатково диспергувати структурні складові сплавів у литому стані та забезпечити зростання їх триботехнічних характеристик. Застосування модифікованих сплавів для одержання робочого шару дозволило збільшити у 1,5-2 рази ресурс підшипників ковзання порівняно з існуючими деталями, робочий шар яких виготовлено з бронзи.



а б

а — за технологією заводу; б — за створеною технологією

Рис. 1 – Макрошліфи поршнів зі сплаву А390, які одержані за різними технологіями

Комплексна МГД-плазмова обробка рідкого алюмінієвого сплаву А390 дозволяє не лише диспергувати литу структуру (передусім – кристали первинного кремнію), але й змінити співвідношення структурних складових та перерозподілити компоненти сплаву між ними. Як наслідок, забезпечується підвищення міцності сплаву

(на 7-8%), збільшення майже у 2 рази його пластичності та більш ніж на 20% – зносостійкості порівняно з базовим сплавом.

У виливках машинобудівного призначення (корпусні деталі, поршні двигунів) зі сплавів АК7 та А390, що одержані за новою технологією, порівняно виробами, одержаними за існуючими традиційними промисловими процесами, диспергується структура, зменшується пористість, підвищується щільність і густина сплавів, зростає їх міцність (до 15%) та зносостійкість (до 25%) (рис. 1).

УДК 669.2/.8:669.715:629.7:629.5

А.М. Недужий, А.Г. Пригунова

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

e-mail: onmlptima@ukr.net

ВИКОРИСТАННЯ ВИСОКОМІЦНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ, ЩО ДЕФОРМУЮТЬСЯ В ПРОМИСЛОВОСТІ

Найбільш широко в промисловості використовуються високоміцні алюмінієві сплави, що деформуються систем: Al-Zn-Mg-Cu (В95, В96, В96ц, В96ц1, В96ц3, В94, В93, В92 та ін.) та Al-Cu-Mg (Д1, В65, Д16, Д19, АК4-1 та ін.) [1-7].

Так, в роботі [1] Й.Н. Фридляндером відзначається, що основним конструкційним алюмінієвим сплавом в період 1940 – 1945 рр. був сплав Д16 системи Al-Cu-Mg. Сплав Д16 є одним із найбільш міцних сплавів системи Al-Cu-Mg. В 1944 р. був запропонований і успішно освоєний в серійному виробництві високоміцний алюмінієвий сплав В95. Сплави Д16 і В95 – основні конструкційні матеріали в літакобудуванні. Вказані сплави знаходять широке застосування не тільки в авіаційній, але і в інших галузях промисловості, в конструкціях, де потрібна висока міцність і мала питома вага матеріалу. На основі численних проведених досліджень були запропоновані і освоєні в промисловості високоміцні сплави системи Al-Zn-Mg-Cu – В95, В96, В94 та В93. Із високоміцного сплаву системи Al-Zn-Mg-Cu, сплаву В95, виготовляють пресовані вироби – профілі, стрічки, прутки, панелі; прокат – листи і плити, а також поковки і штамповки. Профілі із сплаву В95 виготовляють з товщиною стінки від 1 до 40 мм і більше. Масивні прутки із сплаву В95 застосовують не тільки в якості заготовки для наступного кування або пресування, але і для вирізання деталей складної форми, особливо деталей для кріплення, наприклад – фітинги, кронштейни і тому подібне. Пресовані панелі із сплаву В95 знаходять все більше широке застосування в різних

конструкціях. При цьому вони дають значний виграш у вазі, зменшують кількість стиків і кількість деталей для кріплення. Ковані вироби із сплаву В95 знаходять все більше широке розповсюдження в навантажених конструкціях, причому габарити їх швидко ростуть, а форми ускладнюються. Автор зазначає, що перевага сплаву В95 у порівнянні зі сплавом Д16 полягає в більш високих значеннях меж міцності і плинності. Вказується, що межа міцності сплаву В95 перевищує на 20 – 25 %, а межа плинності – на 40 % відповідні характеристики сплаву Д16. Більш високі характеристики міцності особливо вигідні при роботі конструкції на стиск. Набутий досвід робіт із сплавом В95 показує, що при використанні цього сплаву в конструкції замість сплаву Д16 вдається знизити вагу конструкції приблизно на 5 – 8 %. Сплав В95 не схильний до холодноламкості. Досвід експлуатації конструкцій із сплаву В95 в полярних умовах показав, що при мінусових температурах сплав працює цілком надійно. При цьому сплав В95 знайшов дуже широке застосування в конструкціях легких літаків та тяжких транспортних літаків. Економія у вазі літака при застосуванні сплаву В95 складе 2 – 5 т. Високоміцні алюмінієві сплави системи Al-Zn-Mg-Cu успішно і широко застосовуються в багатьох відповідальних силових конструкціях [1].

В монографії [2] стверджується, що великий вплив на корозійну поведінку листів із сплавів Д16 (Al-Cu-Mg) і В95 (Al-Zn-Mg-Cu) і їх механічні властивості чинить плакування. Для плакування сплаву Д16 використовують чистий алюміній, а для сплаву В95 – сплав алюмінію з 1 % Zn. Алюмінієві сплави системи Al-Cu-Mg заклали початок застосуванню алюмінієвих сплавів в силових конструкціях. Сплав Д1 використовують для лопатей повітряних гвинтів і різних поковок і штамповок. Сплави Д16 і Д19 випускають у вигляді катаних і пресованих напівфабрикатів і вони є основними матеріалами легких конструкцій. При цьому сплав АК4-1 є жароміцним і його застосовують для двигунів і пасажирських надзвукових літаків. Для сплавів типу Д16 і АК4-1 основною зміцнюючою фазою є S-фаза (Al_2CuMg), і нагартування після загартування викликає суттєве підвищення властивостей міцності не тільки при 20°С, але і при 150 °С. Сплави системи Al-Zn-Mg-Cu володіють найбільш високою міцністю серед всіх алюмінієвих сплавів. Й.Н. Фридляндер відзначає, що в 1956 р. було розроблено ще більш міцніший сплав – В96ц, в який вперше в світовій практиці замість марганцю і хрому було введено цирконій. При цьому більшу міцність має дещо уточнений варіант сплаву – В96ц1, який у вигляді пресованих напівфабрикатів має в дольовому напрямку $\sigma_в \approx 73$ кгс/мм^2, $\sigma_{0,2} = 69$ кгс/мм^2, $\delta = 4$ %. Кувальний сплав В96ц3, який відрізняється великою технологічною пластичністю і дозволяє одержувати штамповки складних форм і підвищеної міцності, було одержано в 1970 р. Для масивних

поковок і штамповок широко використовують сплав В93, в який замість марганцю, хрому та цирконію введено в якості легувального елементу залізо. Цей сплав володіє добрими технологічними властивостями, добре піддається литтю, куванню і має однакові характеристики міцності у всіх напрямках в самих масивних перетинах ($\sigma_в$ = 48 кгс/мм^2; $\sigma_{0,2}$ = 44 кгс/мм^2). Спеціально для заклепок було розроблено сплав В94, який володіє доброю розклепністю і опором зрізанню в розклепаному стані.

В роботі [3] зазначається, що високоміцні алюмінієві сплави Al-Zn-Mg-Cu і сплави Al-Mg-Cu є конструкційним матеріалом для обшивки і внутрішнього силового набору елементів планера літака. При цьому планер легкого літака (фюзеляж, крила і хвостові частини), як правило, виготовляється із алюмінієвого сплаву Д16, а деталі конструкції (стрингери, лонжерони, шпангоути та ін.) виготовляють із пресованих профілів Д16 і В95. Обшивка в зоні двигуна, яка піддається нагріванню, в основному виготовляється із сплавів Д16 і Д19. Також вказано, що сплав Д16 широко застосовується для конструкцій річкового та морського флотів [3]. В роботі [4] стверджується, що високоміцні алюмінієві сплави системи Al-Zn-Mg-Cu (В95), сплави з середньою міцністю Al-Mg (АМг5), Al-Si-Mg (АД35) та сплави з підвищеною міцністю системи Al-Cu-Mg (Д16) набули широкого використання в промисловості при виробництві авіакосмічної техніки, морських суден, залізничного транспорту та автомобілів. В роботі [5] відзначено, що високоміцні сплави системи Al-Zn-Mg-Cu є основою матеріалів, які використовуються в силових елементах авіа- та ракетобудування. В [6] зазначається, що самими високоміцними серед алюмінієвих сплавів є сплави на основі системи Al-Zn-Cu-Mg. В роботі [7] вказано, що високоміцні сплави систем Al-Cu-Mg (Д16), Al-Zn-Mg-Cu (В95), Al-Mg (АМг6) представляють найбільший інтерес для автомобілебудування, авіації та космічної техніки.

Таким чином, високоміцні алюмінієві сплави, що деформуються, зокрема сплави Д16 і В95 є перспективними конструкційними матеріалами, які широко використовуються в літакобудуванні, для виготовлення деталей: фюзеляжу, крил, кіля, хвостових частин літаків, шпангоутів, лонжеронів та ін. При цьому сплав Д16 також застосовують в суднобудуванні, в конструкціях річкового та морського флоту. Високоміцні деформівні алюмінієві сплави В93 використовують для виготовлення поковок і штамповок. З високоміцних сплавів В94 виготовляють заклепковий дріт. Деформівний алюмінієвий сплав В96 застосовують для виробництва пресованих і кованих виробів.

Список літератури

1. Фридляндер И.Н. Высокопрочные деформируемые алюминиевые сплавы. М., ГНТИ «Оборонгиз», 1960, 291 с.

2. Фридляндер И.Н. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы. М., «Металлургия», 1979, 208 с.

3. Гуреева М.А. Алюминиевые сплавы в сварных конструкциях современных транспортных средств / М.А. Гуреева, О.Е. Грушко // Машиностроение и инженерное образование. – 2009. – С. 27-41.

4. Ноговіцин О.В. Вплив швидкості охолодження на формування первинної структури алюмінієвих сплавів, що деформуються / О.В. Ноговіцин, В.Л. Лахненко, І.Р. Баранов // Металознавство та обробка металів. – 2021. – № 1. – С. 3-8.

5. Верховлюк А.М. Вплив технологічних факторів на властивості високоміцного алюмінієвого сплаву системи Al-Zn-Mg-Cu / А.М. Верховлюк, О.А. Щерецький, Д.С. Каніболоцький, В.В. Довбенко // Металознавство та обробка металів. – 2020. – № 1. – С. 27-36.

6. Шеметев Г.Ф. Алюминиевые сплавы: составы, свойства, применение. Учебн. пособ. по курсу «Производство отливок из сплавов цветных металлов». Часть I (Электронный ресурс). Санкт-Петербург, 2012, 150 с.

7. Ноговицын А.В. Технология получения листового проката из сплава Д16 на валковой разливочной установке / А.В. Ноговицын, А.В. Наривский, И.Р. Баранов, В.П. Школяренко, В.И. Шаповал // Процессы литья. – 2017. – № 3. – С. 37-42.

УДК 621.745:669.162.275

О.П. Нестерук, В.Б. Бубликов, Ю.Д. Бачинський, С.М. Медвідь

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

e-mail: otdel.vch@gmail.com

ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ, ВДОСКОНАЛЕННЯ СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОМІЦНИХ ЧАВУНІВ

Сучасні реалії машинобудування – це необхідність виготовлення високоякісних екологічних литих виробів. Лиття сьогодні є найдешевшим та найефективнішим способом отримання деталей і заготівок в металургії, будівельній індустрії,

машинобудуванні. Високоміцний чавун – конструкційний матеріал для широкої номенклатури литих деталей, який відповідає вимогам підвищеної міцності, високої теплопровідності, забезпечує отримання якісних (без усадкових дефектів) виливків складної конфігурації та має хороші ливарні властивості. Щорічний приріст обсягу виробництва, інтенсивний розвиток ресурсоощадних технологій та результати наукових досліджень свідчать про те, що в XXI столітті високоміцний чавун буде одним з основних ливарних конструкційних матеріалів [1]. В галузі високоміцних чавунів з кулястим графітом основні напрями наукових досліджень спрямовані на створення засобів керування структуроутворенням, підвищення рівня механічних (міцність, пластичність, ударостійкість) і спеціальних (теплофізичних, триботехнічних та ін.) властивостей та розробку високоефективних процесів одержання якісних виливків з оптимальним поєднанням вказаних властивостей.

Питання підвищення властивостей високоміцних чавунів переходить в область управління структурою і, відповідно, властивостями сплавів, що вже існують. При цьому первинна стадія технологічного процесу (виплавка) як об’єкт управління структурою розплаву і, відповідно, процесом кристалізації та властивостями литих виробів практично залишається поза увагою технологів. Спроби впливати на систему на цьому етапі обмежуються в основному додатковим легуванням для оптимізації складу та рафінуванням від шкідливих домішок. Залишаються невичерпаними можливості підвищення якості, вдосконалення структури і властивостей високоміцних чавунів, вузлів і деталей з них нетрадиційними способами фізико-хімічного впливу на розплав, в тому числі в передкристалізаційному періоді, управління структурою методом модифікування.

Передумовою отримання бажаних показників міцності і пластичності є застосування вихідного розплаву необхідної якості, в першу чергу, за вмістом сірки. Найбільш сприятливе поєднання властивостей міцності та пластичності отримується під час використання шихти із рафінованого магнієм ливарного чушкового чавуну ЛР4 та відходів електротехнічних сталей.

Стабільне отримання ступеня сфероїдизації графіту більше 85 % досягається за вмісту в чавуні більше 0,03 % Mg. При цьому зі збільшенням вмісту магнію кількість фериту зменшується і при 0,045 % Mg вміст фериту у структурі чавуну становить 70 %. Вказане зменшення кількості фериту закономірно сприяє незначному підвищенню тимчасового опору під час розривання з 600 до 640 МПа.

Експериментально підтверджено необхідність стабілізації температури заливання форм у вузькому діапазоні (20-30 °С). Показано, що вплив температури

заливання на структуроутворення і механічні властивості виливків з високоміцного чавуну проявляється, головним чином, через вплив її на кінетику розчинення модифікатора в передкристалізаційному періоді. В умовах забезпечення оптимального режиму розчинення модифікатора коливання температури заливання форм у межах ±20 °С не має істотного впливу на структуру та властивості високоміцного чавуну. Тому нижню межу температури заливання необхідно встановити виходячи з умов гарантованої заповнюваності форм (без утворення неспаїв та недоливів), а верхню обмежити величиною (+30 °С) з метою отримання мінімальної усадки високоміцного чавуну, що має велике значення для отримання виливків без дефектів. Аналіз отриманих результатів показав, що оптимальну витрату модифікатора слід вибирати так, щоб його розчинення завершилося до моменту, коли розплавом заповнюється 70-80 % об'єму форми. Тоді шлаковик, реактори, стояк і канали, що сполучають їх, наприкінці заливання заповнюватимуться недомодифікованим чавуном, який кристалізується з утворенням пластинчатого графіту і ливникова система легко відокремиться від виливків при вибиванні форми. Це дозволяє ліквідувати трудомістку операцію відокремлення (відбивання або відрізування) ливникової системи від виливків із високоміцного чавуну.

Список літератури

1. Бубликов В.Б. Высокопрочный чугун: прогресс технологий, повышение свойств / В.Б. Бубликов, Ю.Д. Бачинский // Металл и литье Украины. – 2018. – № 7-8. – С. 7-13.

УДК 669.15-194.3:621.671

В.Г. Новицький, В.Л. Лахненко, І.В. Олексенко,
В.А. Локтіонов-Ремізовський, С.Я. Шипицин
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, м. Київ
тел. +380 44 4241322, e-mail: v_novytskyy@ukr.net

ЗНОШУВАННЯ ГЕТЕРОГЕННИХ ХРОМИСТИХ СТАЛЕЙ В УМОВАХ КОВЗАННЯ ПО ЗАКРІПЛЕНОМУ АБРАЗИВУ

Абразивне зношування – це складний процес через вплив на нього чисельних факторів, основними з яких є фізико-механічні властивості поверхні та абразиву, нормальне навантаження на контакті, розміри та форма абразивних частинок, швидкість відносного переміщення. В даний час елементи насосів, що працюють в енерге-

тиці, на вугільних та рудних шахтах, на нафтових та газових родовищах виготовляють з аустенітної або аустенітно-феритної литих сталей (дуплекс), а також гетерогенних литих хромистих сталей. Надійність, довговічність та економічність насосних агрегатів великою мірою визначається працездатністю деталей проточної частини насосів робочих вузлів ущільнень, що працюють у складних умовах тертя ковзання та корозійно-ерозійного руйнування [1, 2].

Для одержання попередніх результатів по зносостійким характеристикам дослідних сталей необхідно зробити припрацьовуваність сталей за малих навантажень (випробування в лабораторних умовах), зокрема в умовах тертя ковзання на повітрі [3]. Для цього можна використовувати схему досліджень (pin on ring), де контртілом (ring) служив круг шліфувальний 25А (електрокорунд білий), зовнішній діаметр – 40 мм, а внутрішній діаметр – 16 мм, товщина – 12 мм. Дослідні зразки (pin) 10×10×20 мм виготовлялися з досліджуваних сталей. Швидкість ковзання складала 1 м/с та питоме навантаження P = 0,5 МПа (рис. 1).

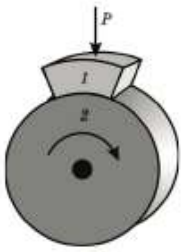


Рис. 1 – Схема досліджень «pin (зразок – 1) on ring (контртіло – 2)»

Необхідність припрацювання обумовлена тим, що за відсутності його вузли тертя не мають необхідного запасу несучої спроможності і не можуть експлуатуватися на максимальних експлуатаційних режимах. При припрацюванні відбувається збільшення площі контактування за рахунок зношування та встановлення оптимальної структури шарів тіл, що труться. Після низки видів механічної обробки профіль оброблених поверхонь має регулярний рельєф, зумовлений режимами різання, жорсткістю системи СПІД [4]. З припрацюванням пов'язана властивість матеріалу як «відповідність» (conformability) – властивість компенсувати незадовільне початкове прилягання до валу пружним та пластичним деформуванням у шарі підшипникового матеріалу. В таблиці 1 представлено склад сталей та інтенсивність зношування в умовах абразивного тертя.

Таблиця 1 – Хімічний склад дослідних сталей у литому стані та інтенсивність зношування в умовах ковзання по закріпленому абразиву

№, п/п	Зразок	Система легування	Ig, г/км	Шлях, км	Час, хв.
1	Г20	Fe-1,2C-16Cr	1,22	0,12	2
2	Г21	Fe-1,2C-16Cr-1V	1,18	0,12	2
3	Г22	Fe-1,2C-16Cr-0,2Ti	0,73	0,12	2
4	К40	Fe-1,2C-16Cr-12Cu-0,5V	2,24	0,12	2
5	К41	Fe-1,2C-16Cr-12Cu-0,5Ti	1,56	0,12	2
6	К45	Fe-1,2C-16Cr-12Cu-0,4Zr	1,24	0,12	2
7	К46	Fe-1,2C-16Cr-12Cu-0,4Ti-2,5Pb	1,57	0,12	2
8	К44	Fe-1,2C-16Cr-12Cu-0,4Ti-2Sn	1,27	0,12	2

У литому стані матриця сталей №№ 1, 2, 3 являє собою аустеніт, за межами зерен якого розташовується карбідна евтектика Me_7C_3 скелетоподібної форми. У структурі сталей №№ 4, 5, 6 з масовою часткою міді 12 % та модифіковані V, Ti або Zr відзначається поява високомідистих виділень округлої форми (ε-фаза), які розташовуються як у районі карбідної евтектики Me_7C_3, так і всередині аустенітних зерен. Легування сталі № 7 масовою часткою Pb 2,5 % не змінює величини аустенітного зерна та дисперсність карбідної евтектики, але призводить до збільшення розміру високомідистих включень та появи в них евтектики (Cu + Pb) скелетоподібної форми, що складається практично з чистого свинцю. Введення в сталь Sn масовою часткою 3,0 % призводить до більш округлої форми аустенітного зерна матриці та збільшення його розміру, розмір високомідистих включень різко збільшується по відношенню до базової сталі № 5, і структура високомідистих включень складається з двох структурних складових: α-фази (твердий розчин олова в міді) та евтектоїду [α + δ ($Cu_{31}Sn_8$)].

Дослідження гетерогенних литих сталей в умовах ковзання по закріпленому абразиву показали, що інтенсивність зношування сталі системи Fe-C-Cr менша у 1,7 разів при легуванні її Ti (№ 3), для сталі системи Fe-C-Cr-Cu у 1,8 разів менше за легування її Zr (№ 6), для сталі системи Fe-C-Cr-Cu-Ti у 1,2 разів менше за легування її Sn (№ 8).

Після випробувань зразків (pin) в умовах ковзання по закріпленому абразиву їх робоча поверхня припрацьовувалась алмазним роликом, зовнішній діаметр якого дорівнює контртілу (ring). Спосіб підготовки робочої поверхні зразків забезпечив досить високу стабільність мікрогеометрії, при цьому алмазне виглажування знизило

величину шорсткості до Ra = 0,3 мкм. Підготовлені таким чином зразки з гетерогенних сталей піддаються випробуванню в умовах граничного тертя в різних робочих середовищах, і результати наведені в роботах [5, 6, 7].

Список літератури

1. Studnicki A, Szajnar J. Investigation of wear resistant of low-alloyed and chromium cast steel // Archives of foundry engineering. – 2012. – 12, no 2. – P. 79 – 84.

2. Pietrowsk S. Wearing quality of austenitic, duplex cast steel, gray and spheroidal sraphite iron // Archives of foundry engineering. – 2012. – 12, no 2. – P. 235 – 244

3. Torren A.A. Modelling abrasive wear // Wear. – 2005. – 258. – P. 281 – 293.

4. Демкин Н.Б. Контактирование шероховатых поверхностей. М:, Наука, 1970. 228 стр.

5. Novytskyy V. G., Havryliuk V. P., Tikhonovich V. I. Effect of copper on wear rate of stainless Fe-Cr-C-Cu steel for power industry under sliding friction // Proceedings of 4th European Stainless Steel Science and Market Congress, June 10-13, 2002, Paris, France. – P. 380-385.

6. Tykhonovych V. V., Grypachevskyi O. M. and Novytskyi V. G. //Effect of Copper on Formation of Wear-Resistant Ultradispersed and Nanostructured Surface Layers of Friction of Chromium Steels. Metallofiz. Noveishie Tekhnol. – 2021. – 43.-. No. 7. – P. 853–886. (in Ukrainian).

7. Novytskyi V., Havryliuk V. and Lakhnenko V. Effect of Copper on Tribological Characteristics and Subsurface Structure of Cast Fe-Cr-C Alloys in Sliding Friction // Journal of Materials Science Research. – 2013. - Vol. 2. - No. 3. – P. 33-42.

УДК 621.74

О.В. Ноговіцин, В.П. Школяренко, К.А. Сіренко

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

ПІДВИЩЕННЯ ТОЧНОСТІ ТЕРМІЧНОГО АНАЛІЗУ РОЗПЛАВІВ

Підвищення точності термічного аналізу (надалі ТА) рідких металів та сплавів присвячено багато наукових робіт, наприклад: Власенко Ю.В., Захарченко Е.В. Трайнін Е.Х., Тухін Е.А., Шелковий Л.С., Файнзільберг О.І., Шаповал О.К., Токова О.В., X. Xy, U. Li, K. Wang, S. Stan, M. Chisamera, I. Riposan, M. Barstow та багато інших. В роботі [1] розглянуто п’ять способів оцінювання подібності кривих охолодження та віднесення їх до найближчої еталонної кривої:

1) спосіб ТА рідкого чавуну, розроблений китайськими вченими, оснований на знаходженні кількісної міри подібності форми кривих охолодження:

$$\overline{\Omega} = \frac{1}{n}\left|\sum_{i=1}^{n}(T_{1i} - T_{2i})\right|, \tag{1.1}$$

де $\overline{\Omega}$ – критерій близькості кривих; T_{1i} та T_{2i} – температура кожної пари точок кривих охолодження в межах області затвердіння; n – кількість точок двох кривих охолодження, що порівнюються.

Недоліком цього способу є те, що при використанні цієї формули не завжди коректно обчислюється сума різниць температур через те, що різниці температур двох кривих можуть мати різні знаки, тому фахівцями Фізико-технологічного інституту металів та сплавів НАН України (надалі – ФТІМС) запропоновано наступний спосіб.

2) спосіб ТА рідкого чавуну [2], так званий універсальний метод розпізнавання кривих охолодження, запропонований фахівцями ФТІМС, який є модифікацією першого методу:

$$\overline{Z} = \frac{1}{n}\cdot\sum_{i=1}^{n}\left|T_{1i} - T_{2i}\right|, \tag{1.2}$$

де $\overline{Z}$ – усереднений критерій розпізнавання подібності форми кривих.

Різниця цих методів полягає у тому, що фахівці ФТІМС використовують порівняння кривих шляхом розрахунку «сума модулів різниць», а китайські вчені – «модуль суми різниць» температур. Обидва методи порівнюють криві поточково, тобто їх швидкодія залежить від кількості спостережень.

Загальним недоліком цих двох способів є велика кількість (більше 1000) операцій розрахунку. З метою зменшення обчислень було запропоновано наступні способи.

3) спосіб визначення близькості в кожній 10-й точці експериментальної та еталонної кривих (D10);

4) спосіб визначення близькості в кожній 100-й точці цих кривих охолодження (D100);

5) в роботах [3] запропоновано спосіб порівняння не точок, а функцій в характеристичних точках порівнюваних функцій DC за формулою:

$$DC = \frac{1}{l}\sum_{i=1}^{l}\left|T_{iE} - T_{iR}\right|, \tag{1.3}$$

де *l* – кількість характеристичних точок (їх може бути від 8 до 12), *TEi* та *TRi* – значення температур в характеристичних точках функцій, що описують невідомий сплав та еталонну функцію відповідно.

Недоліком цього способу є низька точність розрахунків (0,5-0,6) внаслідок зменшення в 10 раз кількості вимірювань та похибок апроксимації кривих термічного охолодження [2].

В роботі [3] встановлено, що для систем Fe-C абсолютна похибка вимірювань при ТА повинна бути не більшою ніж 1^0 С, при роздільній здатності не гіршій ніж $0,3^0$ С. Дискретність за часом, при реєстрації термограм, визначається частотним складом термограм на ділянках з максимальним прискоренням зміни температури і для аналізу Fe-C сплавів повинна бути не меншою ніж 5 вимірювань в секунду.

Загальними недоліками відомих способів ТА, які описані в патентах [4-6] є незабезпечення точного контролю хімічного складу та механічних властивостей, як зароджуються або ростуть внутрішні структури. Ці способи дають лише приблизну оцінку відповідних кількостей первинної та евтектичної фази. Не надають прийнятного показника, що характеризує структуру евтектичної фази, що може призвести до проблем з міцністю та відбраковування. Таким чином, з метою удосконалення ТА необхідно було запропонувати спосіб, який дозволить надійно визначити кількість модифікатора, який необхідно додати в розплав чавуну, і усуває зазначені вище недоліки або щонайменше знижує їх до мінімуму. Знижує трудомісткість, підвищує швидкість і безпеку ТА при відборі проб розплаву. У 2021 році було запатентовано [7] новий спосіб спектрального експрес-аналізу хімічного складу високотемпературного металевого розплаву і пристрій для його здійснення, але даний спосіб так і не реалізовано у світовій практиці.

Висновки.

1. Спрощені методики ТА не відповідають сучасним вимогам контролю технологічного процесу плавки і заливки та вимагають доопрацювання з метою підвищення точності ТА та полегшення адаптації до конкретних типів та марок розплавів.

2. Виявлено, що чутливість ТА, порівняно зі спектральними методами, є невеликою і значною мірою залежить від хімічного складу розплаву.

3. Виявлено, що різні фірми, які займаються виробництвом обладнання для ТА, виробляють відбірники різного об’єму через відсутність єдиної методики розрахунку об’єму відбірника проб. З метою підвищення точності ТА пропонується розробити методику розрахунку об’єму відбірника проб для ТА.

Список літератури

1. Токова О.В. Комп’ютерна технологія розв'язання задач індуктивного моделювання процесів охолодження металевих ливарних виробів : автореф. дис. ... канд.

техн. наук : 05.13.06 / Токова Олена Володимирівна ; Міжнар. наук.-навч. центр інформ. технологій та систем. Київ, 2021. 24 с.

2. Дослідити та розробити методи та засоби експресного комплексного контролю температури та хімічного складу чавунів та вуглецевих сталей : звіт про НДР №629 (заключний) / ФТІМС НАН України; наук. кер. Л.Ф. Жуков. Київ, 2014. 117 с.

3. Шаповал О.І. Система експрес-контролю якості рідких металів та сплавів на основі термічного аналізу : автореф. дис. … канд. техн. наук: 05.16.04 / О.І. Шаповал. Київ, 1996. 17 с.

4. Спосіб термічного аналізу рідкого чавуну : пат. UA 113333 Україна : МПК G01N33/20, G01N25/04, G01N25/06 / Захарченко Е.В., Сіренко К.А., Гончаров О.Л., Богдан О.В. винахідник і заявник. - № a201503831 ; заявл. 22.04.2015 ; опубл. 10.01.2017, Бюл. № 1.

5. Спосіб термічного аналізу металу та сплаву. пат. UA 112646 Україна : МПК G01N 33/20 / Дорошенко В.С., Токова О.В. винахідник і заявник. - №u201606348 ; заявл 10.06.2016. опубл. 26.12.2016, Бюл. №24.

6. Експрес-метод термоаналізу або (та) відбору проб металу чи сплаву. пат. UA 131912 Україна : МПК G01N 33/20, G01N 25/04 / Дорошенко В.С., Шинський В.О., Токова О.В. винахідник і заявник. - № u201807152 ; заявл 25.06.2018. опубл. 11.02.2019, Бюл. №3.

7. Спосіб спектрального експрес-аналізу хімічного складу високотемпературного металевого розплаву і пристрій для його здійснення. пат. UA 123290 Україна : МПК G01N 21/73, G01N 21/85, G01N 33/205, G01K 13/02 / Азаренкова А.Є. винахідник і заявник. - № a201905502 ; заявл 22.05.2019. опубл. 10.03.2021, Бюл. №10.

УДК 669.1:669.2:536.248.2

А.С. Нурадінов, О.Л. Гончаров, В.П. Школяренко, І.А. Нурадінов, К.А. Сіренко

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

ТЕПЛООБМІННІ ПРОЦЕСИ У ВАЛКОВОМУ КРИСТАЛІЗАТОРІ ПРИ БЕЗЛИТКОВІЙ ПРОКАТЦІ МЕТАЛІВ

Важливу роль у формуванні структури та властивостей литих металургійних заготовок грають умови їх затвердіння. Відомо, що властивості литого металу можуть істотно змінюватися залежно від показників їх кристалічних структур, які, у свою чер-

гу, визначаються умовами його кристалізації [1, 2]. У даній роботі розглянуто деякі особливості теплообмінних процесів, що відбуваються між рідким металом та валковим кристалізатором, а також можливість управління різними прийомами інтенсивністю їх протікання. Для проведення досліджень створено експериментальну установку (рис. 1).

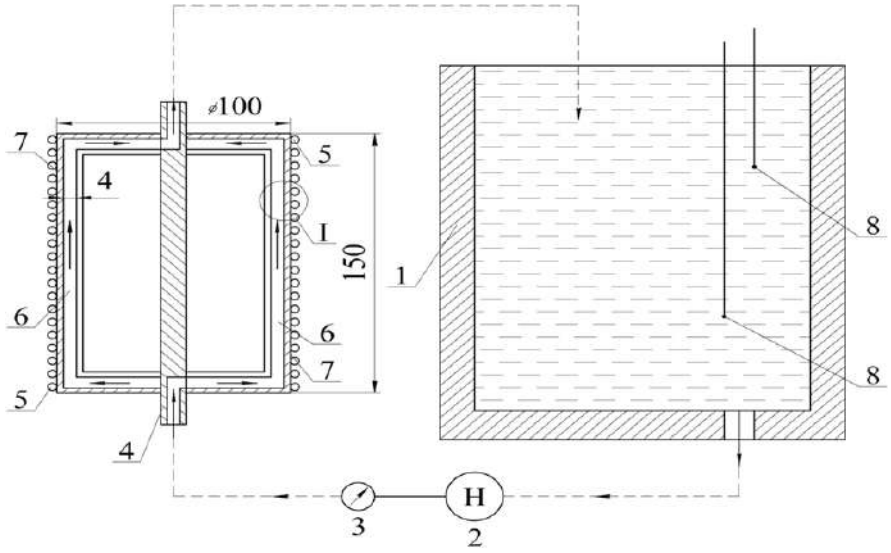


Рис. 1 – Схема лабораторної установки для вивчення тепловідведення з поверхні валка-кристалізатора до води, що охолоджує: 1 – бак з водою; 2 – насос; 3 – витратомір; 4 – модель валка-кристалізатора; 5 – електричний ТЕН; 6 – канали руху води; 7 та 8 – термопари

Відомо, що теплообмінні процеси між металом та кристалізатором залежать від геометричних, фізичних та гідродинамічних умов, за яких вони протікають [3]. Стосовно валкового розливання металів найважливішою лімітуючою стадією процесу теплообміну є передача тепла від бандажів до охолоджувальної води. У цих дослідженнях як інструменти, за допомогою яких впливали на тепловіддачу з внутрішніх поверхонь бандажів валків-кристалізаторів до води, використані наступні прийоми [4]: змінна швидкості руху води вздовж внутрішньої поверхні бандажу; збільшення площі поверхні теплообміну; підвищення коефіцієнта тепловіддачі до охолоджувальної води ($\alpha_в$) шляхом наведення шорсткості на поверхні теплообміну.

Отримані в ході досліджень результати показали, що підвищення швидкості руху охолоджувальної води в каналах валків-кристалізаторів призводить до інтенсифікації теплообмінних процесів в них (табл. 1). Видно, що зростання значень швидкостей руху води до рівня 2,5 м/с спостерігається вагоме збільшення темпу тепловідведення. Але, подальше збільшення швидкості руху води не призводить до помітного зростання тепла, що відводиться. Так, при п’ятдесяти кратному збільшенні швидкості

руху води спостерігається зростання тепла, що відводиться, всього лише на 61%. Але, при цьому, треба враховувати, що підвищення швидкості руху для будь-яких краплинних рідин призводить до значних втрат гідравлічного напору на подолання сил тертя (ΔP) і, як наслідок, зумовлює певні технічні складності за практичної реалізації цього способу.

Несуттєво впливає на передачу тепла від валка до води також збільшення площі поверхні теплообміну. Так, збільшення площі поверхні теплообміну бандажів валків на 50% підвищує кількість тепла, що відводиться водою, лише на 6 ÷ 16% залежно від швидкості її руху. Більш висока ефективність теплової роботи валкового кристалізатора отримана при наведенні штучної шорсткості на бандажах валків, при якому кількість тепла, що відводиться водою, збільшується до 45%. Інтенсифікація теплообмінних процесів у кристалізаторі при наведенні на поверхні теплообміну штучної шорсткості логічно пояснюється, якщо ґрунтуватися на структурних особливостях набігаючого гідродинамічного шару. З теорії прикордонного шару відомо, що при русі рідини (або газу) вздовж гладкої поверхні на ній формується прикордонний в'язкий гідродинамічний шар з ламінарним характером руху потоку [5]. Саме цей в'язкий ламінарний підшар істотно лімітує теплопередачу між поверхнею, що обтікається, і рідиною. Ідея штучної шорсткості полягає в тому, що при набіганні потоку рідини на виступ за ним утворюється вихор, що руйнує структуру в'язкого підшару, турбулізуючи його. Внаслідок цього при незмінній швидкості руху рідини в'язкий ламінарний підшар повністю руйнується або зменшується за товщиною, що сприяє підвищенню коефіцієнта тепловіддачі без збільшення гідравлічних втрат.

Таблиця 1

Параметри теплообміну між охолоджувальної водою та валком-кристалізатором

№№ п/п	Параметр теплообміну						
	$W_в$, м/с	τ, с	$\alpha_в$, × 10^3 Вт/м^2·°С	$Q_в$, × 10^3 Дж	ΔP, × 10^6 Па	t_m, °С	$t_{1в}$, °С
1.	0,2	1,0	15,9	515	0,158	700 ± 5	15 ± 2
2.	0,5	0,4	42,4	546	0,987		
3.	1,0	0,2	90,7	584	3,95		
4.	1,5	0,13	147,5	618	8,89		
5.	2,0	0,1	202,5	652	15,8		
6.	2,5	0,08	260,8	673	24,7		
7.	3,0	0,067	318,6	685	35,6		

8.	4,0	0,05	432,3	696	63,2		
9.	6,0	0,033	667,9	708	142,2		
10.	8,0	0,025	887,6	719	252,8		
11.	10,0	0,02	1137,5	728	395,0		

Таким чином, отримані результати показують, що використовуючи різні прийоми, можна керувати теплообмінними процесами у валкових кристалізаторах. З прикладної точки зору з розглянутих варіантів інструментарію оптимальним є метод наведення шорсткості на бандажах валків, тому що він, поряд з інтенсифікацією тепловідведення, турбулізуючи в'язкий ламінарний підшар води істотно знижує утворення накипу на теплообмінної поверхні. Накип, що утворюється на поверхнях бандажів валків, по-перше, є додатковим термічним опором і, по-друге, зменшує періоди профілактичного обслуговування кристалізаторів.

Список літератури

1. Лякишев Н.П. Конструкционные и некоторые функциональные материалы, настоящее и будущее // Современное материаловедение XX столетия. – Киев: Наук. думка, 1998. – 296 с.

2. Борисов В.Т. Теория двухфазной зоны металлического слитка. – М.: Металлургия, 1987. – 224 с.

3. Дымнич А.Х., Троянский А.А. Вопросы тепломассообмена в сталеплавильных процессах. – Донецк: ДВНЗ «ДонНТУ», 2009. – 582 с.

4. Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С., Уздиева Н.С., Нурадинов И.А. Оптимизация тепловой работы кристаллизатора МНЛЗ // Металлург. – 2019. – №1. – С. 17-23.

5. Лаптев А.Г. Модели пограничного слоя и расчет тепло-массообменных процессов. – Казань: Издательство Казанского университета, 2007. – 500 с.

УДК 669.1:669.2:621.7:536.248.2

А.С. Нурадінов, О.В. Ноговіцин, Н.Ф. Зубеніна, І.Р. Баранов, І.А. Нурадінов

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

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ КРИСТАЛІЗАЦІЇ І ФОРМУВАННЯ ЛИСТОВИХ ЗАГОТОВОК ПРИ БЕЗЗЛИТКОВІЙ ПРОКАТЦІ МЕТАЛІВ

Головним завданням валкового розливання металів є отримання якісної литої заготовки заданої товщини, яка відразу ж після виходу з валків піддається прокатці на листовий металопрокат. Принципово важливими для вивчення є процеси кристалізації та структуроутворення листових заготовок у валковому кристалізаторі, а також встановлення закономірностей впливу на ці процеси гідродинаміки розплаву у міжвалковому просторі та теплофізичних умов розливання металу (температури перегріву, інтенсивності тепловідведення тощо) [1– 5]. Вирішення цієї задачі в реальних умовах неможливе через те, що формування таких заготовок відбувається миттєво (за частки секунд) і супроводжується виключно складною взаємодією різних процесів (гідродинамічних, теплообмінних, кристалізації та інших), характер та інтенсивність протікання яких визначається, головним чином, зовнішніми умовами. Зазначені процеси визначають структуру та властивості литої заготовки, а отже – якість кінцевого металопрокату. Тому для вивчення цих процесів у цій роботі було використано методика фізичного моделювання на прозорих органічних середовищах.

Встановлено, що формування листової заготовки при беззлитковій прокатці, головним чином, визначається характером тепло- масообмінних процесів у міжвалковому просторі. Показано, що найбільш оптимальною гідродинамічною картиною рідкої ванни в міжвалковому просторі є симетричний розподіл потоків металу розплаву щодо поверхонь валків. Наслідком такої гідродинаміки розплаву є ідентичність термодинамічних полів вздовж поверхонь валків-кристалізаторів, в результаті чого повинна забезпечуватися симетричність кірки металу, що тверднуть на них. Дійсно, з фізичного моделювання на прозорому сплаві (камфене) видно, що при оптимальній гідродинамічній картині розплаву між валками в площині зрощення зустрічних фронтів кристалізації кірки мають однакову товщину, хоча по висоті рідкої ванни спостерігаємо помітну їх різнотовщинність (рис. 1).

Рис. 1 – Схема отримання листової заготовки з камфену при його беззлитковій прокатці: I – зона кристалізації; II – зона прокатки

Однакова товщина кір на поверхнях валків при вході в зону прокатки є головною умовою отримання якісної листової заготовки. Зумовлено це тим, що при однаковій товщині кірок у зоні прокатки забезпечується ідентичність їх деформацій, внаслідок чого відбувається рівномірний розподіл деформаційних та термічних напруг із перерізу заготовок. А нерівномірність напруги, як відомо, є основною причиною виникнення головного дефекту в таких заготовках – поверхневих тріщин.

Проведене фізичне моделювання дозволило візуально вивчити еволюцію структури листової заготовки при її отриманні за схемою беззлиткової прокатки. Встановлено, що в точці зрощення зустрічних фронтів кристалізації, що намерзли на поверхнях двох валків, первинна структура цих кірок складається з грубих стовпчастих кристалів (рис. 1, зона I). У зоні прокатки відбувається рівномірна деформація затверділих на валках кірок із руйнуванням грубих первинних кристалів, а на виході з неї заготівля має дрібнозернисту структуру, близьку до деформованої структури (рис. 1, зона II). При цьому товщина заготовки на виході з валків менше, ніж сумарна товщина кірок на валках приблизно на 25%.

Таким чином, використаний метод досліджень дозволив вивчити складні процеси тепло-, масообміну та кристалізації модельного сплаву при її беззлитковій прокатці в лабораторних умовах. Отримані результати відкривають перспективу розробки нової ресурсо- та енергоефективної технології для отримання листової металопродукції прямо з рідкого стану металів.

Список літератури

1. Ефимов. В.А, Эльдарханов А.С. Технологии современной металлургии. – М.: Новые технологии, 2004. – 784 с.

2. Овсиенко Д.Е. Зарождение и рост кристаллов из расплава. – Киев: Наук. Думка, 1994. – 256 с.

3. Чалмерс Б. Теория затвердевания. – М.: Металлургия, 1968. – 288 с.

4. Баландин Г.Ф. Формирование кристаллического строения отливок. – М.: Машиностроение, 1979. – 288 с.

5. Флемингс М.С. Процессы затвердевания. – М.: Мир, 1977. – 423 с.

УДК. 669.187.56

Є. М. Парахнєвич[1], Є. І. Івахненко[1], Д.В. Копан[2]

[1]Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя

[2]Ст. гр. ІФ-510 НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

ФАКТОРИ ВПЛИВУ НА ЯКІСТЬ ЗОНИ СПЛАВЛЕННЯ ОСНОВНОГО І НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ ЕЛЕКТРОШЛАКОВИМ НАПЛАВЛЕННЯМ

Проблема вторинного використання деталей, що вийшли із ладу, стоїть досить гостро для машинобудівної галузі України. Однією з ефективних технологій відновлення зношених деталей є технологія, яка базується на електрошлаковому наплавленні (ЕШН). Використання цього методу особливо перспективне для відновлення деталей рухомого складу залізничного транспорту. Під час експлуатації електровозів із ладу виходить лише частина деталі, маса якої складає (10…12) % від загальної маси деталі. Роботу відновлених деталей, їх робочий ресурс, експлуатаційну надійність в деяких випадках лімітує якість зони сплавлення та зон термічного впливу. Присутність в цих зонах несприятливої крихкої структури, плівкових неметалевих вкраплень, пор, дефектів газового походження викликає руйнування відновлених деталей по зоні сплавлення.

Головними факторами, які обумовлюють міцність з’єднання різнорідних металів є їх хімічний склад і технологія сплавлення [1]. Найбільша зміна структури металу і його механічних властивостей існує на ділянці зони термічного впливу. На цій ділянці при нагріві відбувається ріст аустенітних зерен, підплавлення їх меж, неметалевих вкраплень, а також сегрегація легувальних елементів [2].

Дослідженнями встановлено, що основним елементом, який утворює будову і властивості зони сплавлення є вуглець. Різниця по вмісту вуглецю між наплавленим і основним металами обумовлює характер структурної й хімічної неоднорідностей зо-

ни сплавлення. В результаті дифузії вуглецю може відбуватися його переміщення з наплавленого шару в основний метал. Збільшення вмісту вуглецю в наплавленому шарі підвищує структурну і хімічну неоднорідність зони сплавлення, звужує перехідні зони, зменшує дифузію карбідоутворюючих елементів в основний метал. Підвищення вмісту вуглецю в маловуглецевому основному металі відбувається, мабуть, у твердому стані при температурі вище A_{c3}, коли основний і наплавлений метал мають аустенітну структуру. Ступінь підвищення вмісту вуглецю визначається різницею його вмісту в наплавленому і основному металі елементів, які утворюють карбіди, а також технологією наплавлення. Найбільша структурна неоднорідність спостерігається при вмісті вуглецю більше або = 1%. Наявність у металі карбідоутворюючих елементів Cr, V, W, Mo та інші сприяє розвитку структурної і хімічної неоднорідності зони сплавлення із – за значних концентраційних перепадів, утворення нерівновагових структур і зниження швидкості дифузії вуглецю в основний метал. Легувальні елементи, які зменшують хімічну і структурну неоднорідність – це сильні аустенізатори – Mn і Ni. Легування Mn або Ni сплавів розширює перехідні зони, знижує концентраційні перепади легувальних елементів, сприяє зникненню мартенситу і отриманню більш плавного переходу від наплавленого металу до основного. При цьому міцність зв’язку основного і наплавленого металу підвищується [3].

При отриманні багатотоннажних композитних заготовок з високолегованих сталей за двоконтурною схемою в результаті перемішування металевої ванни одного складу з металом іншого складу утворюється перехідна зона, хімічний склад якої змінюється по експоненціальній залежності [4].

При легуванні нікелем заевтектоїдних (C = 0,8…2,14 %) і доевтектоїдних (C = 0,02…0,8 %) сплавів Fe – Cr – C і Fe – Cr – B – C також підвищується міцність зв’язку з основним металом, зникає мартенсит у зоні сплавлення і з’являється аустенітна смуга. Наявність у зоні сплавлення аустеніту забезпечує міцне з’єднання різнорідних металів, тому що його пластичність із – за меншого легування завжди вища, ніж у наплавленого металу. Відшарування наплавленого металу відбувається при наявності мартенситу в зоні сплавлення. Чим вужчі мартенситні прошарки, тим вища вірогідність відшарування металу. В перехідній зоні з’єднань при наплавленні можуть проходити процеси дифузійного перерозподілу легувальних елементів. При відпуску інтенсивно проходить перерозподіл вуглецю. Підвищення температури і тривалості відпуску призводить до підвищення зони без вуглецю в основному металі низьколегованої сталі [5].

Таким чином, всі перелічені фактори (особливо режими наплавлення і хімічний склад флюсу) в комплексі впливають на якість зони сплавлення основного і наплавленого металу при електрошлаковому відновленні деталей рухомого складу електровозів.

Список літератури

1. Цыкуленко К.А. Некоторые аспекты формирования наплавленного слоя при порционной электрошлаковой наплавке с применением жидкого присадочного материала / К.А. Цыкуленко // Проблемы специальной электрометаллургии. – 2007. - № 2. - С. 7 – 11.

2. Гордань Г.П. О высокотемпературной химической неоднородности в околошовной зоне / Г.П. Гордань // Физика и химия обработки материалов. – 1970. - №6. - С. 114 – 119.

3. Макара А.М. О первичных и вторичных границах в металле шва и околошовной зоне сварных соединений среднелегированных сталей / А.М. Макара // Автоматическая сварка. – 1973. - №4. - С. 1 – 4.

4. Демченко В.Ф. Оценка величины переходного слоя в многослойных биметаллических слитках ЭШП / В.Ф. Демченко, Б.И. Медовар, А.К. Цыкуленко [и др.] // Специальная электрометаллургия. – 1975. – Вып. 27. - С. 12 – 17.

5. Наволокин С.Н. Влияние отпуска на диффузию углерода в переходной зоне соединений низколегированных сталей с антикоррозионным наплавленным слоем / С.Н. Наволокин, М.В. Кудояров, В.Н. Старченко // Новые процессы наплавки, свойства наплавленного металла и переходной зоны. – 1984. - №2. - С. 109 – 111.

УДК 621

Педченко Є.О., Костецький Ю.В., Петренко В.Л.

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ

ЕЛЕКТРОШЛАКОВИЙ ПЕРЕПЛАВ ЯК МЕТОД РЕЦИКЛІНГУ ВІДПРАЦЬОВАНОГО НЕКОМПАКТНОГО ІНСТРУМЕНТУ

Електрошлаковий переплав є одним з ефективних методів рециклінгу відходів легованих марок сталі [1-2]. Під час переплаву мають місце мінімальні втрати легуючих домішок з окисненням, що дозволяє зберегти вихідний хімічний склад металу, та відбувається рафінування металу. Окрім того, умови твердіння металу у водоохоло-

жуваному кристалізаторі дозволяють отримувати фізично та хімічно однорідний зливок з високою якістю поверхні.

Оскільки некомпактні відходи інструментальної сталі збирають в один електрод методом зварювання окремих деталей між собою, він, як правило, має не однакову по довжині площу поперечного перетину та ступінь її заповнення металом. Як наслідок під час переплаву таких електродів буде непередбачувано змінюватись електричний опір, коефіцієнт заповнення та електричний режим переплаву. Відповідно їх електрошлаковий переплав за прямою схемою з отриманням якісного зливка технологічно складно виконати через нестабільність процесу переплаву.

Вирішити цю проблему може застосування електрошлакового переплаву за двоконтурною схемою [3]. Вона реалізується через використання кристалізатора спеціальної конструкції, (струмопровідного кристалізатора), який дозволяє підводити у шлакову ванну додаткову електричну потужність крізь нього (рис.1). Додаткове підведення струму в шлакову ванну від струмопровідного кристалізатора дозволяє в значній мірі нівелювати негативний вплив непередбачуваної зміни геометричних параметрів витратного електрода на результат переплаву.

Для експериментів дослідні витратні електроди виготовляли зварюванням окремих деталей в єдину конструкцію, використовуючи малогабаритний відпрацьований різальний інструмент, з максимальним розміром до 0,2 м, які згідно маркуванню були зроблені зі сталі Р6М5 (Р6М5К5, Р6М5К5-МП, Р6М5Ф3-МП, 10Р6М5У-МП). Під час переплаву використовували флюс марки АНФ-29. Отримані злитки за хімічним складом відповідали складу сталі Р6М5. Поверхня, сформована під час переплаву кожного окремого електроду, була якісною, але має певні візуальні відмінності

За допомогою струмопровідного кристалізатора також можливо виконувати переплав некомпактного відпрацьованого інструменту різного типу без формування витратного електроду [4]. Зокрема, було досліджено переплав витратного медичного інструменту з нержавіючої сталі (голки, ланцети, скальпелі тощо - так звана “хірургічна сталь”). Плавку проводили виключно за рахунок потужності на струмопідвідному кристалізаторі з використанням флюсу марки АНФ-28. Шихту завантажували порціями на дзеркало шлакової ванни в кристалізаторі. За незмінної потужності швидкість плавлення порцій шихти залежала виключно від їх об’єму. Так як насипна щільність шихти менша за щільність рідкого шлаку, вона залишалась на його поверхні до розплавлення. Плавлення шихти відбувалось від стінок струмопідвідної секції в напрямку центру шлакової ванни. Зі збільшенням завантажених порцій шихти спостерігали збільшення швидкості проплавлення, що пояснюється шунтуванням частини струму

шихтою і виділенням джоулева тепла безпосередньо під нею, а не тільки на периферії ванни за рахунок струмопідвідної секції кристалізатора.

Електрошлаковий переплав за двоконтурною схемою зі струмопідвідним кристалізатором дозволяє ефективно здійснювати рециклінг відпрацьованого малогабаритного інструменту, як скомпонованого у витратні електроди, так і у вигляді некомпактованої шихти, зі збереженням хімічного складу металу та отриманням злитків з поверхнею високої якості.

Список літератури

1. Björkman B., Samuelsson C. (2014) Chapter 6 - Recycling of Steel. Handbook of Recycling., pp. 65-83. (https://doi.org/10.1016/B978-0-12-396459-5.00006-4)

2. Birat J.-P. (2015) Life-cycle assessment, resource efficiency and recycling. Metallurgical Research &Technology. vol. 112 №2, article 206. (https://doi.org/10.1051/metal/2015009)

3. Цыкуленко А.К., Ланцман И.А., Медовар Л.Б. и др. (2000) Двухконтурная схема электрошлакового переплава расходуемого электрода. Пробл. спец. электрометаллургии, 3, 16–20.

4. Кусков Ю. М., Гордань Г. Н., Богайчук И. Л., Кайда Т. (2015) В.Электрошлаковая наплавка дискретным материалом различного способа изготовления. Автоматическая сварка, 5-6, 34–37.

УДК 669.715:536.46:539.24/.27

А.Г. Пригунова, Л.К. Шеневідько, М.В. Кошелєв, В.Д. Бабюк, Є.А. Жидков

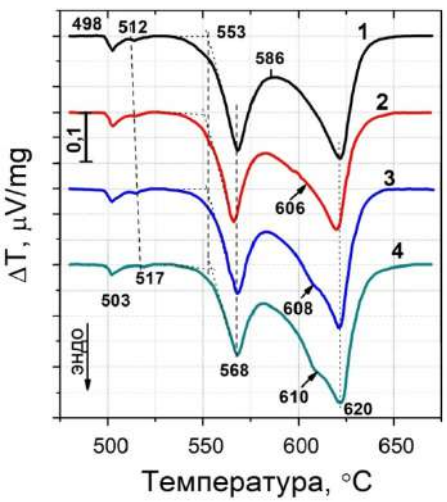
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, м. Київ

e-mail: adel_nayka@ukr.net

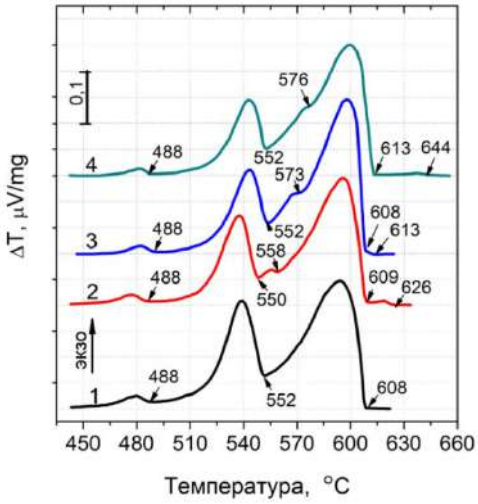
ВПЛИВ ЗАЛІЗА НА ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В СПЛАВІ АК5М2

Загальновідомо про негативний вплив заліза на структуру та властивості ливарних алюмінієвих сплавів, що зазвичай пов’язано з утворенням пластинчастих залізовмісних фаз – концентраторів напруження. Це обмежує використання брухту, вміст заліза в якому з кожним роком збільшується, і спонукає до проведення теоретичних і експериментальних досліджень впливу концентрації заліза на склад та морфологію фаз, що зумовлюють рівень механічних властивостей литих виробів.

У роботі вивчено вплив заліза (0,83-3,3 мас.%) на параметри плавлення та тверднення сплаву АК5М2 (рис. 1).

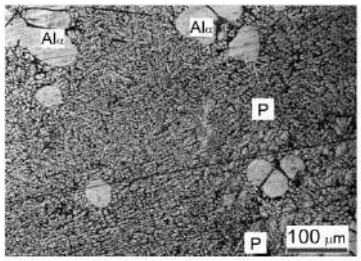


а

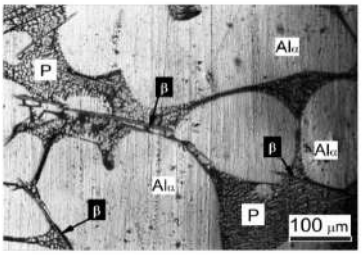


б

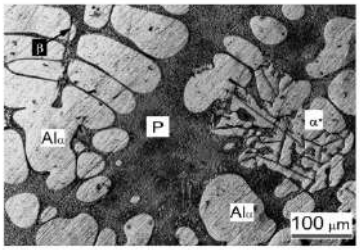
Рис.1 – ДТА-криві плавлення (а) та тверднення (б) сплаву АК5М2 з різним вмістом заліза, мас. %: 1 – 0,83 %, 2 – 1,46 %, 3 – 2,0 %, 4 – 3,3 %



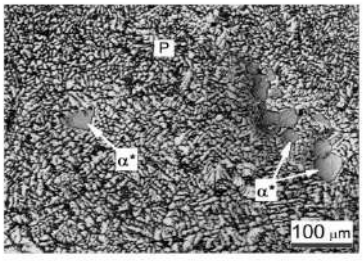
а, P → Alα



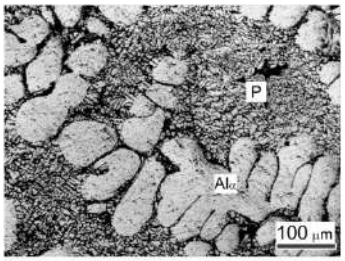
б, P → β +Alα



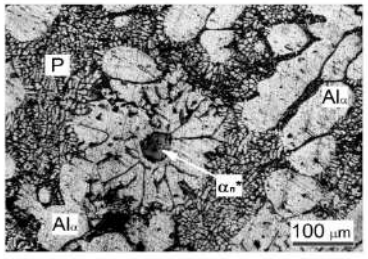
в, P → α* + β +Alα



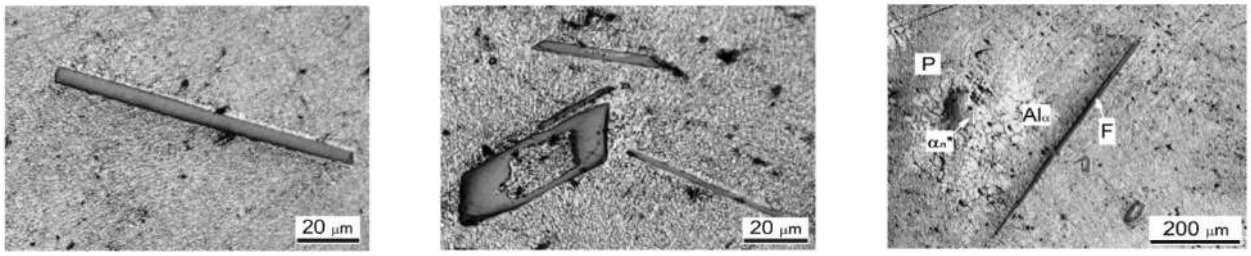
г, P → α*



д, P → Alα



е, P → α* + Alα



ж, P → $Al_{13}Fe_4$ з, P → α к, P → $Al_α$

Рис. 2 – Початкові етапи виділення фаз при твердненні сплаву АК5М2:
а,б,в - 0,83 % Fe; г,д,е - 2,0 % Fe; ж,з,к - 3,3 % Fe

Встановлено, що збільшення вмісту заліза призводить до підвищення температури початку процесу тверднення розплаву, до зменшення його переохолодження і збільшення інтервалу температур ліквідус-солідус, до чітко вираженого перегину на низькотемпературній гілці першого максимуму ДТА-кривих тверднення з підвищенням вмісту заліза, до збільшення кількості залізовмісних фаз, а також до зміни порядку і механізму їх утворення, що визначено методом «стоп-гартування» (рис. 2).

Формування сплаву АК5М2 з 0,83 % Fe починається з виділення з розплаву первинних кристалів твердого розчину алюмінію ($Al_α$) – рис. 2 а. При підвищенні вмісту заліза до 2,0 % – з фази $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2(α^*)$ – рис. 2 г. Проте об'ємна частка цієї первинної фази досить незначна. З підвищенням концентрації заліза до 3,3 % з розплаву виділяється дві первинні залізовмісні фази: $Al_{13}Fe_4$(F) – рис. 2 ж і Al_8Fe_2Si(α) – рис. 2 з. Перша з них утворюється з досить помітним тепловим ефектом. Незалежно від вмісту заліза в сплаві, максимальна кількість залізовмісних фаз Al_5FeSi(β), $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2(α^*)$, Al_8Fe_2Si(α) виділяється при евтектичних реакціях, які реалізуються після утворення первинних кристалів ($Al_α$). Процеси формування інтерметалідів Mg_2Si і Al_2Cu(θ), що відбуваються на останніх етапах тверднення, практично не залежать від концентрації заліза в сплаві. Результати експериментальних досліджень узгоджуються з комп'ютерним моделюванням, виконаним за програмою «Thermo-Calc» (Швеція) з використанням бази термодинамічних даних «COST2».

УДК 621

Смірнов О.М., Лисенко Т.В., Васильєв Д.В., Черевченко К.В.

Державний університет "Одеська політехніка", Одеса

ОЦІНКА ЯКОСТІ БЕЗПЕРЕРВНОЛИТОЇ СОРТОВОЇ ЗАГОТОВКИ

Існує велика кількість технологічних методів одержання сортової заготовки: заготовка, прокатана зі зливка; заготовка, прокатана зі зливка методом поділу; безперервнолита заготовка, отримана при розливанні зі швидкостями 2-2,5 м/хв; безперервнолита заготовка, отримана при розливанні з підвищеними швидкостями (до 6 м/хв) та ін. У зв'язку з безперервно зростаючою конкуренцією на світовому ринку якості сортової заготовки пред'являються дедалі жорсткіші і комплексні вимоги, які багато в чому намагаються врахувати умови виробництва заготовки вже у стадії виплавки і розливання сталі.

В останнє десятиліття різко позначилася тенденція використання багатострумових сортових МБЛЗ з високою (до 6 м/хв) швидкістю розливу, що дозволяє отримувати сортову заготовку в сталеплавильних цехах з плавильними агрегатами високої одиничної продуктивністю. Однак, розливання сталі на сортову заготовку з великими швидкостями істотно змінює умови її затвердіння як у кристалізаторі, так і в зоні вторинного охолодження, що обумовлює необхідність розробки системи суворої оцінки якості заготовки та ідентифікації виникаючих дефектів [1].

Розливання сталі з підвищеними швидкостями зазвичай обумовлюється технологічними обмеженнями тривалості розливу одного ковша великої ємності (55-80 хвилин) при фіксованому числі струмків МБЛЗ. Для визначення раціональних швидкостей розливу на заготовці дрібних перерізів доцільно розглядати умови формування скоринки заготовки в кристалізаторі при підвищених швидкостях розливання та умови формування внутрішньої кристалічної структури, а також усадкових та ліквацийних дефектів.

Процеси тепло- і масопереносу, що відбуваються на межі рідина-тверда фаза, багато в чому визначають формування кінцевої внутрішньої структури безперервнолитої заготовки. Ці процеси носять багатокомпонентний характері і можуть бути оцінені на кількох розмірних рівнях:

-мікрорівень: розміри неметалевих включень і зародків твердої фази в розплаві становлять від кількох мікронів до кількох десятків;

-мідірівень: розміри дендритних гілок становлять зазвичай кілька міліметрів і можуть досягати навіть кількох сантиметрів;

-макрорівень: розміри рідкої фази безперервнолитої заготовки та фронту затвердіння, а також протяжність зони осьової ліквації становлять щонайменше кілька десятків метрів.

Крім типових видів кристалічних структур, у макроструктурі будь-якої заготовки слід розрізняти зони з так званими «перехідними» або «змішаними» структурами. [2]. Протяжність цих зон великою мірою залежить від умов затвердіння заготівлі загалом.

Дуже характерною структурною зоною для безперервнолитих заготовок є також осьова зона заготівлі. Умови формування цієї зони мають такі відмінності:

-затвердіння відбувається при малому температурному градієнті в переохолодженому розплаві, який збагачений лікватами, що зумовлює формування яскраво вираженої зони осьової хімічної неоднорідності;

-формування твердої фази відбувається в умовах дефіциту рідкої фази (тобто утрудненого підведення рідини з більш високих горизонтів), що призводить до формування усадкової рихлості та пористості, а в окремих випадках і до появи осьової усадкової порожнини на межі змикання фронтів затвердіння.

На дрібнішому, ніж протяжність дендритів, розмірному рівні основною структурної характеристикою, певне, є неметалеві включення, оскільки вони значною мірою впливають на якість поверхні заготівлі і механічні властивості металу.

В цілому для умов формування кристалічної структури в безперервнолитих сортових заготовках характерна ціла сукупність теплофізичних і масообмінних процесів, які прямо впливають на утворення цілого ряду структурних і перехідних (змішаних) зон, розміри яких багато в чому визначаються умовами розливання сталі на МБЛЗ. Видається вкрай важливим, що розташування та довжина цих зон, а також ступінь їх розвитку можуть істотно впливати на кінцеву оцінку якості безперервнолитої заготовки та металопродукції, що отримується з неї [3].

В даний час сортова заготовка є предметом експорту на світовий ринок, тому була створена система ідентифікації дефектів, що виникають у сортовій заготовці та проаналізовані причин їх виникнення. В основу запропонованої системи оцінки якості безперервнолитих заготовок покладено міркування щодо наявності різних структурних зон, уявлення про якісні та кількісні характеристики яких доцільно мати при комплексній оцінці якості заготовки. Крім того, до уваги

були прийняті стандарти відомих виробників безперервнолитих заготовок у Європі, Японії та Америці.

Як базову систему оцінки якості макроструктури прийнято метод, регламентований ОСТ 14-1-235-91 “Сталь. Метод контролю макроструктури безперервнолитих заготовок для сортового прокату і трубних заготовок”. На відміну від цього стандарту, новий метод оцінки якості заготовки передбачає введення обов'язкового контролю дефекту "Деформаційні тріщини" за поздовжніми осьовими темплетами. Крім того, за поздовжніми осьовими темплетами пропонується проводити оцінку ступеня розвитку дефектів “Осіва пухкість” та “Осіва хімічна неоднорідність”. Опис найбільш характерних дефектів безперервнолитої сортової заготовки та причин їх виникнення наведено у роботі [4].

Література

1. Теорія та практика безперервного лиття заготовок / О.М.Смірнов, А.Я.Глазков, В.Л.Пілюшенко та ін. - Донецьк: ДонДТУ , 2000. - 371 с.

2. Lipton J., Kurz W., Heinemann L. Modelling Columnar to Equiaxed Transition // J. Concast Technology News. V.22. No 2. 1983. - P .4-6.

3. Смірнов О.М. Властивості та структура заготовок з безперервнолитого металу для прокату відповідального призначення // Метали та лиття України. 2001. №3-4. - С.17-20.

4. Принципи систематизації критеріїв комплексної оцінки якості безперерв-нолитої сортової заготівлі / О. М. Смірнов, В. Є. Ухін , А. Ю. Цупрун , Е. Ю. Жи-боєдов // Металургійна та гірничорудна промисловість. - 2008. - № 1. - С. 35-39. - Бібліогр .: с. 39.

УДК 669.18:621.746:537.84

О.М. Смірнов, О.П. Верзілов, А.Ю. Семенко, Д.І. Гойда,
Ю.Ю. Куліш, М.С. Горюк, С.В. Горюк, Л.С. Воронько
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, м. Київ
e-mail: gormak72@gmail.com

ВПЛИВ ЕЛЕКТРОМАГНІТНИХ ПОЛІВ НА ПОВЕДІНКУ РІДКОМЕТАЛЕВОГО СТРУМЕНЯ У РОЗЛИВНОМУ СТАКАНІ ПРИ ПЕРЕЛИВІ РОЗПЛАВУ З ПРОМІЖНОГО КОВША У КРИСТАЛІЗАТОР МБЛЗ

Вивчено особливості формування відкладень на внутрішній поверхні зануреного сталерозливного стакана, що призводять до його заростання, порушення гідродинамічних режимів розливання, потрапляння неметалевих включень у заготовку, виходу стакану з ладу та зупинки процесу безперервного лиття для його заміни.

Так, встановлено, що відкладення поблизу поверхні зануреного стакана мають розвинену дрібноосередкову структуру – переважно конгломерати розміром 1-30 мкм частинок глинозему з вкрапленням дрібних металевих частинок. Гранули металу, як правило, розташовуються на відкладеннях білого кольору (глинозем), які вже сформувалися на внутрішній поверхні зануреного стакана. Характерна особливість неметалевої частинки відкладень – висока пористість матеріалу, що пояснюється поступовим хаотичним налипанням неметалевих частинок при розливанні. Встановлено, що масова частка металевих вкраплень коливається в межах 65-90% від загальної маси відкладень. Причому, у відкладеннях переважають невеликі металеві частинки (<1,5-2,0 мм) з конфігурацією, близькою до сферичних або приплюснутих крапель. Більші металеві частинки є вкрапленнями неправильної форми і нагадують конгломерати декількох злиплих частинок на підкладці з неметалевої частини відкладень.

Розроблено фізичну модель для вивчення поведінки струменя розплаву у системі «стакан-дозатор проміжного ковша – занурюваний стакан» в умовах накладення зовнішнього магнітного поля. Було прийнято масштаб фізичної моделі до реального агрегата – 1:2,5. Для встановлення картини розподілу магнітного поля в занурюваному сталерозливному стакані використовували порошок заліза (фракція 0,1-1,0 мм, насипна щільність 6400 кг/м^3). Зовнішнє магнітне поле створювалося системою неодимових магнітів. Встановлено, що діапазон максимально можливого відтиснення струменя від стінки сягає наступних значень:

- для стакана з внутрішнім діаметром 28 мм – від 0,7 до 3,5 мм (при відповідній відстані від полюсів магнітного пристрою до зовнішньої стінки стакану 25% (7 мм) і 5% (1,4 мм) від його внутрішнього діаметру);

- для стакана з внутрішнім діаметром 36 мм – від 0,9 мм до 4,5 мм (при відповідній відстані від полюсів магнітного пристрою до зовнішньої стінки стакану 25% (9 мм) і 5% (1,8 мм) від його внутрішнього діаметру).

За результатами теоретичних досліджень, розрахунків та фізичного моделювання (у т. ч. на рідкому алюмінієвому сплаві) переміщення струменя рідкого металу в розливному стакані на ділянці між проміжним ковшом та кристалізатором МБЛЗ, встановлено, що під дією змінного магнітного поля розплав відтискається від стінок стакану, однак з утворенням неконтрольованих вихорів (особливо в зоні закінчення дії поля), які деформують струмінь і спричиняють його розбризкування. Визначили, що для усунення цих явищ доцільно додатково чинити вплив на розплав постійним магнітним полем. При спільній дії змінного та постійного магнітних полів рідкий метал втягується в осьову зону стакана і відбувається стабілізація руху струменя.

Було розроблено дві тестових конструкції МГД-пристрою, що представляють собою модельні комплекти з постійними магнітами наступних конфігурацій: а – «кільцевий клин» на постійних магнітах аксіального намагнічування без зазорів; б – «кільцевий клин» на постійних магнітах аксіального намагнічування з визначеними магнітними зазорами. При тестуванні конструкцій були перевірені розрахункові дані, які можуть забезпечити стабільний нерозривний струмінь розплаву, на основі визначення числа Тейлора, а саме: Та<41,3 – ламінарна течія Куетта; 41,3<Та<400 – ламінарна течія з вихорами Тейлора; Та>1700 – дестабілізація і розрив струменя.

Встановлено, що при використанні обертового магнітного поля, створюваного пристроєм конструкції «кільцевий клин» з постійними магнітами аксіального намагнічування без зазорів, можливе закручування зовнішнього шару рідкометалевого струменя, який становить 5% від його діаметра при швидкості входу в занурюваний стакан до 4 м/с. Такий результат має забезпечити формування компактного струменя по осі розливного стакану, зменшення розбризкування розплаву і його контакту з внутрішньою стінкою зануреного стакана.

Реалізація розроблених наукових підходів при безперервному розливанні сталі на вітчизняних металургійних підприємствах дозволить збільшити стійкість стаканів, скоротити часові витрати на їх періодичну заміну і таким чином зменшити собівартість лиття, оскільки підвищиться стабільність процесу лиття, і загалом такі стакани виготовляються з високоякісних вогнетривів та імпортуються з-за кордону.

УДК 621.742.486

Л.І. Солоненко, С.І. Реп'ях, О.П. Білий

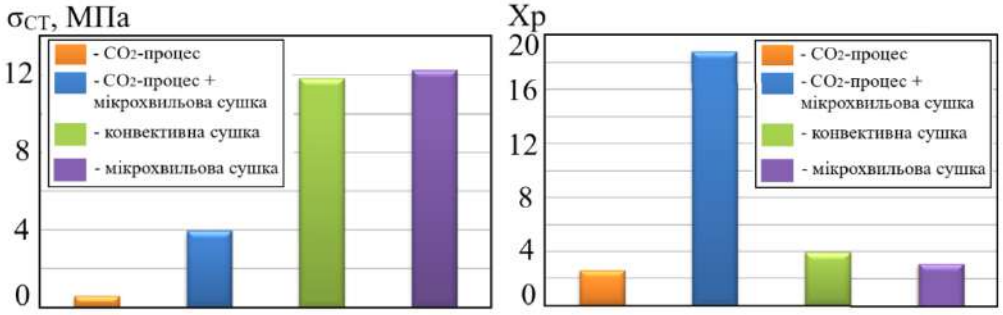
Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

СТРУКТУРУВАННЯ ПІЩАНО-РІДКОСКЛЯНИХ СУМІШЕЙ МІКРОХВИЛЬОВИМ ВИПРОМІНЮВАНЯМ

Основними показниками нагрівання тіл мікрохвильовим випромінюванням є швидкість та однорідність підвищення їх температури. Крім цього мікрохвильове сушіння, в порівнянні з іншими способами (конвективним, радіаційним, сублімаційним та ін.), характеризується: високим коефіцієнтом корисної дії, коротким циклом, селективністю та безінерційністю нагріву, збігом у часі та просторі напрямків векторів вологості та температури в капілярно-пористих тілах, сталістю готовності обладнання до роботи та ін. [1-3 і т.д.].

На сьогоднішній час мікрохвильове сушіння ливарних форм та стрижнів використовують як додаткове сушіння (комбінування) до існуючих способів структурування піщано-рідкоскляних сумішей (CO_2-процес [4], ХТС з складними ефірами [5] і т.п.), так і самостійне структурування цих сумішей [6-9].

У роботі [4] наведені результати дослідження впливу чотирьох способів затвердіння на міцностні властивості піщано-рідкоскляних сумішей, серед яких CO_2-процес, конвекційна сушка в печі, мікрохвильова сушка на протязі 240 с з частою магнетрона 2,54 ГГц, комбінований метод поєднання CO_2-процесу з мікрохвильовою сушкою на протязі 240 с. Зразки для випробувань виготовляли із суміші, в яку понад 100% кварцового піску додавали 2,5% РС і 0,5% води за масою. Суміші ущільнювали трьома ударами копра. Результати визначення межі міцності на стиск та коефіцієнта крихкості зразків, розраховані за формулою $Xp = \frac{\sigma_{CT}}{\sigma_B}$ з використанням даних [4], представлені на рис. 1.



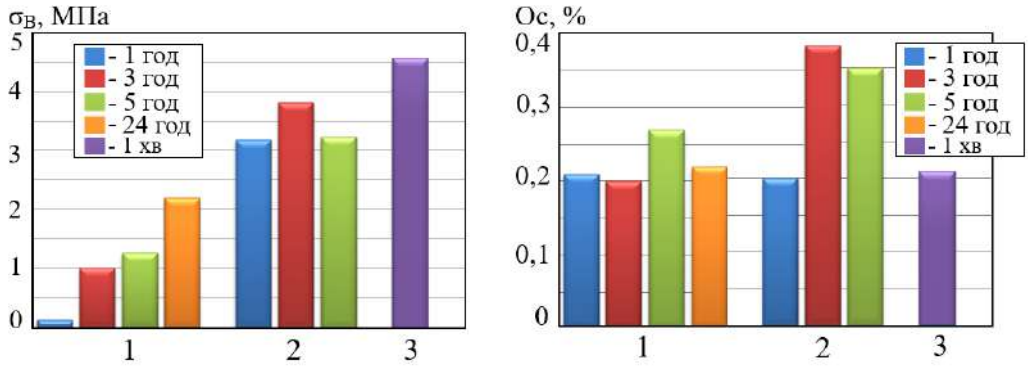
а б

Рис.1 – Вплив методу затвердіння піщано-рідкоскляних сумішей на їх межу міцності на стиск (а) та крихкість (б)

З аналізу рис. 1. витікає, що найменшою крихкістю характеризується піщано-рідкоскляна суміш, висушена комбінованим методом, а найбільшою міцністю – піщано-рідкоскляна суміш, висушена конвекцією повітря в печі та мікрохвильовою обробкою. При цьому мікрохвильове сушіння дозволяє значно скоротити час процесу до рівня, порівнянного із структуруванням піщано-рідкоскляної суміші за CO_2-процесом.

У роботі [5] представлені результати досліджень впливу методу затвердіння на механічні та технологічні властивості піщано-рідкоскляних сумішей. Суміш №1 затверджували складними ефірами та поєднанням складних ефірів та мікрохвильового сушіння, суміш №2 – мікрохвильовим сушінням. Суміш №1 складалася з кварцового піску 100%, 0,4% рідкого затверджувача (діацетат етиленгліколь) та 3,5% рідкого скла. Суміш №2 складалася зі 100% кварцового піску, 3,5% рідкого скла та 0,5% води. Всі зразки із суміші № 1 витягували з форм через 50 хв після додавання рідкого скла до піску і протягом 4 хв гріли мікрохвильовим випромінюванням.

Вплив способу затвердіння та часу витримки на повітрі на міцність на вигин та обсипальність, за даними [5], представлені на рис. 2.



а б

Рис. 2 – Вплив способу затвердіння та часу витримки на повітрі на міцність на

вигин (а) та обсипальність (б): 1 – суміш № 1 (затвердіння складними ефірами);

2 – суміш № 1 (затвердіння складними ефірами та обробкою мікрохвильовим випромінюванням); 3 – суміш № 2 структурована мікрохвильовим випромінюванням

Встановлено, що комбінування хімічного та мікрохвильового затвердіння призводить до найбільшого підвищення механічних та технологічних властивостей структурованих піщано-рідкоскляних сумішей, а також значно знижує час їх затвердіння [5].

У роботі [6], використовуючи суміш аналогічну роботи [4], виготовляли зразки шляхом віброущільнення з їх подальшою обробкою мікрохвильовим випромінюванням протягом 60...360 с. Встановлено, що оптимальний час обробки зразків піщано-рідкоскляної суміші мікрохвильовим випромінюванням становить 240 с, що забезпечує структурованим виробам стабільність властивостей.

У роботі [7, 8] автори досліджували вплив вмісту рідкого скла від 1% до 5% та 0,5% води в піщано-рідкоскляній суміші, ущільненої 3 ударами копра та висушеної мікрохвильовим випромінюванням протягом 4 хв, на її властивості. Встановлено, що вже при вмісту 1% рідкого скла піщано-рідкоскляна суміш набуває достатній для ливарних форм та стрижнів рівень фізико-технологічних та механічних властивостей. Рекомендований авторами вміст рідкого скла в піщано-рідкоскляній суміші для мікрохвильового сушіння становить 1,5% (за масою).

Розглядаючи питання про властивості піщано-рідкоскляних сумішей, що структуровані мікрохвильовим випромінюванням, слід зазначити, що автори робіт [4-8] в дослідженнях використовували свіжоприготовлені ПРС, які ущільнювали набиванням в оснащенні та сушили їх за межами оснащення. Як свідчить практика використання таких сумішей, їх сушіння мікрохвильовим випромінюванням дійсно потрібно вести поза межами оснащення, що в більшості випадків неможливо реалізувати через їх вкрай низьку сиру міцність. Особу увагу слід приділити надмірній вологості цих сумішей, так як суміш не встигає за короткий проміжок часу (240 с) повністю віддати всю вологу, тому в дослідженнях [4-5] перевагу мали комбіновані способи сушіння, коли вже структуровані суміші підсушували мікрохвильовим випромінюванням. Виходячи з цього можна констатувати, що дані робіт [4-8] мають виключно інформаційну цінність з обмежено практичним значенням.

На відміну від робіт [4-8], в роботі [9] використовують суху плаковану суміш, яку структурують за ПМЗ-процесом. Це надає можливість отримати одразу сухі піщано-рідкоскляні ливарні форми та стрижні, що мають потрібний рівень фізико-механічних та технологічних властивостей та придатні для використання.

Піщано-рідкоскляна суміш, що використовують для ПМЗ-процесу, містить кварцовий пісок та 1,5% рідкого скла (за масою) і після структурування має наступні фізико-механічні та технологічні властивості: міцність на стиск > 2 МПа; обсипальність < 0,3; щільність > 1600 кг/м^3; газопроникність > 150 од; газотвірну здатність < 5 см^3/г; роботу вибивання, якщо суміш нагрівається більше 600 °С <100 Дж, а якщо ливарні форми та стрижні нагріваються менше 600 °С, то їх розчиняють у воді .

З викладеного витікає, що ПМЗ-процес є способом структурування сумішей, який вирішує більшість проблем, що притаманні піщано-рідкоскляним сумішам. При цьому ПМЗ-процес не потребує використання додаткових технологічних добавок, має обмежений час структурування, одразу структуровані ливарні форми та стрижні придатні до збірки форм та заливання їх розплавом, а використану суміш можна використовувати як сировину для виробництва силікат-брили.

Список література

1. СВЧ-Энергетика. Т. 1. Генерирование. Передача. Выпрямление. Под ред. Э. Окресса, Э. Д. Шлифера; пер. с англ. В. Г. Алыбина. –М.: Мир, 1971. – 463 с.

2. Рущиц, А.А., Щербаков, Е.И. Применение СВЧ-нагрева в пищевой промышленности и общественном питании /А.А.Рущиц, Е.И.Щербаков // Вестник ЮУрГУ. Серия «Пищевые и биотехнологии».–2014. –Т.2. –№1. –С. 9-15.

3. Четвериков, Е.А., Лягина, Л.А., Моисеев, А.П. Микроволновое и инфракрасное излучение в технологиях сушки продукции растительного происхождения: монография. ФГБОУВО «СаратовскийГАУ». –Саратов: Амирит, 2016. –186 с.

4.Stachowicz, M., Granat, K., Nowak, D. Effect of hardening method and structure of linking bridges on strength of water glass moulding sands /M.Stachowicz, K.Granat, D.Nowak // Archives of foundry engineering. –2010. –№ 2. –Pp. 141-146.

5. Granat, K., Nowak, D., Pigiel, M., Stachovicz, M., Wikiera, R. Determination of application possibilities of microwave heating in the curing process of water glass molding sands with fluid esters. Part 1 / K.Granat, D.Nowak, M.Pigiel, M.Stachovicz, R.Wikiera // Archives of foundry engineering. –2009. –№ 1. –Pp. 45-50.

6.Granat, K., Nowak, D., Pigiel, M., Stachowicz, M., Wikiera, R. The influence of microwave curing time and water glass kind on the properties of molding sands /K.Granat, D.Nowak, M.Pigiel, M.Stachowicz, R.Wikiera// Archives of foundry engineering. –2007. –№ 4. –Pp. 79-82.

7.Granat, K., Nowak, D., Piligiel, M., Stachowicz, M., Wikiera, R. The influence of

water glass on the properties of microwave cured molding sands /K.Granat, D.Nowak, M.Piligiel, M.Stachowicz, R.Wikiera // Archives of foundry. –2008. –№ 1. –Pp. 123-126.

8.Stachowicz, M., Granat, K., Nowak, D. Studies on the possibility of more effective use of water glass thanks to application of selected methods of hardening / M.Stachowicz, K.Granat, D. Nowak // Archives of foundry engineering. –2010. –№ 2. –Pp. 135-140.

9. Спосіб виготовлення ливарних форм і стрижнів з рідко скляної суміші: пат. 122538 Україна: МПК B22C 9/10, 9/12. № a 201901350; заявл. 11.02.2019; опубл. 25.11.2020, Бюл. № 22. 7с.

УДК 621.74

Л. І. Солоненко

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), м. Дніпро

НАГРІВАННЯ ДІЕЛЕКТРИЧНИХ МАТЕРІАЛІВ МІКРОХВИЛЬОВИМ ВИПРОМІНЮВАННЯМ

Питанням тепломасообміну та влагопереносу при впливі мікрохвильового випромінювання на пористі матеріали та тіла, визначенню фундаментальних електромагнітних та електричних властивостей різних матеріалів присвячені праці багатьох вчених та дослідників, серед яких Л.Д. Ландау, О.М. Ліфшиц [1], А.В. Ликов [2], Г.А. Максимов, Г. Пюшнер [3], А.С. Метаксас, Р.Д. Мередіз [4], Х. Чао, І.В. Турнер [5], Л. Фелер [6], Н. Денеке [7] та інші. Тим не менш, відомі на сьогодні дані про величини ряду фундаментальних електричних параметрів матеріалів та виявлені закономірності їх зміни від температури, вологості, хімічного складу тощо носять суперечливий, а часом і сумнівний характер [8…14].

Теорія мікрохвильового нагріву базується на фундаментальних дослідженнях теорії тепломасоперенесення та електродинаміки, в основі якої лежить закон Джоуля-Ленца. За результатами теоретичних та експериментальних досліджень встановлено, що потужність, що передається одиниці об’єму матеріалу при мікрохвильовому нагріві, розраховують за формулою [2, 15]:

$$N = E^2 \cdot f \cdot \varepsilon \cdot tg\delta\,, \qquad (1)$$

де E – напруга електричного змінного поля у даній речовині; f – частота хвилі; ε – діелектрична постійна; tgδ – кут діелектричних втрат з якої випливає, що збільшення частоти прямо пропорційне потужності, що передається одиниці об'єму матеріалу. Тобто зі збільшенням частоти швидкість нагрівання матеріалу має збільшуватися.

Тим не менш, зі збільшенням частоти мікрохвильового випромінювання зменшується глибина його проникнення (S) у матеріал, яку розраховують за формулою [2, 15]:

$$S = \frac{1}{f\sqrt{\varepsilon} tg\delta}. \quad (2)$$

Особливістю мікрохвильового нагріву є та обставина, що матеріали, що нагріваються, володіючи різною радіопрозорістю (коефіцієнтом діелектричних втрат) не тільки нагріваються з різною інтенсивністю, але і пропускають або відбивають від себе частину мікрохвильового випромінювання. В цьому випадку, величину відбитої потужності мікрохвильового випромінювання розраховують як різницю між прикладеною до матеріалу (Р) і поглиненою ним (РПО) потужністю за формулою [16]:

$$P_B = P - P_{ПО}. \quad (3)$$

У цьому випадку, з урахуванням формули (3), коефіцієнт корисної дії мікрохвильової печі (η) розраховують за формулою:

$$\eta = \frac{P_{ПО}}{P}. \quad (4)$$

Виходячи з цього, автори роботи [16] для випробуваного матеріалу розраховують межу фактора, що відбиває матеріал:

$$R_O = \sqrt{\frac{P_B}{P}} = \sqrt{1-\eta}. \quad (5)$$

Виходячи з цього, в якості характеристики мікрохвильового випромінювання автори [16] використовують коефіцієнт стоячої хвилі (англ. Voltage Standing Wave

Ratio) [16], який розраховують за формулою:

$$k_{VSWR} = \frac{1+R_O}{1-R_O}. \quad (6)$$

Для будь-якої установки мікрохвильового нагріву величина k_{VSWR} завжди більша за 1. При цьому, чим ближче величина k_{VSWR} до 1, тим ефективніший і інтенсивніший процес нагрівання матеріалу (виробу).

Основною характеристикою діелектрика в умовах впливу на нього мікрохвильового випромінювання є величина діелектричної проникності ε. З метою визначення потужності теплових втрат, що виникають при поглинанні матеріалом мікрохвильового випромінювання, відносну діелектричну проникність розраховують за формулою [17]:

$$\varepsilon = \varepsilon' - i\varepsilon'' = \varepsilon'(1 - tg\delta_E), \quad (7)$$

$$\varepsilon' = \frac{\varepsilon'_a}{\varepsilon_0}, \qquad \varepsilon'' = \frac{\varepsilon''_a}{\varepsilon_0} + \frac{\sigma}{\omega\varepsilon_0},$$

де ε'_a та ε''_a – дійсна та уявна частини абсолютної діелектричної проникності відповідно; σ – питома провідність середовища; $\varepsilon_0 = 10^{-9}/36\pi$ – електрична постійна; ω – кругова частота електромагнітного випромінювання; $tg\delta_E$ – тангенс кута діелектричних втрат.

$$tg\delta_E = tg\delta_{E1} + tg\delta_{E2} = \frac{\varepsilon''_a}{\varepsilon'_a} + \frac{\sigma}{\omega\varepsilon'_a}, \quad (8)$$

або, прийнявши $\varepsilon''_b = \frac{\sigma}{\omega}$:

$$tg\delta_{E2} = \frac{\varepsilon''_b}{\varepsilon'_a}.$$

Справжню та уявну складові абсолютної діелектричної проникності також розраховують теоретично за формулами Дебая:

$$\varepsilon' = \varepsilon_\infty + \frac{\left(\varepsilon_s - \varepsilon_\infty\right)}{\left(1+\omega^2\tau^2\right)}, \tag{9}$$

$$\varepsilon'' = \frac{\left(\varepsilon_s - \varepsilon_\infty\right)\omega\tau}{\left(1+\omega^2\tau^2\right)}, \tag{10}$$

де ε_s – діелектрична проникність при $\omega \to 0$; ε_∞ – діелектрична проникність при $\omega \to \infty$; τ – час релаксації.

Для твердих тіл, припустивши, що диполь має два стійкі положення, розділені бар'єром енергії W, час релаксації розраховують за формулою:

$$\tau = A\exp\left(\frac{-W}{kT}\right), \tag{11}$$

де А – коефіцієнт, що залежить від температури; k – стала Больцмана; Т – температура.

З аналізу формул (7)...(11) випливає, що дійсна та уявна складові ε залежні від температури та від частоти мікрохвильового випромінювання і ця залежність має складний характер, що підтверджується експериментальними даними [18], та потребує подальших досліджень для більшості матеріалів, які за технологічними умовами обробляють мікрохвильовим випромінюванням.

Список літератури

1. Ландау, Л. Д. Электродинамика сплошных сред / Л.Д. Ландау, Е.М. Лифшиц. – М.: Гос. изд-во физико-математической литературы, 1959. – 532 с.

2. Лыков, А. В. Теория сушки / А.В. Лыков. – М.: Энергия, 1968. – 472 с.

3. Пюшнер, Г. Нагрев энергией сверхвысоких частот: пер. С англ. / Г. Пюшнер. – М.: Энергия, 1968. – 312 с.

4. Metaxas, A. C. Industrial Microwave Heating / A.C. Metaxas, R.J. Meredith. – Power Engineering Series. London: Peter Peregrinus Ltd. On behalf of the JEE, 1983. – 357 p.

5. Zhao, H. An Analysis of the Finite-Difference Time-Domain Method for Modelling the Microwave Heating of Dielectric Materials with in a Three-Dimensional Cavity

System / H. Zhao, I.W. Turner // Journal Microwave Power and Electromagnet. Energy. – 1996. – № 31. – P. 199-214.

6. Feher, L. Energy Efficient Microwave Systems / L. Feher // Springer Verlag. – 2009. – P. 1-9.

7. Daneke, N. Zur Anlagentechnik von multimoden Mikrowellen Sinteranlagen – von der Wellenausbreitung in Hohlleiter bis zum erwärmten Gut. Freiberg, TU Bergakademie Freiberg, Dissertation, 2001.

8. MeGill, S. L. Microwave Power Electromagnet. Energy / S.L. MeGilland, J.W. Walkiewich. – Symp. Summ, 1987. – P.175.

9. Schoenfeld, C. Microwave Synthesis Comes to the Academic Laboratory / C. Schoenfeld, L. Favretto, M. Loechner // American Laboratory. – November 2003.

10. Nimtz, G. Mikrowellen: Einführungin Theorie und Anwendungen. München; Bad Kissingen (u.a.): Richard Pflaum Verlag GmbH & Co KG, 2001.

11. Pohl, V. Messung von temperaturabhängigen Permittivitäten im Mikrowellenbereich. Fortschr.-Ber. VDI Reihe 8 Nr. 585. Düsseldorf: VDI Verlag, 1996.

12. Хиппель, А. Р. Диэлектрики и волны. Пер. с англ./ А. Р. Хиппель. – М.: Изд. ин. лит., 1960. – 438 с.

13. Хиппель, А. Р. Диэлектрики и их применение, пер. с англ. / А.Р. Хиппель. – М.:Л., 1959. – 336 с;

14. Браун, В. Диэлектрики, пер. с англ. / В. Браун. – М.: Издатинлит, 1961. – 324 с.

15. Воронин, М. Я. Физика нагрева СВЧ-диэлектриков летательных аппаратов и их защита: монография / М.Я. Воронин, И.Н. Карманов, А.В. Кошелев и др.; Под общ. ред. М.Я. Воронина. – Новосибирск: СГГА, 2008. – 156 с.

16. Электронный ресурс. Режим доступа: https://www.linn-high-therm.de/fileadmin/user_upload/pages/about_us/download/publications/microwave_heating/Microwave_heating.pdf

17. Berteaud, A. J. Microwave Power / A.J. Berteaudand J.C. J. Badot. – 1976. – P.315.

18. Бикбулатов, И. Х. Применение электромагнитного излучения СВЧ диапазона в химической технологи / И.Х. Бикбулатов, Р.Р. Даминев, Н.С Шулаев // Бутлеровские сообщения. – 2009. – Т.18, №8. – С.1-28.

УДК 621.74

Л. І. Солоненко

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), м. Дніпро

СПІНЮВАННЯ СИЛІКАТУ НАТРІЮ ПЛАКОВАНОГО КВАРЦЕВОГО ПІСКУ В ПАРО-МІКРОХВИЛЬОВОМУ СЕРЕДОВИЩІ

За результатами хроно-гравиметрических і температурних вимірів зміни відносної маси і абсолютної температури кварцового піску, що пласирований рідким склом (гідратованим силікатом натрію) і висушеного до сипкого стану, під час паро-мікрохвильової обробки встановлено, що масоперенос гідратованого силікату натрію в капілярних каналах кварцового піску проходить в два етапи. На першому етапі – шляхом спінювання, на другому – шляхом в'язкої течії силікату натрію в його гідратованому і, отже, рідкоплинному стані. Непрямим доказом наявності в'язкої течії гідратованого силікату натрію є вигляд манжет між піщинками в структурованій суміші. У той же час, в структурованому плакованому кварцовому піску відсутні будь-які фрагменти спіненого силікату натрію.

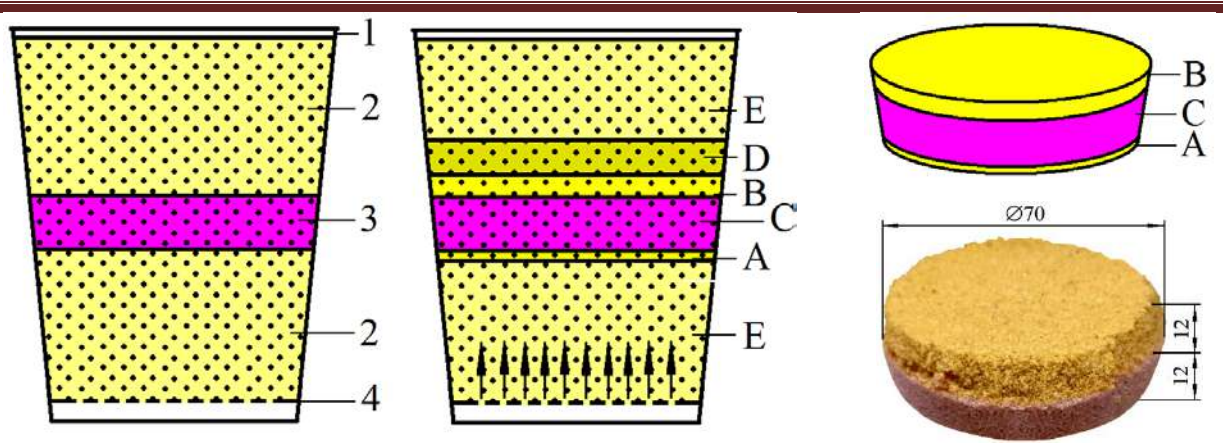
З метою непрямого встановлення факту спінювання гідратованого силікату натрію на першому етапі структуризації плакованого кварцового піску виконали наступний експеримент.

В глухо донний картонний стакан на його донні грати пошарово засипали пісок за схемою:

чистий річковий пісок ⇨ плакований кар'єрний пісок ⇨ чистий річковий пісок,

що схематично представлене на рис. 1,а.

У простір між днищем і гратами стакану вводили 1 г води і вібраційно ущільнювали піски в стакані. Після віброущільнення наповнений стакан поміщали в центр обертового столу мікрохвильової печі, що має магнетрон потужністю 900 Вт, і обробляли його впродовж 2 хв. Відразу після мікрохвильової обробки піски витягали із стакана.



а б в

Рисунок 1 – Схема розташування пісків в картонному стакані до початку структурування мікрохвильовим випромінюванням (а), схема зон пісків після структуризації (б) схема структурованого шару (в): 1 – стакан; 2 – чистий річковий пісок; 3 – плакований кар'єрний пісок; 4 – грати; А – шар структурованого чистого річкового піску під шаром структурованого плакованого піску; В – шар структурованого чистого річкового піску над шаром структурованого плакованого піску; С – шар структурованого плакованого кар'єрного кварцового піску; D – шар вологого чистого річкового піску; Е – сухий не структурований чистий річковий пісок

В результаті візуальної оцінки результатів обробки встановлено, що характер розподілу пісків в стакані відповідає схемам на рис. 1,б, в. Тобто, безпосередньо після закінчення мікрохвильової обробки над шаром структурованого кар'єрного піску розташовувався шар завтовшки в 2...5 піщинок пов'язаного річкового піску, над ним – шар вологого незв'язаного піску завтовшки ~ 12 мм, який після 2...3 хв після витягання із склянки обсипався на повітрі, а над ним – шар сухого незв'язаного річкового піску.

При цьому, під шаром пов'язаного кар'єрного піску спостерігався шар завтовшки в 1 піщинку пов'язаного річкового піску, а під ним – шар незв'язаного сухого річкового піску, що виходить з рис. 2. і рис. 3.

Рисунок 2 – Вигляд поверхні шару структурованого річкового піску над (а) та під (б) шаром структурованого плакованого кар'єрного піску

а б

Рисунок 3 – Вигляд межі розділу шарів структурованого чистого річкового та плакованого кар'єрного піску над (а) и під (б) шаром структурованого плакованого піску (×50)

Встановлений характер розподілу шарів піску – непряме свідчення існування етапу спінювання гідратованого силікату натрію. Інакше над шаром плакованого кар'-єрного піску не виник би шар структурованого чистого річкового піску вказаної вище товщини (2...5 піщинок), оскільки зв'язування сусідніх піщинок виняткове за рахунок в'язкої течії гідратованого силікату натрію не дозволило б структурувати чистий річковий пісок на глибину більше ніж 1 піщинки.

УДК 621.74

М.С. Треньов, О.І. Пономаренко

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

ПЕРСПЕКТИВНІ МЕТОДИ МОДИФІКУВАННЯ ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ

Сучасні вимоги виробництва щодо покращення процесу виготовлення відливок є логічним з точки зору підвищення якості за рахунок відкриття нових технологій виробництва за допомогою схрещування вже відкритих марок сплавів з новими сучасними матеріалами отриманих на нанорівні.

Вирішення задачі підвищення характеристик міцності ливарних сплавів може здійснюватися за рахунок їх модифікування.

Під модифікацією розуміють будь-яку зміну кількості зародків кристалізації або лінійної швидкості росту кристалів внаслідок спеціальних умов плавки або обробки розплаву.

Серед нових методів модифікування, як перспективні напрямки, слід виділити ті, які засновані на активації процесів гетерогенного зародка утворення за рахунок введення в розплав або ініціювання в його обсязі центрів кристалізації у вигляді дрібнодисперсних тугоплавких частинок, інертних по відношенню до алюмінієвого сплаву сполук.

Одним із ефективних методів є метод ультрадисперсних частинок (УДЧ). Метод УДЧ полягає в тому, що в розплав вводяться ультрадисперсні частинки, які підвищують температуру рекристалізації, тимчасовий опір розриву, твердість, тривалу міцність, жароміцність. Останнім часом для підвищення механічних властивостей виливків проводяться дослідження щодо використання як модифікаторів матеріалу нанотрубки.

Нанотрубки — це циліндричні структури, порожнисті всередині, що містять близько 1 млн атомів вуглецю та мають діаметр від одного до кількох десятків нанометрів і завдовжки до кількох мікрон. Вони складаються з одного або кількох згорнутих у трубку графітових шарів із гексагональною організацією вуглецевих атомів. Кінцівки закінчуються напівсферичною головкою, утвореною з половинки фулерену. Лист товщиною в один атом вуглецю, згорнутий у безшовний циліндр. Діаметр такого циліндра вимірюється в нанометрах і має більшу довжину порівняно з діаметром. Відкрив їх у 1991 р. Суміо Ііджімой (Sumio Iijima, Японія).

Проте на сьогодні процес введення у розплави цих матеріалів викликає певні складнощі. Існують різні способи введення таких матеріалів в розплав, такі як засипка на поверхню розплаву; введення за допомогою дзвіночка; застосування електромагнітного перемішування та механічної вібрації розплаву.

Вирішення цього завдання дозволить суттєво підвищити якість виливків у машинобудуванні, літакобудуванні та автомобільній промисловості.

УДК 669.711

М. А. Фон Прусс

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

ОСНОВНІ ТЕНДЕНЦІЇ РОЗВИТКУ ВТОРИННОГО АЛЮМІНІЄВОГО ВИРОБНИЦТВА

Базовими галузями промисловості залишаються галузі, які пов'язані з виробництвом металопродукції [1, 2]. При цьому основним споживачем продукції з металів є машинобудування, яке базується на використанні кольорових металів. Це стало основою для стрімкого розвитку кольорової металургії та її підгалузей. На сучасному етапі кольорова металургія характеризується виробництвом близько 70 різних металів, причому близько 96% обсягу вироблених металів припадає на алюміній, мідь, цинк і свинець [3]. Зокрема застосування алюмінію як легкого металу з чудовим техніко–механічних комплексом властивостей зростає з кожним роком.

Сучасне виробництво первинного алюмінію складається з двох процесів отримання глинозему Al_2O_3 за схемою Байера К. Г та отримання металевого алюмінію шляхом електролізу розплавленого глинозему за технологією Холла-Герольда. Попри за все, для забезпечення економічного зростання нашої країни складовою частиною економіки є розвиток внутрішнього ринку. Алюмінієва промисловість України, за даними програми «Алюміній України», представлена Миколаївським глиноземним заводом (МГЗ), Запорізьким алюмінієвим комбінатом (ЗалК), заводами з виготовлення вторинного (спільне підприємство «Інтерсплав», «Укргермет», «Обімет»), Броварським заводом алюмінієвих будівних конструкцій [4].

Проте постійно простежуються проблеми в тенденціях розвитку ринку, а саме зростання імпортної залежності, обмеження участі вітчизняного виробника і споживача у процесах відтворення внутрішньої складової національної економіки, відплив фінансових ресурсів за кордон, гальмування інноваційних процесів та недовиробниц-

тво потенційного ВВП [3]. Окрім цього, на тлі пандемії коронавіруса 2020 року світовий ринок алюмінію за підсумками першого кварталу стиснувся на 6,4%, до 14,4 млн тонн [5]. А з початком повномасштабної війни Росії проти України розвиток внутрішнього ринку кольорових металів, особливо алюмінію, розглядається як серйозна загроза економічній безпеці країни. А відновлення попиту на алюмінієву продукцію буде відбуватися вкрай повільно.

Окрім цих проблем виробництво первинного алюмінію є енергоємним та неекологічним процесом, яке потребує високого споживання електроенергії та використання невідновлюваного у природі глинозему [3].

Нинішня криза і повільне відновлення попиту тягне за собою ризик істотного скорочення виробничих потужностей, що можливо передбачає навіть зупинку ряду заводів і скорочення виробництва [1–3]. У свою чергу зупинка цих підприємств, які є великими роботодавцями та великими платниками податків у регіональні і місцеві бюджети, може дестабілізувати ситуацію в країні.

Альтернативою виробництва первинного алюмінію стає застосування вторинної сировини при виплавці сплавів [3]. Крім того, це дозволяє створювати не величезні заводи-гіганти для виробництва первинного алюмінію, а невеликі підприємства, які чутливі до всіх змін, що відбуваються в галузі, особливо пов'язаних з динамікою кон'юнктури ринку [3]. Також вагомим аргументом на користь виробництва вторинного алюмінію є зниження витрат електроенергії під час його випуску.

Таким чином, для забезпечення конкурентноспроможності та стимулювати виробництво в Україні й економічний ринок необхідно зіграти свою роль в переході ливарних підприємств на алюміній.

Список літератури

1. *Дорошенко, В. С.* Тенденции мирового и украинского рынков отливок и развития технологии литья в зеркале / В. С. Дорошенко, В. А. Гнатуш // Металлообработка. – 2018. – № 1-2. – С. 29-33.

2. Дорошенко, В. С. Мировой Состояние и перспективы мирового рынка металлоотливок и место в нем отечественного литейного производства / В. С. Дорошенко, В. А. Гнатуш Металлообработка. – 2018. – № 3. – С. 66-70.

3. Ткаченко, А.М. Основні тенденції розвитку алюмінієвої промисловості на сучасному етапі / А.М. Ткаченко, Ю.Ю. Ястребова // Економіка пром-сті. – 2004. – № 5. – С. 33-38.

4. Кольорова металургія України [Електронний ресурс]. Режим доступа: https://www.wikiwand.com/uk/Кольорова_металургія_України.

5. Міжнародна служба статистики Worldsteel [Електронний ресурс]. Режим доступа: https://www.worldsteel.org/media-centre/press-releases/2020/June-2020-crude-steel-production.html.

УДК 669.715:66.067

Т.Г. Цір

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

e-mail: jknd-t@ukr.net

ТЕХНОЛОГІЯ РЕОЛИТТЯ ЯК СПОСІБ БОРОТЬБИ З ГАРЯЧИМИ ТРІЩИНАМИ У СПЛАВІ ВАЛ10

Високоміцні ливарні сплави, одним з яких є ВАЛ10, широко використовуються для виготовлення деталей відповідального призначення в авіабудуванні. Основним процесом виготовлення таких деталей є кокільне литво. Виробництво фасонних виливків способом литтям під тиском є практично неможливим через утворення гарячих тріщин, що пов'язано з неоднаковою швидкістю охолодження в різних частинах (термічних вузлах) фасонного виливка. Слід зауважити, що вміння впливати на процес твердннення може привести до позитивного результату щодо гарячеламкості. Спосіб лиття частково закристалізованого сплаву «Rheocasting», при якому металева суспензія з глобулярною морфологією кристалів позитивно впливає на кінцеві характеристики виливків з алюмінієвих сплавів, дає надію на вирішення проблеми гарячеламкості виливків з алюмінієвих високоміцних сплавів.

У роботі досліджено технологічні умови отримання виливків без гарячих тріщин методом реолиття. Використовуючи локально-охолоджуючий елемент (матеріал – графіт), розплав перемішували при температурах перегріву над лінією ліквідус від 50 °С , 15, 10 та 5 °С. При даних температурах відбирали проби в кварцову трубу (діаметр внутрішній – 8 мм, товщина стінки трубки 1,5 мм) вакуумним всмоктуванням. Для порівняння при тих же температурах відбирали проби без перемішування розплаву (рис. 1 а, б, в). Встановлено, що в зразках, одержаних з розплаву, перегрітому на 10 та 5 °С вище температури ліквідус без перемішування, спостерігається утворення тріщини (рис.1 б, в). Такий результат можна пояснити високою швидкістю тве-

рднення пристінного шару розплаву. Внаслідок цього утворюється певний температурний та концентраційний перепад з рідким металом, що призводить до утворенням тріщини. Таке пояснення підтверджується і різницею розміру зерна в пристінній області та в центрі зразка (рис. 2а «Зона 1» і «Зона 2» відповідно). При перегріві розплаву на 15 °С без перемішування відсутні тріщини, але розмір зерна найбільший.

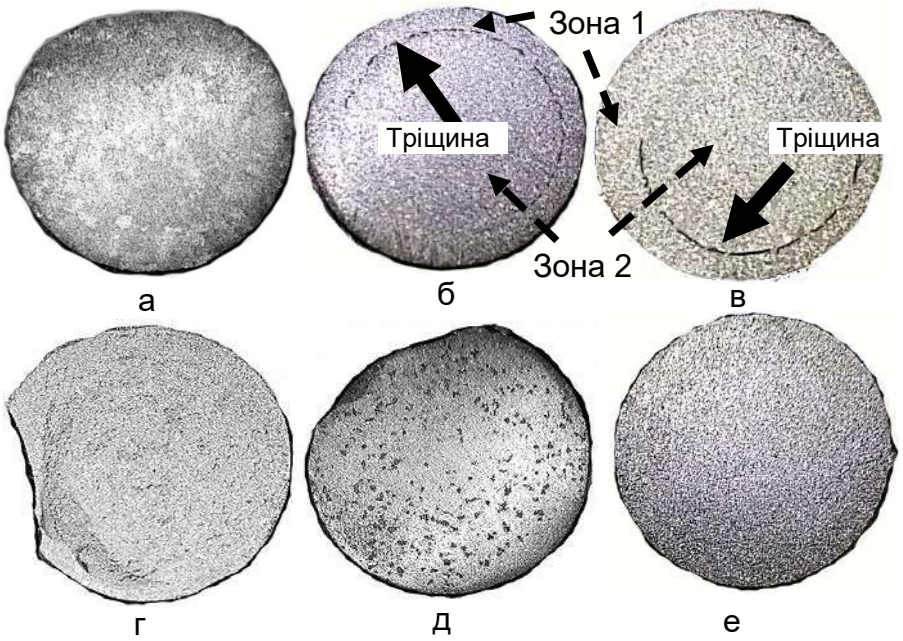
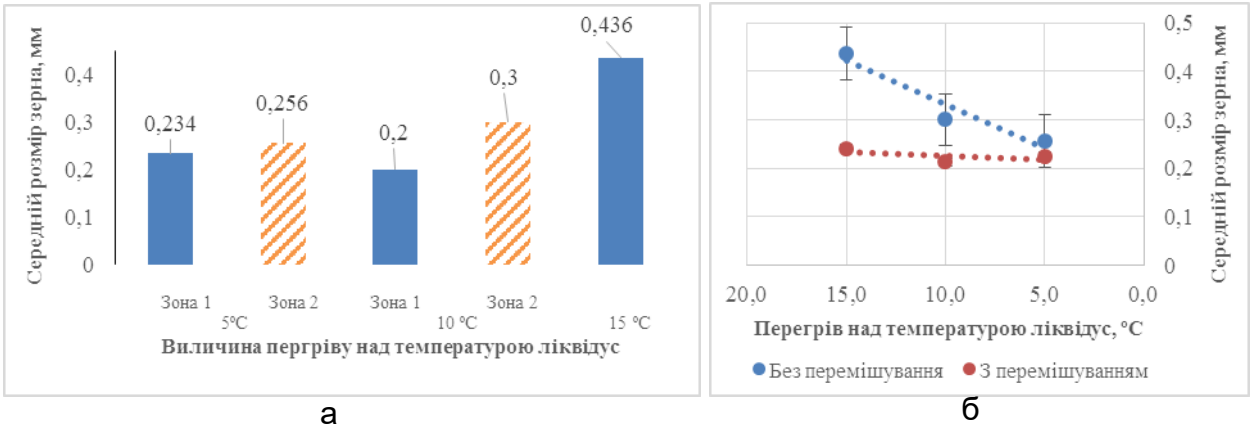


Рис. 1 - Макроструктура зразків сплаву ВАЛ10: без перемішування (а, б, в) та з перемішуванням (г, д, е), відібраних при перегріві розплаву над температурою ліквідус 15, 10 та 5 °С відповідно



а б

Рис. 2 – Розмір зерна в зразках сплаву ВАЛ10 з тріщинами, що одержані без перемішування розплаву (а) та залежність середнього розміру зерна від величини перегріву розплаву над температурою ліквідус за умови перемішування та при його відсутності

менший, ніж в зразках, де відсутнє перемішування (рис. 2 б). Отже, реолиття при певних технологічних параметрах запобігає процесам утворення тріщин у високоміцних

алюмінієвих сплавах, але для кінцевого висновку потрібно провести подальші дослідження.

УДК 669.715: 669.141.246:62-412:594.1:542.65

В.Ю. Шейгам, А.Г. Пригунова, М.В. Кошелєв, Л.К. Шеневідько, А.Г. Вернидуб

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

e-mail: adel_nayka@ukr.net

МОДИФІКУВАННЯ СПЛАВУ ВАЛ10 ВІБРУЮЧИМ КРИСТАЛІЗАТОРОМ У ПОВЕРХНЕВИХ ШАРАХ РОЗПЛАВУ

У роботі досліджено можливість управління структурою виливка із високоміцного сплаву ВАЛ10 через відкриту поверхню надливу із застосуванням кристалізатора, вібруючого з частотою 50 Гц і амплітудою 0,5 мм, який занурений на 8-10 мм під дзеркало розплаву, що знаходиться у волограновій формі з низькими теплофізичними характеристиками: теплопровідність - 0,16 Вт/(м·К), теплоємність - $1{,}185 \cdot 10^3$ Дж/(кг·К). Макроструктура та розмір зерна у виливках, одержаних при різних параметрах експерименту, представлено відповідно на рис. 1 та в табл. 1.

Таблиця 1 – Середній розмір макрозерна виливків

Маркування зразків на рис.1	а	б	в	г	д	е
Розмір макрозерна, мкм	1218	3370	376,5	564,7	353	421,7

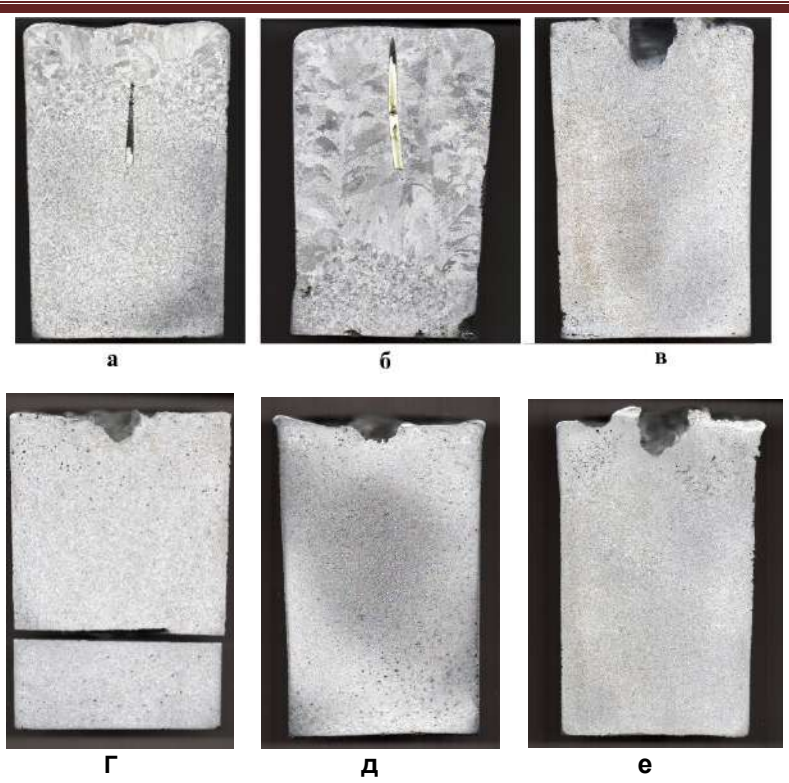


Рис. 1 – Макроструктура виливків: а – $t_м$ = 720 °С, $t_ф$ = 20 °С, без вібрації; б – $t_м$= 720 °С, $t_ф$= 720 °С, без вібрації; в – $t_м$ = 700 °С, вібрація; г – $t_м$ = 720 °С, вібрація; д – $t_м$ = 720 °С, початок процесу вібрації при 670 °С; е – $t_м$ = 720 °С , $t_ф$ = 720 °С, вібрація

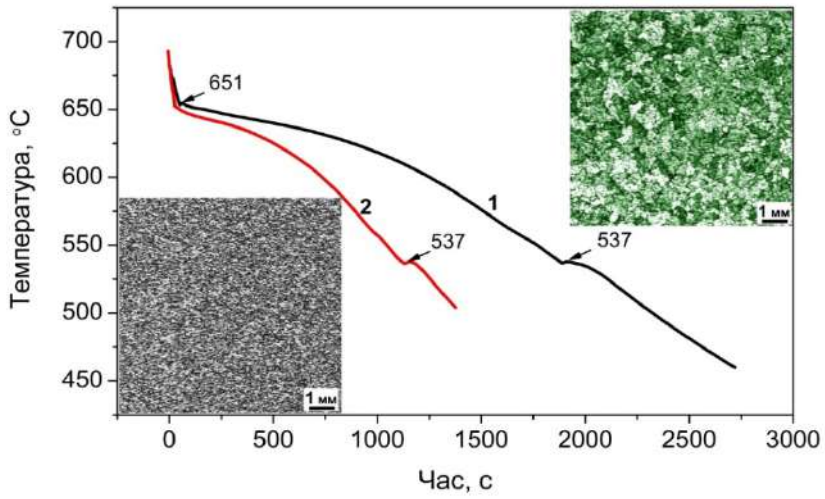


Рис. 2 – Криві охолодження розплаву при різних умовах твердіння: 1 – $t_м$ = 720 °С, $t_ф$ = 20 °С, без вібрації; 2 – $t_м$ = 720 °С, $t_ф$ = 20 °С, температура початку вібрації ($t_{вібр.}$) 670 °С

Криві охолодження свідчать, що вібрація кристалізатора у поверхневих шарах розплаву з температурою 670 °С в 1,7 рази зменшує час твердіння металу в формі ($t_ф$ = 20 °С), в 3,5 рази зменшує розмір макрозерна (рис. 2), підвищує механічні властивості (табл. 2).

Таблиця 2 – Механічні властивості виливків в литому стані

Температурні параметри експериментів	Механічні властивості		
	$\sigma_в$, МПа	δ, %	Твердість НВ
$t_м$ = 720 °С, $t_ф$ = 20 °С, без вібрації	198,7	0,83	70
$t_м$ = 720 °С, $t_ф$ = 20 °С, вібрація, $t_{вібр}$ = 670 °С	268,1	6,5	90

За даними фізичного моделювання такі зміни структури та властивостей виливків зі сплаву ВАЛ10 обумовлено генерацією та рівномірним розподілом дрібних кристалів-центрів кристалізації під дією вібруючого кристалізатора.

УДК 669.245.018:629

О.Й. Шинський, Ю.Г. Квасницька, І.І. Максюта, О.В. Михнян, К.Г. Квасницька

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

e-mail: mixnyan@ukr.net

ОСОБЛИВОСТІ СТАБІЛІЗАЦІЇ ФАЗОВО-СТРУКТУРНИХ ХАРАКТЕРИСТИК СУЧАСНИХ ВІТЧИЗНЯНИХ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ГТД ПОДОВЖЕНОГО РЕСУРСУ РОБОТИ

Актуальність розробки нових жароміцних корозійностійких сплавів пов’язана з необхідністю забезпечення роботи лопаток газотурбінних двигунів (ГТД), при температурі газу на вході в турбіну 1150-1200 °С, що дозволить підвищити потужність у порівнянні з ГТД, які розроблені раніше, у тому числі на державних підприємствах, таких як Науково-виробничий комплекс газотурбобудування (ДП НВКГ) «Зоря»-

«Машпроект» (м. Миколаїв), ЗМКБ «Івченко-Прогрес»(м. Запоріжжя), що є провідними підприємствами у світі з розробки та виробництва морських та наземних ГТД для суднобудування, енергетики та газоперекачувальних агрегатів.

Формування оновленого фазового складу марочних вітчизняних жароміцних сплавів шляхом легування комплексом тугоплавких елементів, який б поєднував високий опір високотемпературній сольовій корозії, також водневому окрихченню, з жароміцністю, є актуальною матеріалознавчою проблемою, вирішення якої складає наукову новизну розробок відділу фізико-хімії ливарних процесів ФТІМС НАН України.

Згідно аналізу науково-патентної літератури, введення тугоплавких елементів, таких як реній, тантал, рутеній при збалансованому вмісті хрому до основного легуючого комплексу на нікелевій основі, забезпечить зростання жароміцності без погіршення корозійної та водневої тривкості.

Виходячи з вищесказаного, **метою** представленого авторами повідомлення, є вдосконалення фазово-структурного стану жароміцних нікелевих сплавів шляхом легування тугоплавкими металами для подовження ресурсу роботи робочих лопаток турбіни високого тиску ГТД у високоагресивних газових середовищах. Основним **завданням** дослідження було визначення оптимальної концентрації та співвідношення легуючих елементів основного та додаткового комплексу у жароміцному сплаві та дослідження їх впливу на фазово-структурні особливості сплаву, фізико-механічні характеристики, тривалу міцність та водневу тривкість литих виробів.

Об'єкти дослідження – марочні жароміцні сплави типу ХН57КВЮТМБРЛ-ВІ (марка СМ88Y) та ХН57КВТЮМБЛ (марка СМ104-ВИ), додатково леговані танталом і ренієм. **Предмет дослідження** – структурна стабільність, структурно-фазові, фізичні, температурні, корозійні і механічні властивості жароміцних нікелевих сплавів в умовах експлуатації.

На даному етапі досліджень із модельних сплавів відлито ВІ-методом циліндричні зразки - свідки та деталі газотурбінного двигуна UGT-5000 для контролю структурних особливостей та ступеня рафінованості сплавів, комплексу фізико-механічних характеристик деталей.

На першому етапі досліджень для встановлення оптимального хімічного складу сплавів використовували методи математичного планування експериментів, розрахункові методики і комп'ютерні програми. Це дозволило прогнозувати рівень експлуатаційних характеристик литих виробів і вибрати раціональні режими легування сплавів тугоплавкими металами, при яких виключається утворення в аустенітній мат-

риці лопаток окрихчуючих фаз, які дестабілізують фазово-структурний стан сплавів при експлуатації.

Розраховані групи регресійних моделей (РМ) типу «склад-властивість» та «параметр-властивість» для оцінки параметрів структурної стабільності, структурно-фазових, фізичних, температурних, корозійних і механічних характеристик для класу жароміцних нікелевих сплавів, що досліджується.

За результатами досліджень створена узагальнена комплексна розрахунково-аналітична методика для розрахунку комплексу експлуатаційних властивостей для розробки оптимізованого складу вітчизняних промислових марок перспективних ГТД.

На даний час проведено лабораторно-промислові випробування деталей ГТД, таких, як робочі та соплові лопатки компресорів з двох вищезазначених марок сплавів та оформлено патентну документацію у ФТІМС НАН України.

УДК 669.245.018:629

О.Й. Шинський, Ю.Г. Квасницька, І.І. Максюта, О.В. Михнян, К.Г. Квасницька

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

e-mail: mixnyan@ukr.net

ВИКОРИСТАННЯ МЕТОДІВ ЗНИЖЕННЯ ЗАБРУДНЕННЯ ФОСФОРОМ РОЗПЛАВІВ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ

Вирішення завдання більш глибокого рафінування багатокомпонентних розплавів нових розроблених жароміцних сплавів для полі- або монокристалічних деталей різного типорозміру нових поколінь газотурбінних установок (ГТУ), вимагає постійного проведення комплексу досліджень, складність і обсяг яких залежить від марки сплавів, конфігурації, габаритів.

Останні роки у ФТІМС НАН України інтенсивно проводяться дослідницькі та конструкторські роботи з вдосконалення складу фільтрів та прийомів внутрішньоформеного рафінування розплавів за допомогою фільтруючих елементів. Значну увагу також приділено теоретичному обґрунтуванню та практичному випробуванню введення до складу жароміцних сплавів рафінуючих мікролегуючих добавок.

Як показує аналіз досягнутих результатів, для обох напрямків реалізації рафінування розплавів, найбільш ефективним є поєднання засобів очищення, тобто повної або часткової нейтралізації шкідливих домішкових елементів дозованим введенням мікролегуючих елементів до складу сплавів з подальшим рафінуванням розплаву застосуванням фільтрів.

Виходячи з вищезазначеного, **метою даної роботи** автори вважали встановлення методів найбільш ефективного рафінування розплавів нових, розроблених за останні роки у ФТІМС НАН України, високохромистих жароміцних сплавів для робочих і соплових лопаток ГТУ з рівновісною та орієнтованою структурою від шкідливого впливу фосфору.

У літературі є суперечливі відомості про вплив фосфору на властивості жароміцних сплавів. Так, фосфор може переходити в розплав при виплавці у вакуумних печах з плавильних тиглів, в складі вогнетривких сумішей для яких, з метою підвищення міцності, використовують сполуки з вмістом до 4 % (по масі) оксиду фосфору P_2O_5. Встановлено, що так як сполука NiP у сплавах на основі нікелю має низьку температуру плавлення (850 °С), то фази, які містять фосфор, є місцем напруження і поширення тріщин, що пов’язано з їх розташуванням, переважно по границях зерен, також спостерігається утворення виділень фосфідів ніобію.

Серед рафінуючих добавок найбільш високу дифузійну рухливість має ітрій, але, його нейтралізуюча дія на домішки відбувається переважно на початкових етапах експлуатації, тобто вже при старінні. Ефективну нейтралізуючу дію можуть здійснювати також гафній, церій, лантан, коефіцієнти дифузії яких нижчі, ніж у ітрію, і тому їх позитивний вплив має виявлятися на більш пізніх етапах експлуатації. З перерахованих вище рафінуючих добавок найбільшу хімічну спорідненість до багатьох елементів - домішків має лантан, що може надати йому суттєву рафінуючу дію.

За базовий склад хімічних компонентів нового сплаву був обраний сплав СМ88Y типу ХН57КВЮТМБРЛ з додатковим легуванням тугоплавкими елементами, такими як реній і тантал.

Авторами роботи проведено дослідження впливу температури розплаву та підігріву фільтрів в залежності від геометричних параметрів на межу закупорювання каналів фільтру при рафінуванні. Швидкість потоку розплаву під час заливання оцінювали на рівні 0,01 м/с, щільність розплаву жароміцного сплаву 8,7 кг/м^3, в'язкість розплаву 0,64 · 10^{-3} м^2/с при температурі заливання Т - 1560 °С. При масі виливків 10 кг, швидкості заливання 1,1 кг/с, оптимальну результативність очищення від фосфору вдалося отримати при пористості 15 ppi, висоті фільтру 20 мм, діаметрі 50 мм, по-

чатковій температурі підігріву фільтра $T_{фільтру}$ – 950 °С, $T_{розплаву}$ – 1560 °С. Слід зазначити, що надлишкове підвищення Т заливання на 150-200 °С над Т ліквідус, може призводити до вторинної дисоціації неметалевих вкраплень та знизити ступінь очищення розплаву.

Дослідження макро- та мікроструктури показало зменшення розміру макрозерен та основних структурних складових (інтерметалідної та карбідної фаз) дослідного сплаву у зразках після рафінування у порівнянні зі зразками, отриманими за звичайною технологією при одноступеневому рафінуванні. Це можна вважати позитивним наслідком очищення границь зерен від неметалевих вкраплень різного типу, зокрема, фосфідів, також сульфідів. Після проведення термічної обробки і випробувань на тривалу міцність методом МРСА встановлено, що після мікролегування спостерігаються лише окремі локальні піки концентрації фосфору в матриці та γ' - фазі сплаву. Так, вкраплення у вигляді складних сполук з фосфором було виявлено в міждендритних просторах і на границях між первинними кристалами γ' - фази у вигляді округлих утворень розміром 0,5-2,0 мкм з хімічним складом, %, мас: 9,75 Cr; 8,65 Co; 26,70 Ni; 4,94 Mo; 0,25 La; 9,21 Ta; 2,06 W; 4,42 S; 0,66 Re; 0,62 Al; 0,74 Si; 5,62 P; до 100 % кисень, вуглець.

Відзначено також більш інтенсивне протікання коагуляції дисперсних частинок зміцнюючої γ' - фази в монокристалічних сплавах з підвищеним вмістом фосфору і встановлено гранично допустимий вміст фосфору (0,01 % (по масі)), при якому не фіксували зниження тривалої міцності і пластичності виробів жароміцних сплавів.

Показано, що, на відміну від сірки, виділень частинок фосфору, які містяться у вкрапленнях LaP, на поверхні фільтру майже не спостерігається. Це можливо пояснити тим, що фосфор є слабким поверхнево-активним елементом, внаслідок чого ефективність рафінування за допомогою лише застосування фільтрів знижена, у порівнянні, наприклад, з сіркою.

Більш високі значення механічних характеристик,у тому числі довговічності сплавів зі зниженим вмістом домішок фосфору після двоступеневого рафінування пояснюється зменшенням кількості ділянок з підвищеною локальною концентрацією цих домішок в твердому γ - розчині та границях зерен, меншим ступенем порушення когерентного зв'язку між γ- та γ' – фазами, і відповідно, його більш високою структурною і термодинамічної стабільністю при температурах експлуатації.

ДК 669.245.018:629

О.Й. Шинський, Ю.Г. Квасницька, І.І. Максюта, О.В. Михнян, К.Г. Квасницька

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

e-mail: mixnyan@ukr.net

ОЦІНКА СТРУКТУРНОЇ СТАБІЛЬНОСТІ І ОПТИМІЗАЦІЯ СИСТЕМИ ЛЕГУВАННЯ МЕТОДОМ PHACOMP

Практика використання нікелевих жароміцних сплавів для литих деталей газотурбінних двигунів (ГТД) показала, що важливим параметром забезпечення їх підвищених міцнісних та пластичних характеристик є стабільність фазового складу в процесі заданого часу роботи. Тому оцінку структурної стабільності відповідальних деталей ГТД та прогнозування утворення в них крихких фаз (топологічно щільноупакованих (ТЩУ) фаз:σ-; μ-фази) необхідно проводити на стадії розробки нових композицій.

При цьому необхідно врахувати загальні напрямки легування нікелевих сплавів, які володіють високою корозійною стійкістю та жароміцністю.

В роботі проведена оптимізація системи легування по методиці прогнозування структурної стабільності за допомогою методу PHACOMP.

Він отримав найбільш широке розповсюдження для оцінки фазової стабільності промислових сплавів, тому що заснований на практичному використанні відомого ефекту: σ-фаза є інтерметалідною сполукою і утворюється з аустенітної матриці в інтервалі хімічного складу сплавів, що характеризуються визначеними значеннями концентрацій електронних вакансій N_v (число електронних вакансій матриці за вирахуванням частки елементів, які входять в карбіди та бориди). Розрахунок N_v для забезпечення структурної стабільності ЖС проводився, виходячи з його хімічного складу. Розрахунок N_v, визначений за допомогою рівнянь, які закладені в комп'ютерну програму, враховує як вплив нових легуючих елементів, практику експлуатації виробів з ЖС, так і кінетику випадання крихких фаз в залежності від часу та температури.

Для досягнення необхідного рівня жароміцності в розрахунках враховували кількість легуючих елементів , які формують об'єм γ′-фази, яка зміцнює матеріал, а також корегували кількість тугоплавких елементів з коефіцієнтом розподілу $к_{еф}>1$.

Визначення концентрації електронних вакансій потребує встановлення фаз, які утворюються в сплавах, послідовності, в якій вони формуються в γ-матриці.

Послідовність така:

- утворення боридів $(Mo_{0,5}Ti_{0,15}Cr_{0,25}Ni_{0,1})_3B_2$;
- утворення карбідів (моно карбідів ZrC, HfC, TaC, NbC, TiC; комплексних карбідівMe_6C, $Me_{23}C_6$;);
- утворення зміцнюючої γ′-фази $(Ni_{0,88}Co_{0,08}Cr_{0,04})_3$ (Al, Ti, Ta, Nb, Hf, V)).

Після розгляду цих реакцій, визначають склад залишкової матриці. Він дозволяє розрахувати число електронних вакансій.

З розрахунків складу γ-матриці дослідного матеріалу після тривалої роботи матеріалу(≥ 500 – 5000 год.) визначають значення середнього числа електронних вакансій N_v. При цьому приймають, що кожний елемент, який входить в аустенітну матрицю характеризується своїм постійним значенням N_{vi}, а сплав після тривалого старіння знаходиться у стані рівноваги і всі очікувані в ньому фази утворилися, а N_v є лінійною функцією складу матриці.

Розрахунки проводили в два етапи:

1) знаходили склади зміцнюючих фаз (γ´-фази, карбідів, боридів) з подальшим їх відніманням від загального складу сплаву з метою визначення складу залишкового аустеніту (γ);

2) знаходили середню густину електронних вакансій для твердого розчину N_v, за рахунок складу залишкового аустеніту.

При цьому було використано наступний порядок розрахунку складу наявних фаз:

– склад сплаву визначається в атомних відсотках;

– сума концентрації алюмінію, титану, ніобію, вольфраму, танталу, ренію, що залишилася після виділення карбідів, плюс хром, вміст якого становить ~ 3 % в атомних відсотках і при взаємодії з потрійною кількістю нікелю утворюють γ-фазу – Ni3(Al, Nb, Ti, Cr);

– кількості фаз, які розраховані в п. 2, потім визначається загальна сума з подальшим відніманням від повного складу сплаву. Остаточний склад (весь аустеніт) потім приймається за 100 %;

– новий склад матриці використовується для розрахунку середньої кількості електронних вакансій шляхом:

$$N_{Vcep}=\sum_{i=1}^{n} m_i\,(N_V)_i,$$

де $N_{v\,сер.}$ – середня кількість електронних вакансій для сплаву;

m_i – атомна частка даного елементу;

N_v – кількість електронних вакансій даного елемента;

n – число елементів в матриці.

Розрахунковими методами встановлено, що для жароміцних корозійностійких сплавів показник схильності до утворення σ–фази $N_{v\ cep}$ не повинен перевищувати 2,4.

УДК 621.74:669.14.017

С.Я. Шипицин, [1]М.В. Карпець, Г.Є. Федоров, І.В. Олексенко, П.С. Юрченко

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

тел. +380 44 4243512, e-mail: odus@ptima.kiev.ua

[1]Національний технічний університет України ім. Ігоря Сікорського (КПІ), м. Київ

ДИСПЕРСІЙНЕ І ДИСПЕРСНЕ НІТРИДНЕ ЗМІЦНЕННЯ СТАЛІ ГАДФІЛЬДА

Існують дві точки зору на механізм деформаційного зміцнення сталі Гадфільда. Перша, основна - мартенситне перетворення нестабільного до γ → α мартенситу, перетворення при ударному навантаженні. Друга, яка набирає прихильників, - зміцнення за рахунок зміни дислокаційної структури сталі (двійникування, підвищення щільності дислокацій, диспергування блоків мозаїки і інше) аустеніту при деформуванні [1, 2, 3]. Однозначної точки зору немає, бо в більшості випадків механізми зміцнення досліджуються при деформації розтягом, чи тиском.

Дослідили вплив ударної пластичної деформації в інтервалі: 5,1 - 16,6 % на зміну структури поверхневого шару сталі Гадфільда за технологією: разовий удар пневматичним ковальським молотом зразка в спеціальних матрицях, які дозували вертикальну деформацію поверхні зразка на 1; 2 і 3 мм (рисунок). Тобто, в залежності від ступеня ударної деформації деформаційне зміцнення сталі Гадфільда може відбуватися за обома вказаними механізмами.

Схема ударного деформування зразків

Встановлено, що ударне деформування зі ступеня у інтервалі 5,5 ÷ 16,6 % підвищує у деформованому шарі з 40 % до 98 % кількість α – мартенситу з відносною низькою ступеню тетрагональності c/a = 1,01 – 1,02, що забезпечує підвищення твердості шару з 24 HRC до 36 HRC. Дисперсійне нітрид - ванадієве зміцнення при легуванні сталі азотом і ванадієм і дисперсне нітридне зміцнення нітридами титану і ніобію при легуванні сталі азотом, титаном і ніобієм підвищує ефективність ударно – деформаційного зміцнення – дисперсійне на 3 ÷ 5 HRC, дисперсне до 7 HRC. Модифікування азотом, дисперсійне нітридне зміцнення та попереднє ударно– деформаційне зміцнення підвищує у 1,5 – 2,0 рази зносостійкість сталі при сухому терті ковзанням, а дисперсне зміцнення - у 1,7 – 2,0 рази при абразивному зношуванні з використанням незакріпленого і закріпленого абразиву. В першому випадку, підвищення зносостійкості досягається за рахунок додаткового деформаційного зміцнення при терті ковзанням за рахунок двійникування, а в другому - за рахунок гальмування процесу мікрорізання нітридами титану і ніобію.

Крім того, встановлено, що модифікування азотом, дисперсійне та дисперсне зміцнення забезпечує зниження у 1,5 – 3,0 рази індекс забрудненості сталі марки 110Г13Л неметалевими вкраплинами і їх диспергування з 4 до 9 балу аустенітного зерна у литому і гартованому стані, підвищення на 15 ÷ 17 % міцності, на 40 – 60 % пластичності при збереженні рівня в’язкості сталі.

Застосування розроблених методів дисперсійного та дисперсного зміцнення сталі Гадфільда прогнозують підвищення експлуатаційної довговічності литва не тільки за рахунок підвищення зносостійкості сталі, але і за рахунок зниження схильності до крихкого руйнування виливків.

Список літератури:

1. Kalidindi S.R. Modeling the strain hardening response of low SFE FCC alloys, International Journal of Plasticity. 12 (1998) 12651277.

2. Влияние статического и циклического нагружений на мартенситные превращения аустенитной стали 110Г13Л / Клевцов Г.В., Клевцова Н.А., Кукушкин С.С., Кожанова Н.В. // Фундаментальные исследования. 2004. № 5.

3. Yan W., Fang L., Sun K., Xu Y. Thermodynamics of nanocrystilline formation in surface layer of Hadfield steel by shot peening, Materials Science and Engineering A. 445-446 (2007) 392-397.

УДК 621.74.08

В.П. Школяренко

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

УДОСКОНАЛЕННЯ МЕТОДИКИ КОНТРОЛЮ ТЕМПЕРАТУРИ РОЗПЛАВІВ

У сучасній науковій літературі з ливарного виробництва [1], під контролем температури рідких металів і сплавів здебільшого мається на увазі процес вимірювання температури, що не зовсім одне й те саме. Такий стан справ викликаний, як недотриманням вимог державних стандартів до термінів та визначень [2], так і відсутністю типової методики температурного контролю рідких металів та сплавів. У зв'язку з вищевикладеним, метою цієї статті є розробка типової методики контролю температури рідких металів та сплавів на основі виявлення спільності та відмінності понять контролю та вимірювання.

Контроль температури рідких металів – це процес визначення відповідності температури рідкого металу чи сплаву встановленим вимогам чи нормам [2]. Сутність температурного контролю складається з двох основних етапів – вимірювання та порівняння. Перший етап вимірювання температури рідких металів та сплавів називається первинною інформацією. На другому – первинна інформація (температура рідких металів та сплавів) зіставляється із заздалегідь встановленими вимогами, нормами або гранично допустимими значеннями температури рідких металів та сплавів. При цьому виявляється відповідність або невідповідність фактичної температури рідких металів та сплавів необхідної температури. Інформація про їхнє розходження

називається вторинною. Вона використовується для вироблення відповідних рішень щодо впливу на об'єкт контролю. У ряді випадків межа між цими етапами контролю невиразна. У цьому перший етап то, можливо виражений нечітко чи мало спостерігатися.

Результат контролю температури (*T*) визначається таким виразом:

$$T = \begin{cases} \textit{вище норми } (T > T_B); \\ \textit{норма } (T \geq T_H) \textit{ або } (T \leq T_B); \\ \textit{нижче норми } (T < T_H). \end{cases}$$

Отже, контроль складається з низки елементарних дій: вимірювального перетворення контрольованої величини; операції відтворення установок контролю; операції порівняння; визначення результату контролю. Вимірювання та контроль тісно пов'язані один з одним, близькі за своєю інформаційною сутністю та містять ряд загальних операцій (наприклад, порівняння, вимірювальне перетворення). У той самий час їх процедури багато в чому різняться:

результатом виміру є кількісна характеристика, а контролю – якісна;

вимірювання здійснюється в широкому діапазоні значень вимірюваної величини, а контроль зазвичай у межах невеликого числа можливих станів;

контрольні прилади, на відміну вимірювальних, застосовуються перевірки стану виробів, параметри яких задані і змінюються у вузьких межах;

основною характеристикою якості процедури вимірювання є точність, а процедури контролю – достовірність.

Схема методики температурного контролю рідких металів та сплавів представлена на Рис. 1.

Температурний контроль рідких металів та сплавів може бути класифікований за низкою ознак.

За формою порівнюваних сигналів контроль підрозділяється на аналоговий, у якому порівнянні піддаються аналогові сигнали, і цифровий, у якому порівнюються цифрові сигнали.

У практиці велике поширення набув так званий допусковий контроль [3, 4], суть якого полягає у визначенні шляхом вимірювання або випробування значення контрольованого параметра об'єкта та порівняння отриманого результату із заданими граничними допустимими значеннями. Окремим випадком допускового контролю є пе-

ревірка засобів вимірювань, у процесі якої досліджується попадання похибок засобу вимірювань у межі, що допускаються.

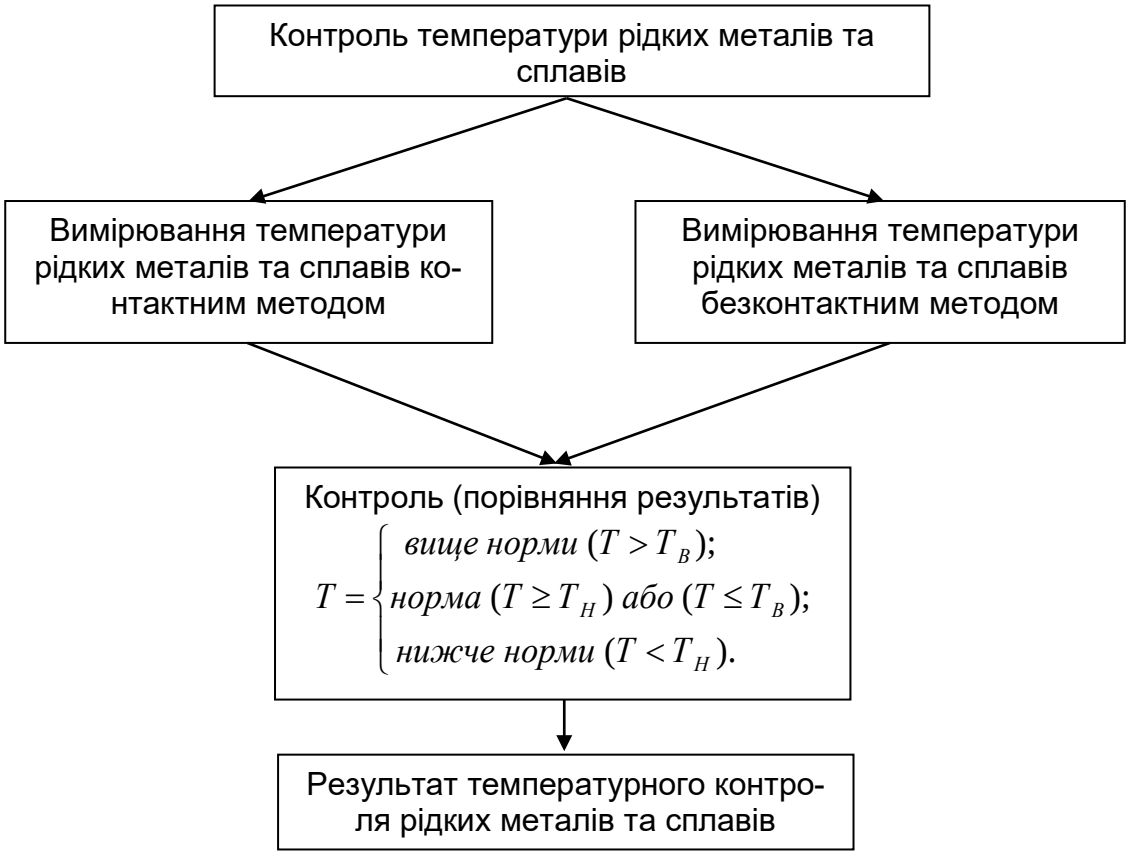


Рис. 1 Схема методики контролю температури рідких металів та сплавів

За розташуванням зони контрольованого стану розрізняють допусковий контроль станів:

температура рідкого металу нижче допустимого значення $T < T_H$;

температура рідкого металу вище допустимого значення $T > T_B$;

температура рідкого металу між верхнім і нижнім значеннями, що допускаються $T_H < T < T_B$.

Результатом контролю є не число, а одне із взаємовиключних тверджень:

контрольована температура рідких металів знаходиться в межах допустимих значень, результат контролю - "метал придатний до розливу";

контрольована температура рідких металів знаходиться за межами значень, що допускаються, результат контролю – «метал не придатний до розливу».

Рішення що «метал придатний до розливу» має прийматися, якщо виконується умова $T_H < T < T_B$, де, T_H, T, T_B – справжнє значення і верхнє і нижнє значення температури рідкого металу, що допускаються. Насправді ж із допустимими значеннями T_H і T_B порівнюється не справжнє значення T (оскільки воно невідоме), а якась оцінка T_0, отримана в результаті вимірювання. Значення T_0 відрізняється від T на величину похибки вимірювання $T = T_0 + \Delta$. Рішення "метал придатний до розливу" при проведенні контролю приймається у разі виконання нерівності $T_H \le T_0 \le T_B$. Звідси випливає, що при допусковому контролі рідкого металу можливі чотири результати.

1. Прийнято рішення «метал придатний до розливу», коли значення контрольованого параметра перебуває у межах, що допускаються, тобто, мали місце події $T_H \le T \le T_B$ та $T_H \le T_0 \le T_B$. Якщо відомі щільності ймовірностей законів розподілу температури рідкого металу $f(T)$ та похибки його вимірювання $f(\Delta)$, то при взаємній незалежності цих законів і заданих допустимих верхнім і нижнім значеннях параметра ймовірність події «метал придатний до розливу» $P_Г$ може бути представлена виразом

$$P_Г = \int_{T_H}^{T_B} f(T)\left[\int_{T_H - T}^{T_B - T} f(\Delta)d\Delta\right]dT$$

2. Прийнято рішення "метал не придатний до розливу", коли значення контрольованого параметра знаходиться поза межами значень, що допускаються, тобто, мали місце події $T < T_H$ або $T > T_B$ й $T_0 < T_H$ або $T_0 > T_B$. При обумовлених припущеннях ймовірність події "метал не придатний до розливу" $P_{НГ}$ може бути представлена виразом

$$P_{НГ} = \int_{-\infty}^{T_H} f(T)\left[\int_{-\infty}^{T_H - T} f(\Delta)d\Delta + \int_{T_B - T}^{\infty} f(\Delta)d\Delta\right]dT + \int_{T_D}^{\infty} f(T)\left[\int_{-\infty}^{T_H - T} f(\Delta)d\Delta + \int_{T_B - T}^{\infty} f(\Delta)d\Delta\right]dT .$$

У зв'язку з тим, що рішення придатний метал до розливу чи ні, приймає людина, необхідно враховувати і людський фактор у вигляді похибок першого та другого роду.

3. Так, наприклад, може бути прийняте рішення «метал не придатний до розливу», коли справжнє значення контрольованого параметра лежить у межах значень, що допускаються, тобто $T_0 < T_H$ або $T_0 > T_B$ і $T_H < T < T_B$, в такому разі придатний до розливу метал визнаний не придатним до розливу. І тут прийнято говорити, що має місце похибки I роду. Її ймовірність може бути представлена виразом P_1

$$P_1 = \int_H^{T_B} f(T)\left[\int_{-\infty}^{T_H - T} f(\Delta)d\Delta\right]dT + \int_{T_H}^{T_B} f(T)\left[\int_{T_B - T}^{\infty} f(\Delta)d\Delta\right]dT$$

4. І навпаки, може бути прийнято рішення «метал придатний до розливу», коли справжнє значення контрольованого параметра лежить поза межами значень, що допускаються, тобто, мали місце події $T < T_H$ або $T > T_B$, $T_H < T_0 < T_B$ і непридатний для розливу метал визнаний придатним. У цьому випадку кажуть, що сталася похибки II роду, ймовірність якої може бути представлена виразом

$$P_2 = \int_{-\infty}^{T_H} f(T)\left[\int_{T_H - T}^{T_B - T} f(\Delta)d\Delta\right]dT + \int_{T_B}^{\infty} f(T)\left[\int_{T_H - T}^{T_B - T} f(\Delta)d\Delta\right]dT .$$

Вищенаведені похибки I та II роду мають різне значення, як для ливарного виробництва, так і для споживачів (замовників) продукції ливарного виробництва. Похибки I роду ведуть до прямих втрат виробника ливарної продукції, оскільки помилкове визнання непридатним насправді придатного металу призводить до додаткових витрат пов'язаних із переплавленням.

Похибки II роду позначаються на споживачі, який отримує неякісні виливки. При нормальній організації відносин між споживачем та виробником, брак, виявлений першим з них, призводить до рекламацій та збитків ливарного виробництва.

Розглянуті ймовірності $P_Г, P_{НГ}, P_1, P_2$ при масовому контролі партій ливарного виробництва характеризують середні частки придатного, непридатного, неправильно забракованого та неправильно пропущених виливків серед усієї контрольованої сукупності. Очевидно, що $P_Г + P_{НГ} + P_1 + P_2 = 1$.

Достовірність результатів допускового контролю описується різними показниками [3, 4], серед яких найбільшого поширення набули ймовірності похибок P_1 та P_2

роду, при цьому ризики ливарного виробництва та ризики замовника (споживача) ливарної продукції можуть бути розраховані за формулами:

$$R_{ПР} = \frac{P_1}{P_1 + P_{НГ}}; \quad R_{ПОТР} = \frac{P_2}{P_2 + P_Г},$$

де $R_{ПР}$ - ризик виробника виливків;

$R_{ПОТР}$ - ризик споживача виливків.

Найважливішим завданням планування температурного контролю у ливарному виробництві є вибір оптимальної точності вимірювання температури рідких металів та сплавів. При завищенні похибок вимірювання температури рідких металів і сплавів, що допускаються, зменшується вартість засобів вимірювань, але збільшуються ймовірності похибок при контролі, що в кінцевому підсумку призводить до збільшення браку виливків. При заниженні похибок, що допускаються, вартість засобів вимірювання зростає, що відповідно призводить до збільшення собівартості виливків, але при цьому ймовірність похибок контролю зменшується.

Висновки.

1. Виявлено спільності й відмінності понять контролю та вимірювання температури рідких металів та сплавів.

2. Встановлено, що контроль температури розплавів безпосередньо пов'язаний з поняттям якості продукції ливарного виробництва.

3. Розроблено методику, що дозволяє здійснити цілеспрямований пошук значень такої похибки вимірювання температури розплавів, яка при заданих верхньому і нижньому значеннях контрольованого параметра забезпечила б допускові значення ймовірностей похибок або відповідні ризики виробника і споживача продукції ливарного виробництва.

4. Запропоновано при виборі засобів контрою температури розплавів визначати оптимальну точність їх вимірювання за критеріями мінімізації суми втрат від браку та вартості контролю з розрахунком їх вартості відомими методами оптимізації стосовно кожного конкретного ливарного виробництва.

5. Визначено, що для раціонального вибору характеристик точності засобів вимірювання температури рідких металів і сплавів повинні бути задані значення ймовірностей похибок першого і другого роду у кожному випадку, стосовно конкретного ливарного виробництва.

Список літератури

1. Теория и практика ваграночной плавки: Монография / Туяхов А.И., Жук В.Л., Ярмоленко А.И., Мельник А.А., Елигин В.Н. – Донецк: Норд-Пресс, 2008. – 294 с.
2. ГОСТ 16504-91. Испытания и контроль качества продукции. Основные термины и определения. – 48 с.
3. Контроль якості продукції в машинобудуванні: Навч. посіб. – К.: ІВЦ «Видавництво «Політехніка», 2008. – 332 с.
4. Сергеев А.Г., Крохин В.В. Метрология: Учебное пособие для вузов. – М.: Логос, 2000. – 408 с.

УДК 669.715:620.197.5

О. А. Щерецький, Д. С. Каніболоцький, А. М. Верховлюк

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

e-mail: kanibolotsky@univ.kiev.ua

ТЕРМОДИНАМІЧНИЙ АНАЛІЗ ВПЛИВУ ШКІДЛИВИХ ДОМІШОК НА ФАЗОВИЙ СКЛАД ПРОТЕКТОРНОГО СПЛАВУ АП4

В промислово розвинутих країнах збитки від корозії металів та сплавів складають від 2 до 4 % ВВП, а втрати чорного металу досягають до 20 % його річного виробництва [1,2]. Для протидії корозії до сталевого виробу приєднують протекторні аноди з більш активного металу. Дія протекторних анодів пов’язана з накопиченням їх поверхнею, яка руйнується під дією агресивних середовищ, від’ємного електричного заряду. Цей заряд переходить по контактній арматурі на стальну поверхню, що захищають. Тому окислювач (зазвичай це активний кисень) буде взаємодіяти не з електронами атомів заліза, окислюючи його, а з додатковими електронами, що потрапили до стального виробу від протекторного анода. Таким чином на сталі буде протікати переважно лише катодний процес, який не приводить до корозії виробу. Сам протекторний анод при цьому кородує більш швидко, ніж у випадку, коли він не приєднаний до сталевої конструкції. В якості протекторних анодів використовують сплави на основі магнію, цинку та алюмінію. Алюмінієві протекторні аноди є дешевими, мають низьку поляризацію, високі електропровідність, ємність та коефіцієнт ко-

рисної дії. Однак на поверхні алюмінію та більшості сплавів на його основі утворюється щільна оксидна плівка, яка значно знижує їхню протекторну активність. Тому до алюмінію додають легуючі добавки, які руйнують оксидну плівку та роблять електродний потенціал більш від'ємним: цинк, олово, магній, ртуть, індій, цирконій і деякі інші [3]. З іншого боку, кремній більше 0,2 мас. %, залізо більше 0,1 мас. % та мідь більше 0,01 мас. % є шкідливими домішками: вони зменшують ємність та електропровідність і збільшують електродний потенціал протекторного анода [4,5].

Для виробництва протекторів на основі алюмінієвих сплавів згідно ГОСТ 26251-84 необхідно використовувати високі марки алюмінію (А85 і вище), які в Україні не виробляються, а ціна їх з кожним роком зростає. На сьогодні вторинний алюміній не застосовується для виробництва протекторних сплавів через присутність в ньому шкідливих домішок заліза, кремнію та міді. Для використання вторинного алюмінію у виробництві протекторних сплавів потрібно вирішити ряд технологічних задач, а саме провести дослідження та встановити механізми шкідливого впливу заліза, кремнію та міді на протекторні властивості алюмінієвих сплавів та розробити технологічні прийоми, які дозволять усунути шкідливу дію підвищеного вмісту цих елементів.

Для того, щоб оцінити вплив цих домішок на фазовий склад алюмінієвого протекторного сплаву АП4, методом CALPHAD в програмі Thermo-Calc були розраховані технологічні фазові діаграми [6] даного сплаву з максимально припустимим вмістом легуючих елементів та домішок згідно ГОСТ 26251-84, а також із збільшеним відносно максимально припустимого вмістом заліза (до 1 мас. %), кремнію (до 0,5 мас. %) або міді (до 0,5 мас. %). Саме такі концентрації цих елементів характерні для більшості вторинних сплавів на основі алюмінію.

Показано, що шкідливий вплив заліза пов'язаний з виділенням по границях зерен інтерметаліда $Al_{13}Fe_4$, який має грубу голчасту структуру, тому зніжує ефективність протекторного сплаву. Для зменшення негативного впливу заліза запропоновано додатково легувати сплав марганцем, що зв'яже залізо у потрійну сполуку, яка має іншу структуру та, в свою чергу, буде менш негативно впливати на протекторний сплав.

Надлишковий кремній частково зв'язується магнієм у силіцид Mg_2Si, а частково виділяється у вільному вигляді та знижує електропровідність сплаву, що й погіршує його протекторні властивості. Для зменшення негативного впливу кремнію пропонується додатково легувати сплав магнієм. Показано, що при вмісті кремнію 0,5 мас. %, якщо вміст магнію збільшити з 0,5-1 мас. %, як рекомендується ГОСТ 26251-84, до 2 мас. %, то надлишковий кремній повністю зв'яжеться.

Негативна дія міді передусім пов’язана з її розчиненням в твердому розчині на основі алюмінію, що призводить до збільшення електродного потенціалу сплаву і відповідно до погіршення його протекторних властивостей. З розрахованої технологічної фазової діаграми даного сплаву можна зробити висновок, що при термічній обробці при температурі приблизно 120 °С практично вся мідь, яка знаходиться в твердому розчині алюмінію і погіршує його електричні властивості, може перейти в сполуку Al_2Cu, яка суттєво не буде впливати на протекторні властивості сплаву. Таким чином можливо зменшити шкідливу дію міді на протекторні сплави на основі алюмінію.

Результати аналізу побудованих технологічних фазових діаграм можуть бути покладені в основу розробки технологій одержання дешевих протекторних сплавів із вторинного алюмінію.

Список літератури

1. Koch, G.H., Brongers M.P. H., Thompson, N.G., Virmani, Y.P., Payer, J.H. Corrosion Costs and Preventive Strategies in the United States. – Houston: U.S. Department of Transportation, Federal Highway Administration, CC Technologies, NACE International, 2002. – 12 p.

2. Козлов, Д.Ю. (ред.) Руководство для подготовки инспекторов по визуальному и измерительному контролю качества окрасочных работ. – Екатеринбург: ООО «ИД «Оригами», 2009. – 202 с.

3. Crundwell, R.F. Sacrificial Anodes / R.F. Crundwell // Shreir's Corrosion, 4th edition. V. 4: Management and control of corrosion. Amsterdam, Boston, Heidelberg [etc.]: Elsevier, 2010, 1058 p. – P. 2763-2780.

4. Heggseth, A.O. Passivation and Reactivation of Aluminium Sacrificial Anodes / A.O. Heggseth // Master’s thesis in Materials Science and Engineering. Trondheim: Norwegian University of Science and Technology, 2019. – XVI, 103 p.

5. Wang S., Liang C., Huang N. Effects of Fe content on the corrosion behavior of Al-Zn-In-Mg-Ti-Si sacrificial anode / S. Wang // Applied Mechanics and Materials. – 2014. – V. 543-547. – P. 3793-3797.

6. Щерецький, О.А. Використання технологічних фазових діаграм для оптимізації режимів плавки та розливки вторинних алюмінієвих сплавів / О.А. Щерецький // Металознавство та обробка металів. – 2009. – № 2. – С. 40-44.

УДК 621.74:[669.162+669.18]

О.А. Щерецький, Р.А. Сергієнко, А.М. Верховлюк

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

e-mail: rsruslan17@gmail.com

ЖАРОСТІЙКІ ТА ЗНОСОСТІЙКІ ЛИВАРНІ ВИСОКОЕНТРОПІЙНІ ЧАВУНИ ТА СТАЛІ ДЛЯ ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

Екстремальні умови експлуатації – високі температури, агресивні середовища, інтенсивний абразивний і гідроабразивний знос деталей устаткування наносять значну шкоду господарству країни, а витрати на заміну пошкоджених деталей обчислюються десятками мільйонів гривень за рік. Жаростійкі деталі (насадки пальників, мазутні форсунки, наконечники газових пальників, теплові екрани паливоспалювальних пристроїв потужних котельних агрегатів теплоенергетичних блоків більшості теплових електричних станцій (ТЕС) України виготовляють із листового або круглого прокату сталей 10Х18Н9Т, 15Х23Н18, 18Х25Н19С, 25Х25Н19С2 тощо [1-3]. Аналіз експлуатації таких деталей показує, що тривалість їхньої роботи іноді становить всього декілька місяців, особливо, коли робочі температури перевищують 1000 ºС. В процесі експлуатації високотемпературних деталей (насадок, газових сопел) паливоспалювальних пристроїв котлоагрегатів ТЕС їх робоча температура досягає 1100…1250 ºС, при цьому зовнішніх навантажень такі деталі не несуть, окрім власної маси, тому виникає можливість заміни хромонікелевих сталей на нові значно більш жаростійкі ливарні матеріали. Оскільки насадки паливоспалювальних пристроїв піддаються інтенсивній абразивній дії вугільного пилу та інших складових палива і швидко зношуються. Тому виникає необхідність розробки принципово нових жаростійких та зносостійких литих матеріалів, які більш успішно зможуть працювати в таких екстремальних умовах експлуатації. Такими перспективними сплавами є високоентропійні сплави (ВЕСи), які містять не менше 5 основних компонентів, атомна концентрація кожного з яких в сплаві знаходиться між 5 і 35 ат.% [4, 5]. ВЕСи мають високу ентропію змішання, що призводить до пригнічення утворення інтерметалевих фаз і сприяє формуванню багатоелементного твердого розчину з простою кристалічною граткою (ОЦК, ГЦК або ОЦК + ГЦК). Такі сплави відрізняються високою міцністю, твердістю, зносо- і корозійною стійкістю, жароміцністю, жаростійкістю. Використання таких матеріалів дасть можливість суттєво підвищити роботоздатність устаткування ТЕС і підвищити його ККД.

На основі виконаного літературного аналізу, для приготування жаростійких та зносостійких високоентропійних чавунів та сталей були вибрані два базових сплави $FeCoCrNiAl_x$ та $FeCoCrNiMnAl_x$ і додаткові легуючі елементи (C, B, N, Si, Cu, V, Nb, W). Для виплавки високоентропійних сплавів та високоякісних лігатур було модернізовано вакуумну шахтну лабораторну піч (СШВЛ). Вольфрамовий нагрівач замінений на індукційний нагрів за допомогою високочастотного генератора KLN виробництва німецької фірми Leybold Heraeus GMBH, потужністю 6 кВт, частотою 20-22 кГц, максимальна температура перегріву розплаву складала 1800 °С. Плавку сплавів проводили в алундовому тиглі, який поміщали в графітовий стакан в атмосфері високочистого аргону з надлишковим тиском 15-20 кПа. Розроблені оптимальні режими плавки ВЕСів, які забезпечують, однорідність виливок: нагрів до температури 1600 °С зі швидкістю 20-50 °С/хв., витримка в рідкому стані 30 хв., та охолодження з піччю.

Розроблено методику дослідження жаростійкості, кінетики окислення високоентропійних сплавів та методику дослідження впливу термічної обробки на пружні властивості ВЕСів методом динамічного механічного аналізу (ДМА). Методика дозволяє визначати: температуру початку інтенсивного окислення; інтенсивність окислення; окалиностійкість сплавів; кінетику окислення.

Виплавлено 7 складів високоентропійних сплавів FeCoCrNi, FeCoCrNiMn, $FeCo_2CrNi_3Mn$, $Al_{27}Fe_{20}Co_{18}Cr_{16}Ni_{19}$, $Al_5Fe_{18}Co_{17}Cr_{15}Ni_{31}Mn_{11}V_3$, $Ti_2ZrHfNbTa$, $TiZr_2HfNbTa$ та досліджено їх жаростійкість та пружні властивості до та після термічної обробки. Досліджено окислення стандартних сталей Ст45 та Ст18Х10НТ, жароміцного сплаву СМ96 та двох систем високоентропійних сплавів: TiZrHfNbTa; $CrMnFeCoNiAl_x$.

Таблиця 1. Результати дослідження окислення сплавів за допомогою синхронного термічного аналізу

Сплав	Температура початку інтенсивного окислення,°С	Інтенсивність окиснення, Дж/г·см^2	Стійкість до окиснення, при 900°С, мг/см^2
СТ45	948,0	2840	32,8
СМ96	1113,1	358,3	8,5
$Ti_2ZrHfNbTa$	862,1	7059	22,3
$CrMnFeNi_2$	1094	2,2	1,22
$Al_{27}Cr_{16}Fe_{20}Co_{18}Ni_{19}$	-	-	0,5

Встановлено, що найменшу стійкість до окислення має сталь Ст45, потім високоентропійні сплави системи TiZrHfNbTa, далі жароміцний сплав СМ96, а сплави системи $CrMnFeCoNiAl_x$ мають найкращу стійкість до окислення.

Максимальну стійкість до окислення має високоентропійний сплав $Al_{27}Cr_{16}Fe_{20}Co_{18}Ni_{19}$, який не окисляється в дослідженому температурному інтервалі (від 25 °С до 1450 °С). Результати досліджень жаростійкості деяких сплавів приведені в таблиці 1.

Список літератури

1. Лютый, В.А. Хромоалюминиевые стали для изготовления жаростойких деталей теплоэнергооборудования / В.А. Лютый, Е.А. Платонов, Г.Е. Федоров, А.Е. Кузьменко, // Литейное производство. – 2001. – №4. – С. 13-15.

2. Кубашевский О., Гопкинс Б. Окисление металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1965. – 315 с.

3. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. – М.: МИСиС, 1999. – 480 с.

4. US 2002/0159917 A1, Int. Cl. C22C 30/00. High-entropy multielemental alloys / J.-W. Yeh // – №. 09/706,710; appl. Apr. 29, 2002; pub. Oct. 31. 2002, Patent publication application.

5. Ranganathan, S. Alloyed pleasures: multimetallic cocktails / S. Ranganathan // Current science. – 2003. –V. 85 – P. 1404-1406.

УДК 669.018.28:669.2/8:669.162.275

В.О. Щерецький

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

e-mail: rnmptima@ukr.net

ЗАСТОСУВАННЯ НАНОПОРОШКІВ ДЛЯ МОДИФІКУВАННЯ СТРУКТУРИ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЮ

Розроблена комплексна технологія одержання гібридних наномодифікаторів для алюмінієвих сплавів, яка включає етапи: 1. Синтез нанорозмірних порошків; 2. Нанесення їх на поверхню мікронних порошків алюмінієвого сплаву; 3. Одержання

наномодифікаторів методом теплової екструзії, вакуумного просочування, або синтез нанодисперсних частинок безпосередньо в алюмінієвих розплавах.

Виконано системний термодинамічний аналіз інтенсивності взаємодії найбільш уживаних стандартних алюмінієвих ливарних сплавів з частинками перспективними для використання в якості модифікаторів сплавів на основі алюмінію. Проведені термодинамічні розрахунки дозволили визначити, які дисперсні частинки термодиномічно є сумісними з сплавами алюмінію в залежності від вмісту основних легуючих елементів:

Удосконалено технологію одержання нанопорошків оксидів і карбідів перехідних та тугоплавких металів (Mo, Zr, Ti, W) електроіскровим методом, розроблено оптимальні технологічні режими їх одержання. Досліджено фазовий склад та термофізичні властивості одержаних нанопорошків.

Розроблено технологію нанесення нанодисперсних порошків безпосередньо на порошок алюмінієвого матричного сплаву термохімічним методом та формування нано-мікрогранул (алюмінієвий порошок-наночастинка), що запобігає агломерації нанорозмірних частинок.

Розроблено три технологічних схеми одержання нанопорошків, які можливо використовувати в якості модифікаторів:

а) Одержання нано-мікрогранул на основі алюмінієвих порошків;

б) Використання пересичених твердих розчинів (Al2,5Zr), одержаних методом розпилення розплавів водою;

в) Синтез нанодисперсних частинок безпосередньо в алюмінієвих розплавах з використанням сольових систем (NiAc, K_2ZrF_6, $ZrOCl_2$).

Розроблено два методи одержання наномодефікаторів:

1. Просочування нано-мікрогранул розплавами на основі алюмінію, що дозволяє одержувати модефікатори з нанорозмірними частинками в кількості від 0,5 до 3%;

2. Виготовлення модифікуючого дроту методом екструзії суміші порошків алюмінію та нанорозмірних частинок.

Методом синхронного термічного аналізу досліджено закономірності міжфазної взаємодії нанодисперсних порошків MoC, WC, ZrC, TiC, TiN, TiB_2, SiC з розплавами на основі алюмінію. Встановлено температури початку та кінця взаємодії та відповідні інтенсивності взаємодії нанорозмірних порошків з розплавами алюмінієвих показано, що:

– всі досліджені нанодисперсні карбіди (MoC, WC, TiC, ZrC) вступають в твердофазну реакцію, як з газорозпиленим порошком алюмінію марки А7 (алюмінієва пудра) так і з водорозпиленим порошком алюмінієвого сплаву АД31. Максимальна інтенсивність взаємодії в карбідів молібдену, мінімальна в карбідів титану;

– інтенсивність твердофазної взаємодії для всіх досліджених нанодисперсних карбідів вища для порошків із сплаву АД31, ніж для – сплаву А7;

– нанодисперсні карбіди молібдену та вольфраму вступають в активну взаємодію з розплавами як технічно чистого алюмінію, так і сплаву АД31 одразу після температури плавлення, причому інтенсивність взаємодії в зразку після екструзії значно вища;

– взаємодію нанодисперсних карбідів титану та цирконію з розплавами чистого алюмінію та сплаву АД31 до та після екструзії методом ДСК не зафіксовано;

– найбільш стійкі до алюмінієвого розплаву з досліджених карбідів є карбіди титану.

Встановлено, що незалежно від хімічного складу нанопорошків, їх кристалічної будови просторової групи, структурного типу, періоду гратки, щільності, температури плавлення та інших параметрів вони мають близький модифікуючий ефект. Оптимальна концентрація нанопорошку, яка забезпечує максимальне подрібнення структури сплаву та найбільш високий рівень властивостей, складає від 0,005 мас. частк %,. до мас. частк.0,05 %. При введені наночастинок в розплави спостерігається значне зменшення переохолодження при кристалізації. на основі цього розроблено метод експрес контролю ефекту модифікування розплавів нанрозмірними частинками та прогнозування структури і властивостей сплавів шляхом вимірювання величини переохолодження при кристалізації. Запропоновано механізм впливу наночастинок на розплав. Основною рушійною силою її взаємодії з розплавом є електричне поле, яке утворюється за рахунок наявності на поверхні частинок іон-радикалів та електроконтактної взаємодії з розплавом. Застосування нанорозмірних порошків в якості модифікаторів дає можливість зменшити розмір структурних складових в литому сплаві в 2-3 рази, збільшити міцність на 20-30 % та підвищити пластичність в 1,5-2 рази.

УДК 669.131.7

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

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

e-mail: alexyasinskyi@gmail.com

РЕГУЛЮВАННЯ МІКРОСТРУКТУРИ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ У ТОНКОСТІННИХ ВИЛИВКАХ

Розроблення нових високоефективних ресурсоощадних технологій отримання якісних виливків з високоміцного чавуну є одним із найважливіших завдань ливарного виробництва України. Прогресивним напрямком розвитку технологій високоміцного чавуну є підвищення ефективності оброблення вихідного розплаву шляхом застосування пізнього внутрішньоформового модифікування у протоковому реакторі, передбаченому конструкцією ливниково-живильної системи.

Плавки проводили в індукційній електропечі ємністю 10 кг. В якості шихти використовували переплав чушкового чавуну марки ПЛ2 (50 %) і звороту високоміцного чавуну (50 %). Хімічний склад отриманого шихтового чавуну (мас. ч., %): 4,12 C; 0,95 Si; 0,25 Mn; до 0,1 Cr; до 0,1 Cu; 0,026 S; 0,055 P. Необхідний вміст кремнію у вихідному чавуні забезпечували введенням в піч в кінці плавки розрахункової кількості феросиліцію FeSi75.

Далі отриманий розплав модифікували у протоковому реакторі ливарної форми магнієвими лігатурами FeSiMg7-1 або FeSiMg7-2 різних виробників, хімічний склад яких наведено у таблиці.

Таблиця – Хімічний склад лігатур FeSiMg7

Магнієва лігатура	Масова частка хімічного елементу, %					
	Mg	Ca	РЗМ	Al	Si	Fe
FeSiMg7-1	7,1	0,85	0,9	0,8	46,3	ост.
FeSiMg7-2	7,8	0,62	0,7	1,2	49,1	ост.

Вивчення впливу модифікування на мікроструктуру високоміцного чавуну проводили на шліфах, отриманих з пластин гребінчатої проби розміром 50×50 мм з товщиною їх перерізів посередині висоти 2,0; 2,5; 3,0; 4,0; 5,0; 10 мм.

Порівняльне дослідження феросиліцій-магнієвих лігатур типу FeSiMg7 показало, що обидві лігатури забезпечують високий ступінь сфероїдизації графіту (90-95 %), але значно різняться за впливом на ступінь графітизування структури, що харак-

теризується кількістю цементиту (або його відсутністю), щільністю розподілу включень кулястого графіту, співвідношенням ферит/перліт у металевій основі. При модифікуванні лігатурою FeSiMg7-1 та низькому вмісті кремнію (1,5 %) у структурі металу пластин утворюється цементит, кількість якого залежить від товщини перерізу і змінюється в межах від 37 до 20 %. У дослідах, де модифікування проводили лігатурою FeSiMg7-2, утворюється 15 % цементиту тільки при кристалізації пластин товщиною 2,0-2,5 мм, що охолоджуються найшвидше. В результаті модифікування лігатурою FeSiMg7-1 у всіх пластинах формується структура половинчастого чавуну з переважно перлітною металевою основою (фериту менше 10 %). При модифікуванні лігатурою FeSiMg7-2 перлітна металева основа утворюється лише в пластинах товщиною 2,0-2,5 мм, у структурі яких є цементит. У товстіших пластинах, кристалізація яких проходить без утворення цементиту, формується переважно феритна металева основа (~80 % фериту). Про більш високу графітизувальну здатність лігатури FeSiMg7-2 свідчить і значно більша кількість включень кулястого графіту.

З урахуванням результатів порівняльного дослідження модифікаторів, у дослідах по визначенню впливу масової частки кремнію на формування структури високоміцного чавуну в пластинах різної товщини модифікування проводили магнієвою лігатурою FeSiMg7-2 з вищою графітизувальною здатністю. Було вивчено вплив вмісту кремнію в межах від 1,5 до 2,5 % на параметри структури пластин залежно від їхньої товщини. При вмісті у високоміцному чавуні 1,5 % Si у структурі пластин товщиною 2,5 та 3,0 мм утворюється цементит у кількості 25-30 та 15 % відповідно. Кристалізація пластин більшої товщини проходить без утворення цементитної фази. При підвищенні вмісту кремнію до 2,0 % кількість цементиту у структурі пластин товщиною 2,0 мм зменшується до 15 %, а в пластинах товщиною 3 мм – до 5 %. При вмісті у високоміцному чавуні 2,5 % Si цементит практично був відсутній навіть у структурі найтоншої пластини товщиною 2,0 мм. За наявності у структурі пластин цементитної фази (досліди із вмістом кремнію 1,5 та 2,0 % Si) формується переважно перлітна металева основа.

В умовах проведеного дослідження при вмісті у високоміцному чавуні 2,7-3,0 % Si у структурі пластин гребінчатої проби товщиною від 3,0 до 15,0 мм забезпечується отримання феритної металевої основи (більше 90 % фериту) без утворення небажаної цементитної фази, наявність якої вимагає застосування спеціальних енергоємних режимів термічного оброблення.

УДК 621.746

В.В. Ясюков, Т.В. Лисенко, М.П. Тур

Державний університет "Одеська політехніка", Одеса

УПРАВЛІННЯ ПРОЦЕСАМИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ВИЛИВКІВ ТЕХНОЛОГІЧНИМИ МЕТОДАМИ

При заливанні метала в форму теплофізичний процес затвердіння виливка супроводжується фізичним процесом кристалізації розплаву. Теплообмінні процеси в системі виливок-разова піщана форма - навколишнє середовище впливають на умови формування структури в інтервалі температур $T_{лік}$ - $T_{сол}$ розплаву, що кристалізується.

Широке застосування разових форм на основі кварцового піску пояснюється безперечними перевагами: недефіцитність, дешевизна, широкий спектр технологічних властивостей (податливість, газопроникність, заповнюваність, регулювання складу та способів приготування тощо). Однак низькі теплофізичні характеристики перешкоджають процесу тепловідведення від твердіння відливка через стінку форми в навколишнє середовище. Це призводить до формування крупнокристалічної структури, знижуються механічні властивості виливків.

При заливанні металу в сиру форму (широко поширений варіант) в ній, крім термодинамічної циркуляції та природної та вимушеної конвекції газів протікають процеси випаровування вологи в гарячій зоні та конденсації в холодній, ефект гідродинамічного вичавлювання вологи газами та інші процеси. Усе це відбивається на інтенсивності охолодження виливка. Зі збільшенням вологості форми швидкість затвердіння виливка зростає приблизно на 50%. Показовим є ефективне значення коефіцієнта акумуляції теплоти b_2: при заливанні сталі у сиру форму він збільшується з 1500 до 1640 Вт $b_2 \to \text{Вт} \cdot c^{½} / (м^2 \cdot °C)$. Для чавуну ці значення змінюються від 1270 до 1500 Вт $b_2 \to \text{Вт} \cdot c^{½} / (м^2 \cdot °C)$. При цьому термофізичні властивості формувальної суміші (c, λ, b_2) також залежить від температури, щільності форми, змісту сполучного.

Однією з найважливіших властивостей кварцових формувальних пісків є декриптаційна активність, пов'язана з наявністю газо-рідинних включень. Поряд з алотропічними перетвореннями, що протікають у процесі нагрівання (кварц, тридиміт, кристобаліт), спостерігається чотири інтервали температур (50-120, 200-250, 350-425, 550-600 °C), за яких відбуваються вибухи газо-рідинних включень. Декриптаційна активність призводить до дефектів структури поверхні зерен кварцового піску, збі-

льшення браку лиття по ужимінам, пригару, газовим раковинам. Крім того, у кожній із модифікацій термодинамічні властивості (S, ΔH_T^o, ΔF_T^o) різні та залежать від температури. Також різняться теплопровідність та температуропровідність. Всі ці фактори впливають на теплові умови формування кристалічної структури виливків.

Експлуатаційна надійність виливків визначається, переважно, кристалічною будовою, величиною макро- і мікронеоднородностей, усадковою пористістю, зародженням гарячих тріщин та іншими дефектами, тобто знаходиться у прямій залежності від фізико-хімічних та теплофізичних процесів, що відбуваються при кристалізації та затвердінні сплавів. Ці процеси мають сприятливу спрямованість при форсованому об'ємному затвердінні розплаву та збільшенні швидкості кристалізації. Для отримання високих та стабільних за перерізом властивостей виливків шляхом досягнення однорідної та дрібнозернистої структури необхідно інтенсифікувати теплообмінні процеси в системі виливок - піщана форма - навколишнє середовище та впливати на зародишеутворення та кінетичні процеси на межі розділу рідкої та твердої фаз.

Для інтенсифікації процесів кристалізації використовуються різні напрямки дії. Серед них найбільш часто застосовують зміну теплоакумулюючої здатності вогнетривкого матеріалу форм і стрижнів, вплив на розплав зовнішніх факторів (віброімпульсна обробка, електромагнітне перемішування, вакуумне формування, суспензійне лиття) та безліч інших способів.

Теплофізичні властивості формувальних сумішей при використанні різних вогнетривких матеріалів значно відрізняються: наприклад, коефіцієнт акумуляції теплоти (сполучна силікат натрію) для кварцу 1260, для дистенсилліманіту 1470, для циркону 1820, для хромомагнезиту 2100, для хроміту 2380 $b_2 \to \text{Вт} \cdot c^{½} / (м^2 \cdot °C)$ Отже, можна регулювати швидкість охолодження виливка в широких межах. Інтенсивному тепловідводу сприяє досить щільний контакт формоутворюючої поверхні та виливка наприкінці заливання форми рідким металом. Про це свідчить зафіксована експериментально однакова температура поверхні виливка та форми, а також наявність пригару, який може формуватися з оксидів (гематит, магнетит, вюстит з різними термодинамічні властивості) згідно з принципом орієнтаційної та розмірної відповідності та добудовувати кристалічну решітку металу або формувальної суміші.

Хромомагнезитові матеріали внаслідок високої теплопровідності забезпечують спрямоване затвердіння виливків. Вони знайшли широке застосування при виробництві виливків з високолегованих сталей (110Г13Л), добре поєднуються зі стандартними сполучними, мають високі протипригарні властивості. Особливо ефективні су-

міші з хроміту та хромомагнезиту при литті великих сталевих виливків та тугоплавких металів.

При розробці та підтримці технології слід враховувати протипригарні покриття, що створюють тепловий бар'єр між твердіючим виливком та формою; інтенсивність тепловідведення у зоні контакту різко знижується. Для усунення цього фактора слід змінювати товщину та теплопровідність покриття.

Основним теплофізичним параметром ефективного регулювання процесів затвердіння та кристалізації виливків є коефіцієнт акумуляції теплоти, який безпосередньо пов'язаний із часом затвердіння виливка. Цей зв'язок може бути виражений коефіцієнтом затвердіння $K = f(b_2)$. Оскільки при підвищенні температури (ефект рекалесценції) b_2 зростає, разом з ним спостерігається асимптотичне зростання коефіцієнта затвердіння до межі, що відповідає $b_2 = \infty$. При збільшенні b_2 зростає загальна кількість тепла, що відводиться, це дозволяє отримати дрібнозернисту однорідну структуру в обсязі виливка.

Олівинові піски складають гідну конкуренцію кварцовим піскам при виготовленні виливків зі сталі та чавуну всіх типів. Їх можна використовувати практично у всіх технологічних процесах формоутворення. Вогнетривкість олівінових пісків вища, ніж у кварцових (температура плавлення 1890 °С), вони мають менший коефіцієнт температурного розширення, немає алотропічних перетворень. Теплопровідність олівіну вища, ніж у кварцу. Виливки, отримані у формах з оливінового піску, мають низьку шорсткість поверхні та відсутність пригару. З екологічного погляду олівін кращий у ливарному цеху - не викликає захворювання силікозом.

При використанні пінополістиролових моделей (ЛГМ) спостерігається активна взаємодія виливка, що формується и супроводжується термодеструкцією моделі с поглинанням тепла. Це позначається на усадці та щільності виливка, структури та хімічному складі металу, газонасиченості. При заливанні форми чавуном при 1300-1350 °С моделлю поглинається 14490 кДж/кг, а сталлю при 1550 - 1600 °С - 20500 кДж/кг. Час кристалізації металу в інтервалі $T_{лік}$ - $T_{сол}$ зменшується; щільність виливків із чавуну при ЛГМ 7,136 г/см^3, у порожній формі 7,104 г/см^3; щільність виливків із сталі при ЛГМ 8,013 г/см^3, у порожній формі 7,608 г/см^3. Це дозволяє в багатьох випадках відмовлятися від установки прибутків на виливках із чавуну та сталі.

Швидкість охолодження в процесі кристалізації впливає на якість виливків із силуміну. При використанні піщаних форм інтенсифікація відведення тепла в системі виливок-форма може реалізовуватися двома шляхами: введенням у формувальну суміш ендотермічного компонента (борна кислота H_3BO_3), який розкладається з пог-

линанням тепла; використання вогнетриву з вищою теплопровідністю (електрокорунд). Для силуміну це означає: виливок із звичайної формувальної суміші має σ_δ - 183 МПа, δ - 5,6 %; виливок із суміші з добавкою борної кислоти σ_δ - 228 МПа, δ - 10,2%; виливок із суміші з електрокорундом σ_δ - 227 МПа, δ - 10,1%. Швидкість охолодження рідкого металу у звичайній формі 1,1 °С/с, у формі з електрокорунду 1,87 °С /с.

Таким чином, більш інтенсивне тепловідведення дозволяє отримати виливки з різних сплавів із щільною, однорідною, дрібнозернистою будовою.

Література

1. Власов А.Д. Единицы физических величин в науке и технике. Справочник/А.Д. Власов, Б.П. Мурин. М. Энергоатомиздат, 1990. - 171 с.

2. Флемингс М. Процессы затвердевания / М.Флемингс. - М. Мир. 1977, - 423 с.

3. Ясюков В.В. Газы и неметаллические включения в стальных отливках/ В.В. Ясюков, Т.В.Лысенко, Е.А. Пархоменко/ Металл и литье Украины. - 2017, - № 11 - 12 - С.19 - 24.

XI МІЖНАРОДНА

НАУКОВО-ПРАКТИЧНА КОНФЕРЕНЦІЯ

МЕТАЛУРГІЯ 2022

ЗМІСТ

С.В. Аджамський, Г.А. Кононенко, Р.В. Подольский ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ЗМІНИ ШВИДКОСТІ СКАНУВАННЯ ЛАЗЕРА НА ОБЛАСТЬ ПОВЕРХНІ З ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ INCONEL 718……179

О.І. Бабаченко, Г.А. Кононенко, Р.В. Подольський, О.А. Сафронова, О.Л. САФРОНОВ НАУКОВЕ ОБҐРУНТУВАННЯ РЕЖИМІВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС З БЛЗ ДЛЯ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ОДНОРІДНОЇ СТРУКТУРИ ЗА ПЕРЕРІЗОМ ОБОДА……..182

В.В. Бочка, М.В. Ягольник, М.О. Фурсов, К.І. Маленко ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ЗАЛІЗНОЇ РУДИ НА ЯКІСТЬ КОМПЛЕКСНОГО ФЛЮСУ……185

В.В. Бочка, М.В. Ягольник, А.С. Дурадажі ЕВОЛЮЦІЯ РОЗВИТКУ ПРОФІЛЮ ПЕЧІ……..189

К.Р. Володько, О.М. Стоянов, Є.В. Синегін, Я.А. Кириленко ОЦІНКА МОЖЛИВОСТІ ВИКОРИСТАННЯ КАВІТАЦІЇ ДЛЯ ДЕГАЗАЦІЇ РІДКОЇ СТАЛІ……...194

О.М. Гришин, А.А. Надточий, В.О. Петренко ПРО МЕХАНІЗМ ВІДНОВЛЕННЯ CR_2O_3 ВИЩИМ КАРБІДОМ ХРОМУ ТА ДІЄЮ КАТАЛІТИЧНИХ ДОБАВОК……196

О.М. Гришин, А.А. Надточий, В.О. Петренко УЯВЛЕННЯ ПРО МЕХАНІЗМ ГАЗИФІКАЦІЇ ВУГЛЕЦЮ……...199

В.В. Єфіменко, М.М. Бойко, С.В. Журавльова, Н.В. Полякова АНАЛІЗ ВИКОРИСТАННЯ БІОМАТЕРІАЛІВ ПРИ ВИРОБНИЦТВІ ЗАЛІЗОРУДНИХ ОКАТИШІВ……201

С.В. Журавльова, В.С. Мамешин, К.А. Еміш ВИДАЛЕННЯ ШКІДЛИВИХ ДОМІШОК ПРИ ПОЗАПІЧНІЙ ОБРОБЦІ СТАЛІ……..203

В.Г. Кисляков, Л.С. Молчанов, М.В. Пушкаренко, О.Л. Руденко, Н.Є. Ходотова ВИБІР БАЗОВИХ КОМПОНЕНТІВ ШЛАКОУТВОРЮЮЧОЇ СУМІШІ ДЛЯ ОДНОСТАДІЙНОГО ВИДАЛЕННЯ ІЗ ЧАВУНУ SI, S, P……206

М.С. Кузнецов, Є.М. Сігарьов, Г.Ю. Крячко ЗМІНИ У МАКРОСТРУКТУРІ ЗЛАМУ ПРОБ ДОМЕННОГО ШЛАКУ ПРИ ВИКОРИСТАННІ ПИЛОВУГІЛЬНОГО ПАЛИВА...208

Т.А. Манукян, Є.М. Сігарьов, Д.В. Єськов, П.А. Мартиненко ФОРМУВАННЯ ГАЗОПОРОШКОВИХ СТРУМЕНІВ ПРИ ЗМІНІ КОНФІГУРАЦІЇ РОБОЧОГО ПРОСТОРУ НАКОНЕЧНИКА ЗАГЛИБНОЇ ФУРМИ……210

А.Г. Мєшкова, М.В. Сухарева, О.В. Саввін, Д.С. Мотрій АНАЛІЗ ЕФЕКТИВНОСТІ РОБОТИ СИСТЕМ ОБОРОТНОГО ВОДОПОСТАЧАННЯ ТОВ МЗ «ДНІПРОСТАЛЬ»……214

Р.В. Подольський, О.А. Сафронова, О.Є. Меркулов, Г.А. Кононенко ВИЗНАЧЕННЯ ТА СИСТЕМАТИЗУВАННЯ ШЛЯХІВ ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК ……218

В.Г. Раздобрєєв, К.Ю. Ключніков, О.І. Лещенко, Д.Г. Паламар ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ЗНАКОЗМІННОГО ЗГИНУ ШТАБИ НА ЗМІНУ ДЕФОРМАЦІЙНИХ ПАРАМЕТРІВ І МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ МЕТАЛУ……..221

В.О. Рубан, О.М. Стоянов, Є.В. Синегін, С.Б. Бойченко ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЯ ГРАФІТОВАНОГО ПОРОЖНИСТОГО ЕЛЕКТРОДУ ПРИ ОБРОБЦІ СТАЛІ НА УСТАНОВЦІ «КІВШ-ПІЧ»……224

В.О. Рубан, О.М. Стоянов, N. Raymakers, Є.В. Синегін МОДЕЛЮВАННЯ ПРОДУВКИ СТАЛІ ГРАФІТОВАНИМ ПОРОЖНИСТИМ ЕЛЕКТРОДОМ НА УСТАНОВЦІ «КІВШ-ПІЧ»……..226

О.В. Саввін, А.Г. Мєшкова, М.В. Сухарева, О.С. Соболевська ВИКОРИСТАННЯ ТЕХНІЧНИХ ЗАСОБІВ У МОНІТОРИНГУ ПОВІТРЯ М. ДНІПРО……228

Є.М. Сігарьов, А.А. Похвалітий, П.А. Якунін ОСОБЛИВОСТІ РУЙНУВАННЯ ФУТЕРІВКИ ЗАГЛИБНИХ ОБЕРТОВИХ ФУРМ……234

Є.М. Сігарьов, Д.В. Єськов, Т.А. Манукян ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ УМОВ ВДУВАННЯ РЕАГЕНТІВ НА ВТРАТИ МЕТАЛУ ПРИ КОВШОВОМУ РАФІНУВАННІ РОЗПЛАВУ……237

Є.М. Сігарьов, Ю.С. Лобанов, А.А. Похвалітий ОЦІНКА ЗАСМІЧЕНОСТІ ЗАЛІЗОВМІЩУЮЧИХ БРИКЕТІВ З ВИКОРИСТАННЯМ МЕТОДИКИ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ЕКСПЕРИМЕНТУ……...240

Є.М. Сігарьов, А.А. Похвалітий, Б.Е. Скорик ДО МЕТОДИКИ ОЦІНКИ ОЧІКУВАНОГО ВИХОДУ ЗАЛІЗА З МЕТАЛОДОБАВКИ……...244

С.В. Суховецький, Є.В. Синегін, С.В. Журавльова ОГЛЯД МЕТОДІВ ВИКОРИСТАННЯ ДОЦЕНТРОВИХ СИЛ ПРИ ПОЗАПІЧНІЙ ОБРОБЦІ І РОЗЛИВАННЯ СТАЛІ……247

Д.М. Тогобицька, І.Р. Снігура, В.П. Піптюк, С.В. Греков, О.В. Кукса НОВИЙ ПІДХІД ДО ОЦІНКИ ЕФЕКТИВНОСТІ ВИКОРИСТАННЯ ДОБАВОК ПРИ ПОЗАПІЧНІЙ ОБРОБЦІ СТАЛІ НА УСТАНОВЦІ «КІВШ-ПІЧ»……..249

Д.М. Тогобицька, О.П. Петров, І.Р. Снігура, Л.А. Головко, Ю.М. ЛІХАЧОВ ІНТЕГРОВАНА БАЗА ДАНИХ «ФЕРОСПЛАВИ». СТВОРЕННЯ ТА ПРАКТИЧНЕ ВИКОРИСТАННЯ……251

Д.М. Тогобицька, А.І. Бєлькова, Д.О. Степаненко, Н.О. Цюпа КОНТРОЛЬ ШЛАКОВОГО РЕЖИМУ ДОМЕННОЇ ПЛАВКИ ПО КОМПЛЕКСУ ФІЗИКО-ХІМІЧНИХ ТА ТЕХНОЛОГІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ КІНЦЕВОГО ШЛАКУ……..253

А.Ю. Худяков, С.В. Ващенко, К.В. Баюл, М.М. Бойко, Н.В. Полякова ДО ПИТАННЯ МОДЕЛЮВАННЯ ОПТИМАЛЬНОГО ВМІСТУ РІДКИХ В'ЯЖУЧИХ ДОБАВОК ПРИ ВИРОБНИЦТВІ БРИКЕТІВ…….255

А.П. Шевченко, І.О. Маначин, Б.В. Двоскін, О.М. Башмаков, С.А. Шевченко, В.П. Петруша РОЗРАХУНОВО-АНАЛІТИЧНА ОЦІНКА І ПЕРЕВІРКА ПОКАЗНИКІВ ПРОЦЕСІВ КОВШОВОЇ ДЕСУЛЬФУРАЦІЇ ЧАВУНУ РІЗНИМИ РЕАГЕНТАМИ У ПРОМИСЛОВИХ УМОВАХ……257

М.В. Ягольник, В.В. Бочка, М.О. Фурсов, А.С. Шкляр ОЦІНКА ВПЛИВУ ВЛАСТИВОСТЕЙ ШИХТОВИХ МАТЕРІАЛІВ ТА ЇХ ПІДГОТОВКИ НА ПРОЦЕС АГЛОМЕРАЦІЇ……..264

УДК 658.52:621.762.8

С.В. Аджамський[1], Г.А. Кононенко[1,2], Р.В. Подольский[1,2,3]

[1]LLC «Additive Laser Technology of Ukraine», Україна, Дніпро, info@alt-print.com

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

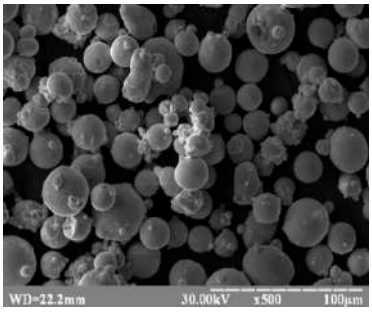
[3]Український державний університет науки і технологій, Україна, Дніпро

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ЗМІНИ ШВИДКОСТІ СКАНУВАННЯ ЛАЗЕРА НА ОБЛАСТЬ ПОВЕРХНІ З ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ INCONEL 718

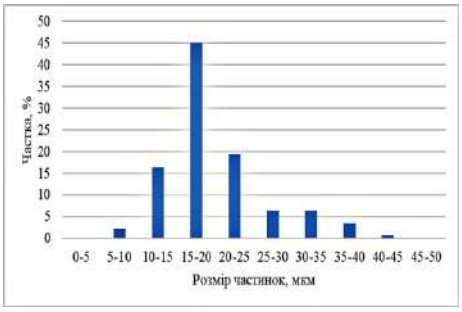
Суперсплав Inconel 718 широко застосовується для виготовлення елементів ракетних і авіаційних двигунів. Виробництво деталей зі складною формою трудомістке, та виробничі витрати стають значними через потребу в спеціальному оснащенні та збільшенні кількості технологічних операцій. Дане завдання можна вирішити завдяки використанню адитивних технологій, зокрема, заснованих на вибірковому лазерному плавленні (ВЛП) [1-4].

Метою роботи було встановлення раціональних режимів друку верхньої (up-skin) та нижньої поверхні деталі (down-skin) із товщиною робочого шару 30 мкм при постійній потужності 100 Вт із зміною швидкостей сканування лазера від 600 до 2200 мм/сек.

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 аналізу.



а



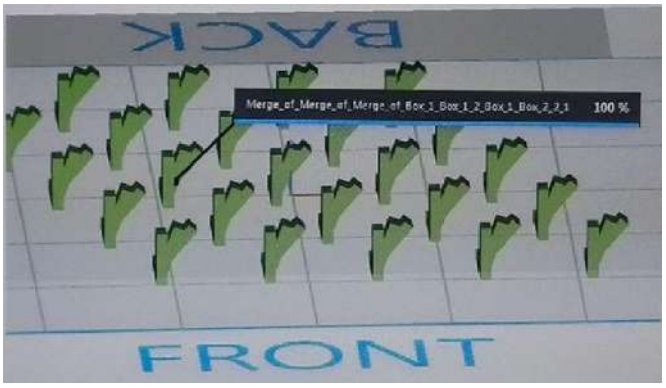
б

Рисунок 1 – Частинки матеріалу Inconel 718 при збільшенні 500 (а), результати гранулометричного аналізу (б)

Швидкість сканування лазерного променю для верхньої (up-skin), нижньої поверхні (down-skin) та внутрішнього заповнення деталі (in-skin) змінювали відповідно до даних табл. 1. Постійними параметрами процесу були: потужність променю – 100 Вт, товщина робочого шару – 30 мкм, відстань між проходами сканування лазеру – 0,05мкм, діаметр променю лазера – 0,12 мм, середовище процесу - аргон. Загальний вигляд дослідних зразків після виготовлення представлений рис. 2, вони являли собою пластини з нахилом до горизонтальної площини під кутом 90º (вертикальні), 70º та 45º.

Таблиця 1 – Швидкість сканування променю шарів (Down/ In/ Up-skin), мм/с

	A	B	C	D	E
1	600/600/800	600/850/800	600/1100/800	600/1350/800	600/1600/800
2	1000/600/1200	1000/850/1200	1000/1100/1200	1000/1350/1200	1000/1600/1200
3	1400/600/1600	1400/850/1600	1400/1100/1600	1400/1350/1600	1400/1600/1600
4	1800/600/2000	1800/850/2000	1800/1100/2000	1800/1350/2000	1800/1600/2000
5	2200/600/2400	2200/850/2400	2200/1100/2400	2200/1350/2400	2200/1600/2400



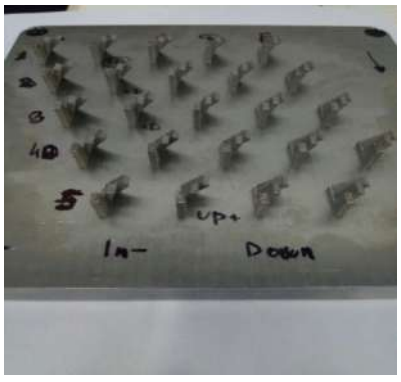


Рисунок 2 – Загальний вигляд

Зразки в координатах (А, 1-5) (вертикальні), на рівні Up-skin є області з порушеною цілісністю треків, що призводить до погіршення зовнішнього вигляду, а також рівномірності макроструктури. При детальному аналізі при збільшенні зображення було відзначено нерівну поверхню границі зразка.

Зразки в координатах(Е, 1-5) (вертикальні) мають дефект - помаранчевий колір, колір мінливості, що говорить про можливе спікання порошку між накладанням шарів. Слід зазначити, що на зразках (Е, 3-5) є дефекти, що порушує цілісність треку в області границі.

Вертикальні зразки, що лежать у координатах (3D, 4D, 5C, 4C, 3C, 4B, 5B) при візуально-оптичному контролі (ВОК) up-skin рівномірний, мають чітко видимі треки, не спостерігається явно вираженої границі (що значно виступає над основним шаром).

При ВОК на зразках з нахилом 45˚ для граней зразків (2C, 3C, 4C, 5C, 4D, 5D, 3D) спостерігаються рівномірні надруковані шари, які не мають явних дефектів. При ВОК зони down-skin встановлено, що зразки (1B, 2B, 3B) мали чітко сформовані рівно збудовані без дефектів, що вказують на спікання порошку, треки.

ВИСНОВКИ

1. Ґрунтуючись на візуально-оптичному контролі, було відібрано режими та проведено аналіз отриманих результатів.

2. Встановлено, що для отримання бездефектної області up-skin та down-skin при виготовленні деталей авіа- космічного призначення, залежно від кута нахилу поверхні, при постійній потужності 100Вт, швидкість руху лазера має бути в межах 1600-1750 мм/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. 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. Adzhamskyy, H. A. Kononenko, and R. V. Podolskyi, Analysis of Structure after Heat Treatment of Inconel 718 Heat-Resistant Alloys Made by SLM-Technology, Metallofiz. Noveishie Tekhnol., 43, No. 7: 909–924 (2021) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.43.07.0909.

УДК 669.14.018.29:669.11

О.І. Бабаченко, Г.А. Кононенко, Р.В. Подольський, О.А. Сафронова, О.Л. Сафронов

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

НАУКОВЕ ОБҐРУНТУВАННЯ РЕЖИМІВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС З БЛЗ ДЛЯ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ОДНОРІДНОЇ СТРУКТУРИ ЗА ПЕРЕРІЗОМ ОБОДА

Висока надійність і довговічність металовиробів, як правило, пов'язана з поліпшенням якості металу і, перш за все, забезпечується однорідністю його структури. При виробництві залізничних коліс з безперервнолитої заготовки існують деякі особливості: при прискореному охолодженні сталі в залежності від умов затвердіння формується хімічна неоднорідність, спадковий вплив якої, проявляється у вигляді нерівномірності мікроструктури по перетину обода, а в окремих мікрооб'ємах сприяє

утворенню структур гарту та скупченню неметалевих включень. Вважається, що досягнення високих механічних властивостей обода залізничного колеса з вуглецевої сталі забезпечується за рахунок формування в ній структури високодисперсного перліту – сорбіту і доевтектоїдного фериту в невеликій кількості у вигляді сітки по границях колишніх аустенітних зерен. За умови підвищеного вмісту вуглецю в сталі чи легуючих елементів, або в місцях ліквації (локального підвищеного вмісту) хімічних елементів, можуть утворюватися структури гарту поблизу поверхні, з боку якої виконується охолодження. Наявність таких структур призводить до необхідності проведення повторної термічної обробки та додаткових витрат металу на чистову механічну обробку коліс. Чинна технологія потребує перегляду, і в першу чергу шляхом використання замість технології зі сталою витратою охолоджувача нової з регульованим диференційним охолодження з забезпеченням зміни інтенсивності охолодження обода в процесі термічної обробки.

Термічна обробка залізничних коліс є технологічною операцією, яка визначає кінцевий комплекс механічних властивостей готового виробу. За останні десятиріччя технологія прискореного охолодження залізничних коліс в Україні принципово не змінювалась – від хімічного складу сталі залежить температура перед початком охолодження, а від маси колеса – його тривалість, протягом операції витрата охолоджувача не регулюється.

Разом з тим, в останні роки відомі дослідження іноземних фахівців, спрямовані на забезпечення однакової швидкості охолодження зовнішнього шару і внутрішніх шарів металу обода, для максимального вирівнювання структури металу на поверхні і в глибині, для отримання оптимальної структури по всій товщині робочого шару обода. В різних країнах та у різних фахівців загальні підходи до вирішення цього завдання мають свої відмінності.

Розробка нових науково-обґрунтованих режимів термічної обробки для залізничних коліс зі сталей різного хімічного складу неможлива без чіткого розуміння фазових і структурних перетворень, що протікають в сталі при обробці, а також факторів, що впливають на стійкість переохолодженого аустеніту. Таким чином, робота спрямована на підвищення якості залізничної продукції в умовах модернізації виробничого устаткування є актуальною.

В роботі досліджено вплив хімічної мікронеоднорідності в ободах залізничних коліс різного хімічного складу на утворення гартівних структур при прискореному охолодженні та на механічні властивості. За результатами аналізу впливу хімічних елементів на кінетику фазових перетворень встановлено, що зміни хімічного складу

сталі значно впливають на кінцевий фазовий склад та на рівень механічних властивостей.

Виконано дослідження забрудненості неметалевими включеннями ділянок ободів залізничних коліс із структурною неоднорідністю (ділянок з структурами гарту).

Встановлені закономірності впливу хімічної неоднорідності на особливості формування кінцевої структури і комплекс механічних властивостей обода залізничного колеса. Встановлений зв'язок ділянок, збагачених хімічними елементами, з ділянками з гартівними структурами. Досліджена кінетика розпаду аустеніту сталей для залізничних коліс різного хімічного складу з урахуванням хімічної неоднорідності та її вплив на механічні властивості (твердість).

Експериментально в лабораторних умовах за власною методикою визначений інтервал припустимих швидкостей охолодження поверхневих і центральних ділянок обода коліс різного хімічного складу при прискореному охолодженні: максимальних припустимих швидкостей охолодження поверхні кочення для запобігання утворення структур гарту і мінімально необхідних швидкостей охолодження центральних ділянок обода колеса з утворенням однорідної структури та високих механічних властивостей.

Встановлені критичні температури та закономірності розпаду аустеніту сталей для залізничних коліс різного хімічного складу при безперервному охолоджені в діапазоні швидкостей, які забезпечують формування феритно-перлітної структури різного ступеня дисперсності без утворення голчастої структури.

Експериментально визначено швидкості охолодження по перерізу обода залізничного колеса при сталій витраті охолоджувача згідно чинної технології термічної обробки.

Методом кінцевих елементів створено модель розрахунку зміни температури по перетину обода в процесі термічної обробки коліс за поточною технологією на основі експериментального визначення швидкостей охолодження на різній відстані від поверхні в ободі колеса в процесі термічної обробки. За допомогою розробленої моделі зміни температури по перетину обода в процесі термічної обробки коліс досліджено вплив на неї хімічної неоднорідності та різних температурно-часових параметрів. Встановлені особливості фазових перетворень за перетином обода залізничного колеса в залежності від відстані до охолоджувальної поверхні (поверхні кочення). Перевагою отриманих результатів є урахування ліквації основних хімічних елементів сталей для залізничних коліс.

Розроблені рекомендації по зміні режимів термічної обробки коліс зі сталей різного хімічного складу, застосування яких забезпечує розпад аустеніту у встановленому діапазоні швидкостей охолодження, для підвищення їх надійності та довговічності. Розроблено рекомендації по вдосконаленню режимів прискореного охолодження при термічній обробці залізничних коліс різного хімічного складу з урахуванням модернізації устаткування на термоділянці колесо-прокатного цеху ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ», що дозволять підвищити рівномірність структури за перетином обода і зменшити глибину утворення голчастих мікроструктур в процесі прискореного охолодження у порівнянні з існуючою технологією.

Випробувано в промислових умовах рекомендований спосіб термічної обробки залізничних коліс, який забезпечує рівномірну структуру по перерізу обода залізничних коліс зі сталей різного хімічного складу.

Висновки:

1. Показано присутність в ободах коліс, виготовлених із БЛЗ, структурної неоднорідності: спостерігаються нерівномірно розташовані ділянки з структурами відпущеного мартенситу і бейніту. Встановлено зв'язок ділянок, збагачених хімічними елементами, з ділянками з гартівними структурами. Після травлення мікрошліфів в гарячому розчині пікрату натрію показано, що нерівномірний розподіл мартенситних і бейнітних ділянок в мікроструктурі зразків ободів коліс є наслідком дендритної ліквації хімічних елементів, в першу чергу, марганцю.

УДК 669.162

В.В. Бочка, М.В. Ягольник, М.О. Фурсов, К.І. Маленко

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ЗАЛІЗНОЇ РУДИ НА ЯКІСТЬ КОМПЛЕКСНОГО ФЛЮСУ

В умовах підвищення ефективності сучасного агломераційного процесу та зменшення енергозатрат актуальними є розробка і використання в процесах окускування металургійної сировини нового типу флюсу – так званого комплексного флюсу. Основною відмінністю цього флюсу є те, що він вносить в аглошихту значний набір мінералогічних сполук (ферити, силікати та алюмінати кальцію і інші), які суттєво покращують умови спікання і якість агломерату [1].

Одним із напрямків виробництва комплексного флюсу заданого складу та властивостей є отримання комбінованих гранул, утворених кусочками вапняку крупністю 3-10 мм та оболонкою товщиною 0,25-0,90 мм із залізорудних матеріалів (концентрат, залізна руда) шляхом поєднання процесів випалу вапняку та утворення феритів кальцію [2].

На кафедрі чавуну і сталі були проведені дослідження особливостей випалу вапняку та утворення феритів з гранул, оболочку яких утворює шар залізної руди крупністю 0-10 мм, що вміщує в порівнянні з концентратом менше рудного мінералу і більше пустої породи. Досліди проводили при певному співвідношенні залізної руди, вапняка та палива, а саме, вапняк/руда/паливо: 100/0/12, 90/10/10, 80/20/12, 70/30/10. Огрудковану шихту спікали в агломераційній чаші. Якість виробленого комплексного флюсу оцінювали величиною питомої продуктивності установки по CaO:

$$Q_{акт} = \frac{0{,}06 \cdot П(CaO_{акт} + CaO_{карб})}{S \cdot \tau}, \text{ т/м}^2\cdot\text{год}, \quad (1)$$

де

П – вага спека, кг;

$CaO_{акт}$ – вміст активного оксиду CaO, %.;

$CaO_{карб}$ – вміст оксиду кальцію у складі $CaCO_3$, %;

S – площа спікання, м^2, (S = 0,075 м^2);

τ – час спікання, хв.

Результати проведених досліджень приведені на рис. 1.

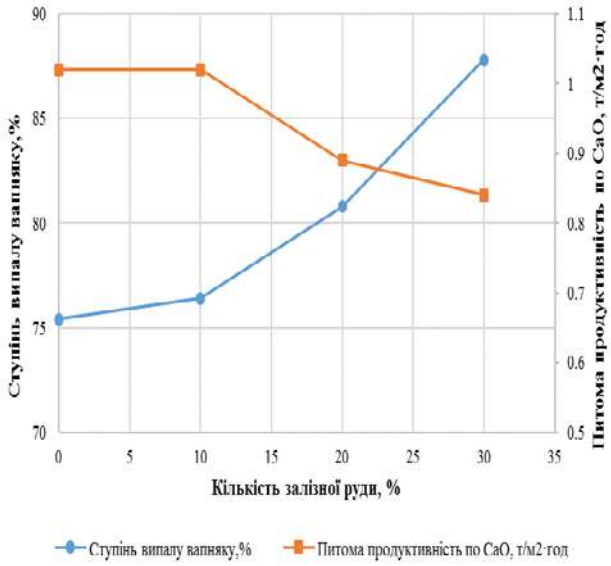


Рис.1 – Зміна ступені випалу вапняку та питомої продуктивності установки від вмісту залізної руди

Із даних, приведених на рис.1 видно, що при спіканні лише чистого вапняку із паливом, ступінь випалу складає - 75,4;%, а продуктивність установки CaO - 1,02 т/м^2·год. При введенні 10% залізної руди спостерігається підвищення ступеню випалу вапняку до 76,4%, але продуктивність по CaO залишається незмінною - 1,02 т/м^2·год.

При введенні 20% залізної руди ступінь випалу вапняку склала близько 80,8%, продуктивність по CaO складає - 0,89 т/м^2·год. Зниження продуктивності установки по питомій продуктивності CaO пояснюється тим, що частина вільного оксиду кальцію вступає в реакцію із основними оксидами, які входять до складу руди, та утворює різні сполуки: феррити кальцію, алюмніти та силікати кальцію. При введенні в шихту 30% залізної руди ступінь випалу вапняку склав близько 87,8%, продуктивність по CaO складала- 0,84 т/м^2·год.

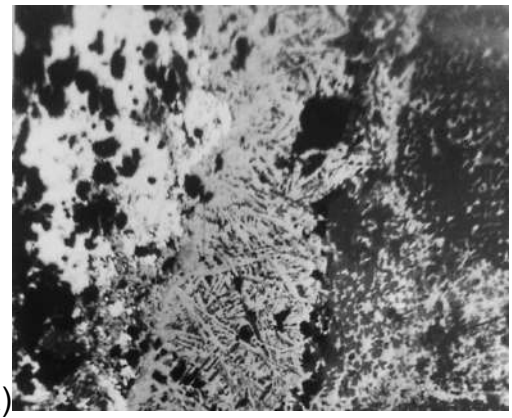
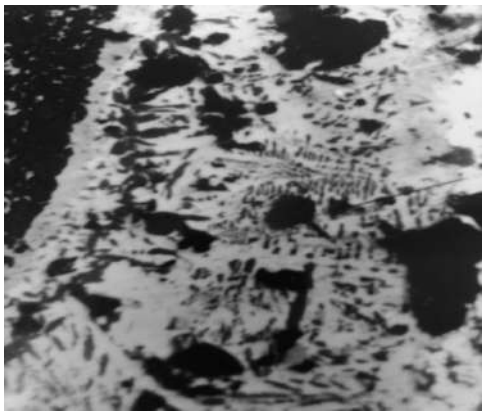
Дослідження показали, що при випалі вапняку з гранул в області температур 1100-1300°C відбувається процес плавлення евтектики на основі феритів кальцію і утворення розплаву. Цей розплав заповнює пори вапна, що утворюються і вступає в безпосередній контакт із вапном. З цього моменту починається інтенсивний розвиток рідкофазних реакцій взаємодії вапна вапняку з оксидами концентрату (Fe_2O_3, SiO_2, Al_2O_3). Це сприяє, з одного боку, до прискорення реакції розкладу вапняку з термодинамічних причин. З іншого боку, ці реакції відбуваються з виділенням теплоти, що при незмінній температурі з зовнішньої сторони гранули сприяє підвищенню температури всередині гранули і прискоренню процесів розкладання вапняку. Процес просочення вапна розплавом, що утворився в шарі накату, переміщується вглиб гранули, інтенсифікуючи вищевказані процеси. Глибина просочення досягає в залежності від дифузійно-кінетичних умов 20-45% від сумарної площі перерізу гранули. У цих умовах швидкість дисоціації вапняку в максимальному ступені визначається впливом кількості розплаву і вона стає рівною швидкості дисоціації вапняку з брикетів його суміші з концентратом. В момент закінчення розкладання і охолодження вапняку переріз гранули має багатошарову структуру: шар змішаного матеріалу (зовні), шар проміжного продукту і шар обпаленої вапна в ядрі гранули в кількості 15 - 25% від вмісту вапна у вапняку.

Наведений механізм процесів формування структури гранул підтверджується результатами петрографічного аналізу мікроструктури зразків випалених гранул із концентрату та гематитової руди (рис. 2). На рис. 2а приведена мікроструктура комплексного флюсу на основі вапняку та залізорудного концентрату. Світла зона на границі із залишками вапняку – сірі із кавернами. Серед утвореного розплаву приз-

матичні кристали силікатів кальцію та евтектика із однокальцієвого фериту та гематиту(біле), чорне кругле та кавернoподібне – пори. На рис. 2б представлена характерна мікроструктура та розподіл різних фаз, які утворилися на площі взаємодії вапняку та гематитової руди. Чорні скупчення округлих зерен – вапно, близько до вапна примикає вузька сіра зона із двухкальцієвих феритів, за нею - світло-сіра зона із однокальцієвих феритів, тут же - зона із двухкальцієвих силікатів (темно-сірі зони) і за ними – широка зона однокальцієвих та полукальцієвих феритів, в яких розчинений двухкальцієвий силікат, що входять в безпосередній контакт із гематитом – біле, чорні – пори.

На рис. 2в представлена мікроструктура краю одержаної гранули. З краю – ферити, всередині округлі зерна – вапно. Головною складовою фазою є вапно, потім ферити кальцію та незначна частина силікатів. Вапно має округлу форму зерен, які торкаються один одного або оточені оболонкою із феритів кальцію. На рис. 2г представлена мікроструктура комплексного флюсу, який витримували певний час повітрі. Зерна вапна мають тут чорний колір, в зв'язку із тим, що вапно прореагувало із вологою повітря та утворило плівку із гідрату кальція.

В зразках комплексного флюсу із вапняку та гематитової руди кількість рідких фаз значно більше, ніж при спіканні комплексного флюсу із концентрату, що пояснюється впливом значної кількості пустої породи.

а)  б) 

в) г)

Рис. 2 – Мікроструктура зразків комплексного флюсу із концентрату (а, в) та гематитової руди (б) та мікроструктура комплексного флюсу, який витримували на повітрі (г)

Результати проведених досліджень підтверджують технологічність обраного напрямку виробництва комплексного флюсу за рахунок поєднання процесів виробництва вапна і феритних спеків.

Список літератури

1. Букаль М.,Керстинг К. та ін. Нові тенденції в розвитку агломераційного виробництва «Stahl und Eisen», 1990, т. 110. - № 2.

2. Спосіб отримання комплексного флюсу(залізофлюсу). Патент на корисну модель № 117158 Україна / В.В.Бочка, А.В.воєглазова, А.В.Сова та ін. // опубл. 26.06. 2017. Бюл. № 11.

УДК 669.162.2

В.В. Бочка, М.В. Ягольник, А.С. Дурадажі

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

ЕВОЛЮЦІЯ РОЗВИТКУ ПРОФІЛЮ ПЕЧІ

Профілем називають внутрішній обрис робочого простору доменної печі в площині її перерізу. Конфігурація вертикального профіля доменної печі, співвідношення розмірів його елементів суттєво впливають на хід печі, техніко-економічні показники її роботи, тривалість кампанії між капітальними ремонтами [1,2].

Розміри і форма профілю історично визначалися розвитком техніки. Раніше для того, щоб добитися підвищення продуктивності печі, збільшували її об'єм тільки за рахунок розширення розпару, оскільки збільшенню діаметра горна перешкоджала мала потужність повітродувних засобів, збільшенню висоти печі – мала міцність деревного вугілля, а розширенню колошника – ручне завантаження шихти.

Одним з напрямів вирішення проблеми малої потужності повітродувок при збільшенні корисного об'єму доменних печей було будівництво печей, що мали в горизонтальному перетині прямокутну, а потім і еліптичну форми. Але через поганий розподіл шихти на колошнику прямокутної чи еліптичної форми і незадовільне опускан-

ня матеріалів в шахті використання енергії газового потоку і корисного об'єму цих доменних печей було набагато гірше, ніж в печах круглого перетину. Із збільшенням потужності повітродувок почали розширювати горн, збільшувати кількість фурм, оскільки це підвищувало продуктивність доменних печей. Висота печей також збільшувалася при переході з деревного вугілля на міцніший кам'яновугільний кокс. Але надмірне збільшення діаметра горна без відповідного розширення колошника призвело до зниження продуктивності доменних печей і збільшення витрати палива на виплавку чавуну, оскільки вузький колошник обмежував як можливості інтенсифікації ходу, так і ефективне використання енергії газового потоку через високі швидкості газів у верхній частині доменної печі.

Профіль сучасних доменних печей сформувався в основному в 20-му столітті, коли великими темпами проєктувалися і будувалися доменні печі різних об'ємів та потужностей.

На рис. 1 - 5 наведено результати оцінки взаємозв’язку розмірів профілю доменної печі за вертикальним перерізом з її корисним об'ємом.

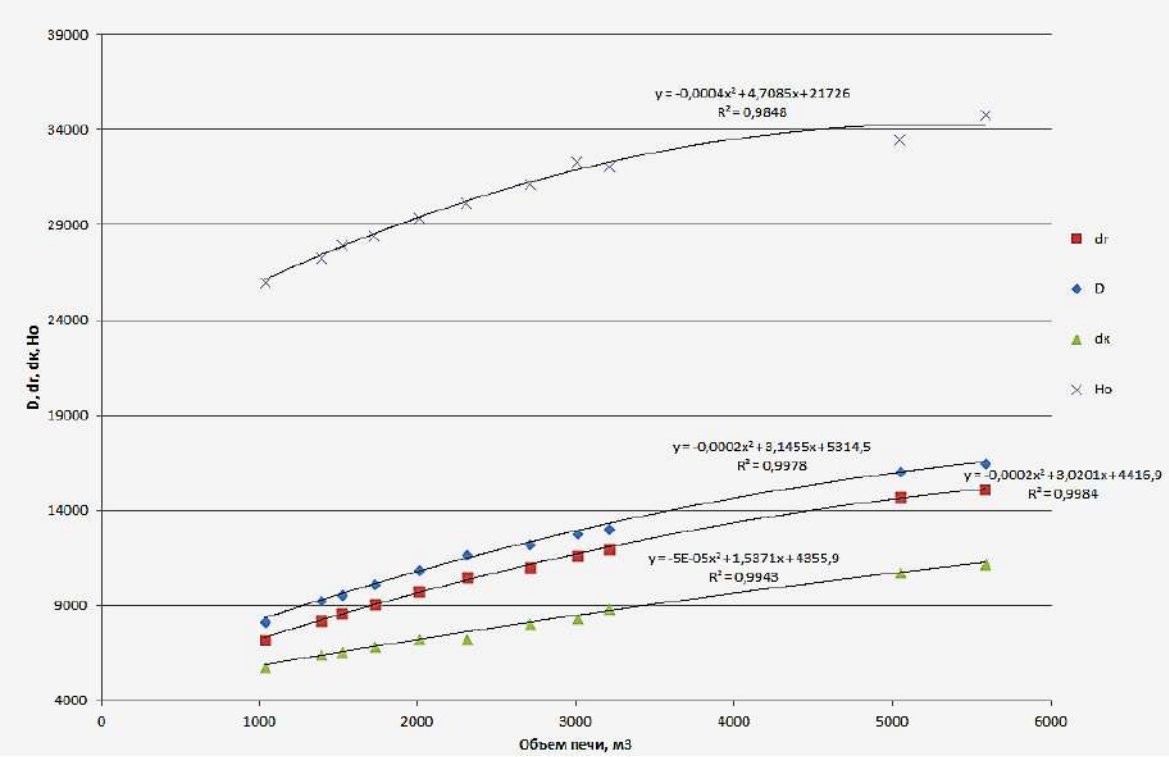


Рис. 1 – Зміна D, $d_г$, $d_к$, $H_о$ при збільшенні корисного об'єму

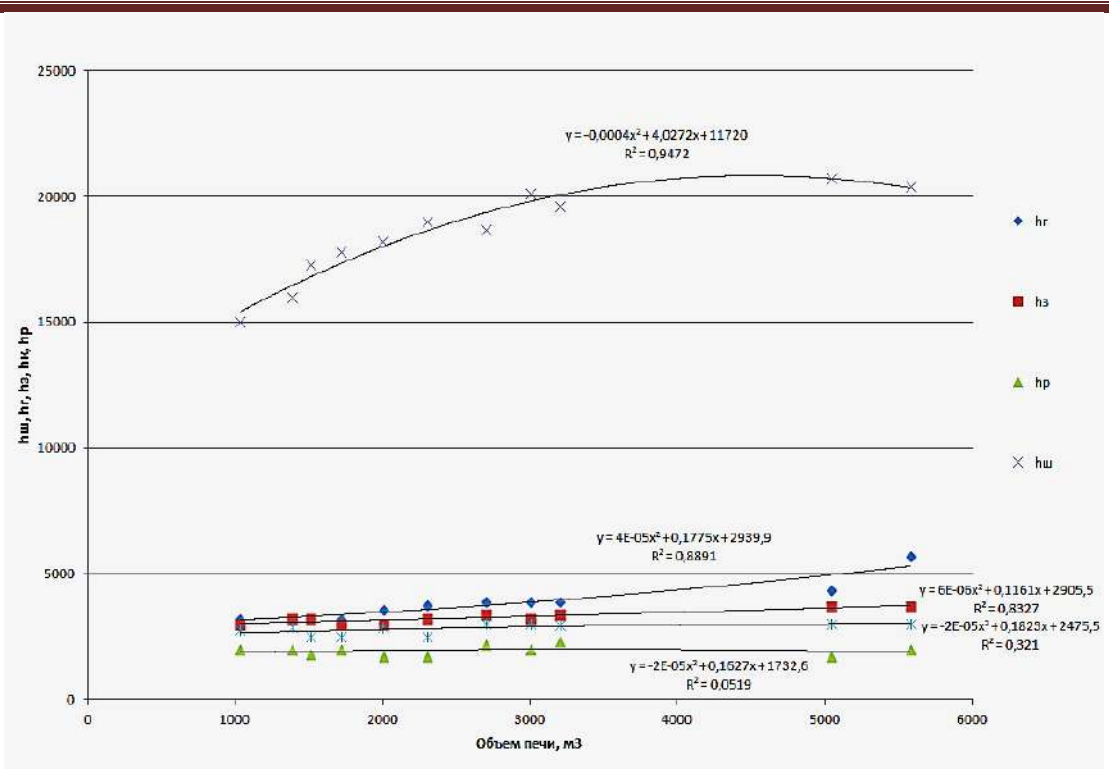


Рис. 2 – Зміна висоти елементів робочого профілю при збільшенні корисного об'єму печей

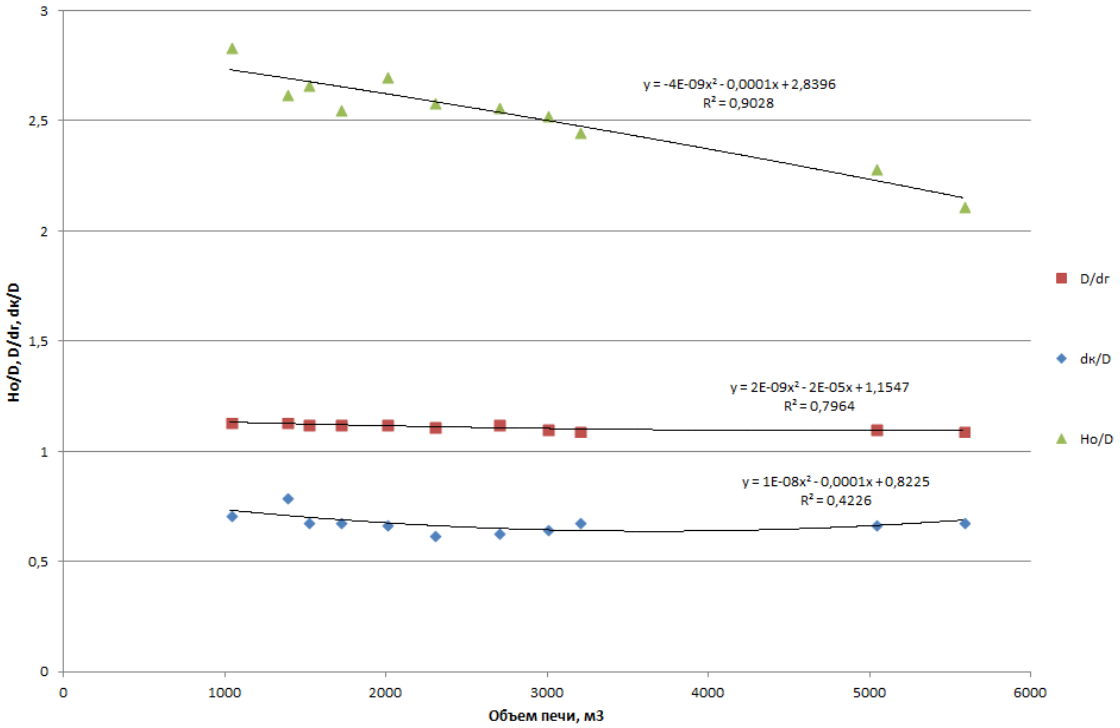


Рис. 3 – Вплив корисного об'єму печей на відношення $H_o/D;D/d_r;d_к/D$

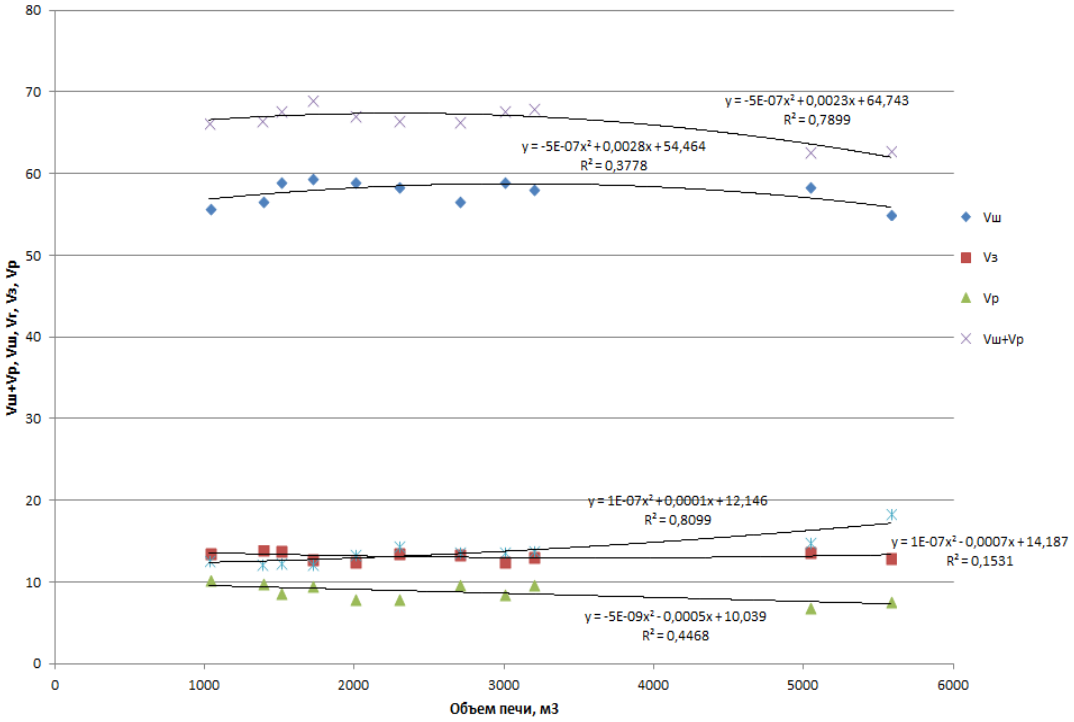


Рис. 4 – Залежність об'єму елементів робочого профілю від корисного об'єму

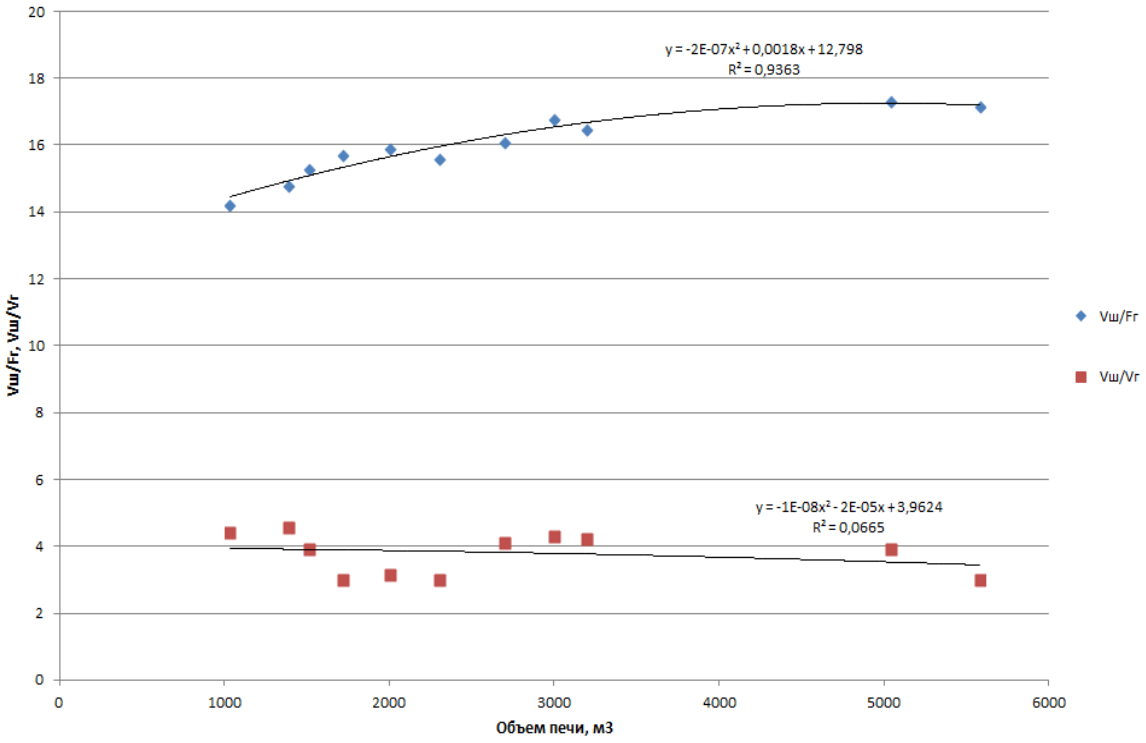


Рис. 5 – Залежність питомого об'єму шахти($V_ш/F_г$; $V_ш/V_г$) від корисного об'єму доменних печей

Видно, що збільшення об'єму доменних печей з 1000 до 5580 м^3 супроводжувалось пропорційним ростом діаметрів, горна, розпару та колошника (рис. 1). В той же час висоти елементів профілю (рис. 2) змінюються неоднаково. Так, з ростом об'єму печей майже не змінюється висота розпару при незначному збільшенні висоти заплечиків та колошника. Найбільш суттєво збільшувалася висота горна печей, причому зі збільшенням корисного об'єму приріст цієї величини збільшується. Висота шахти збільшується швидко при рості об'єму печей до 3000-3200 м^3. При подальшому рості об'єму збільшення висоти шахти суттєво сповільнюється. Аналогічним чином змінюється і корисна висота печі.

Аналіз результатів дослідження показав, що збільшення корисного об'єму доменних печей України та Росії здійснювалося в основному за рахунок збільшення поперечних розмірів. Це підтверджується і даними рис. 3.

З ростом корисного об'єму відношення корисної висоти до діаметра розпару зменшилося з 2,83 до 2,11 од. Практично не змінилося відношення діаметрів розпару й горна, залишаючись на рівні 1,10-1,12 од. Відношення діаметрів колошника та розпару спочатку зменшувалося при збільшенні об'єму печей до 2700 м^3, потім повернулося до початкової величини 0,65-0,74 од. при подальшому збільшенні об'єму. Завдяки таким змінам зменшився кут нахилу стін шахти з 84 до 82 град. при куті нахилу стін заплечиків 79-80 град.

На рис. 4 показано, що збільшення корисного об'єму печей до 3200 м^3 здійснювалося за рахунок зростання частки об'єму шахти (з 56% до 59%). При подальшому рості об'єму печей доля об'єму шахти зменшується до 58% для печей 3200-5000 м^3 і до 55% для печі 5580 м^3. В той же час роль шахти в технологічному процесі не зменшилася, а навпаки збільшилася. Як видно з рис. 5 збільшення корисного об'єму супроводжується збільшенням відношення об'єму шахти до площі перерізу горна з 14 до17 м^3/м^2. В той же час збільшення корисного об'єму доменних печей не впливає на величину відношення об'ємів шахти та горна.

Вищезазначені зміни характеристик елементів профілю печей зі збільшенням їх корисного об'єму відповідають тим змінам, які відбулися за тривалий час в умовах роботи, технології плавки, науково-технічному прогресі в доменному виробництві.

У закордонній практиці намітилася тенденція спорудження доменних печей зі змінним кутом нахилу стін шахти й високими заплечиками, а також збільшеною висотою мертвого шару.

Список літератури

1. Жак Р.М., Кутнер С.М. Конструкційні та технологічні особливості потужних доменних печей за кордоном / Ін–т «Черметінформація», М., 1979, Вип. 2. 40 с.

2. Жембус М.Д. Розвиток профілю доменних печей / Ін–т «Черметінформація», М., 1986, Вип. 18. С. 16-21.

УДК 669

К.Р. Володько[1], О.М. Стоянов[1], Є.В. Синегін[1], Я.А. Кириленко[2]

[1]Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

[2]Saarstahl AG, Германия

ОЦІНКА МОЖЛИВОСТІ ВИКОРИСТАННЯ КАВІТАЦІЇ ДЛЯ ДЕГАЗАЦІЇ РІДКОЇ СТАЛІ

Надмірний вміст водню в сталі призводить до утворення в об’ємі твердої заготовки численних мініатюрних пор, так званих флокенів, які відіграють роль концентраторів внутрішніх напружень. Особливо критичним цей дефект є для відповідальних деталей, які працюють під постійними зовнішніми навантаженнями, на кшталт залізничних коліс.

Для видалення водню зі сталі необхідно зміщувати рівновагу реакції переходу водню з атомарної форми розчиненого у сталі у газову фазу.

$$[H] = \frac{1}{2}\{H_2\}. \quad (1)$$

Це досягається зменшенням порційного тиску водню в газовій фазі, яке на практиці здійснюється зменшенням зовнішнього тиску над металом шляхом утворення розрідження та вдуванням аргону у рідкий метал з утворенням в останньому бульбашок із близьким до нуля порційним тиском водню у них. Схожі техніки для видалення водню з металевого розплаву застосовують і при виробництві алюмінію. Так у роботі [1] авторами описано використання аргону для видалення водню з алюмінієвого розплаву.

Проте утворення бульбашок з низьким порційним тиском водню в об’ємі сталі можливе не лише шляхом вдування аргону. Раптове локальне зменшення тиску в об’ємі рідини також призводить до її «скипання» та утворення кавітаційних каверн, які при обробці рідкої сталі можуть відігравати таку ж роль, як і бульбашки аргону.

Оцінку можливості виникнення кавітації здійснюють порівняння числа кавітації $Q_к$ з його критичною величиною $0,35<Q_{кр}<1,0$ [2]

$$Q_к = \frac{2(P_o - P_{нас})}{\rho w^2}, \quad (2)$$

де P_o і $P_{нас}$ – абсолютний тиск та пружність насиченої пари рідини, Па; ρ – густина рідини, кг/м^3; w – швидкість потоку рідини, м/с.

Результати розрахунку за формулою (2) вказують на те, що розвиток кавітації для розплаву заліза можливий вже при швидкості руху потоку понад 6,5-11 м/с (на графіку крива для тиску 1,5 ат), а при зменшенні зовнішнього тиску до величини менше за 1 мбар (на графіку криві 1 і 0,5 ат відповідають тиску на бульбашку в глибині металу та під його поверхнею) її величина зменшується до близько 1,5-3 м/с (рис. 1).

Створення у сталерозливному ковші необхідної для розвитку кавітації швидкості потоків можливе за рахунок використання імпелеру або створенню вихрових потоків металу в спеціальних вогнетривких виробів.

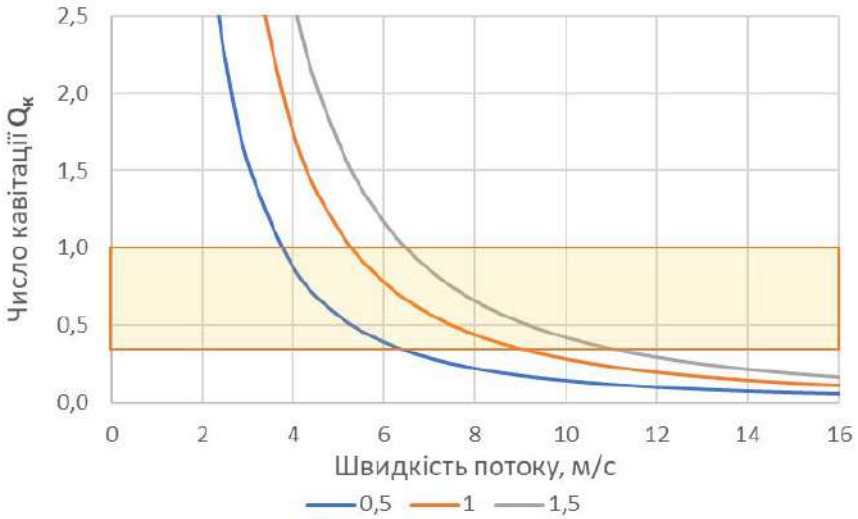


Рисунок 1 – Залежність числа кавітації $Q_к$ від швидкості потоку металу для різного тиску (цифри під графіком – загальний зовнішній тиск (ат) на зародок бульбашки, яка утворюється внаслідок кавітації)

Список літератури

1. Merder T. Possibilities of 3D model application in the process of aluminium refining in the unit with rotary impeller / T. Merder, M. Saternus, P. Warzecha // Archives of Metallurgy and Materials. – 2014. – Vol.59 (Is.2). – P. 799-804.

2. Ефимов В.А. Разливка и кристаллизация стали / Ефимов В.А. – М.: Металлургия, 1976. – 552 с.

УДК 669.094:669.26

О.М. Гришин, А.А. Надточий, В.О. Петренко

Інститут промислових та бізнес технологій Українського державного університету науки і технологій (ІПБТ УДУНТ), Дніпро

ПРО МЕХАНІЗМ ВІДНОВЛЕННЯ Cr_2O_3 ВИЩИМ КАРБІДОМ ХРОМУ ТА ДІЄЮ КАТАЛІТИЧНИХ ДОБАВОК

Результати проведених раніше досліджень дозволили зробити висновок, що твердофазне відновлення оксиду хрому (III) карбідом Cr_3C_2 розвивається переважно через газову фазу. У роботі було отримано підтвердження цих поглядів на механізм реалізації процесу. Зокрема встановлено, що введення добавки Al_2O_3, що розпушує, в шихтову суміш практично не відбивається на швидкості процесу (рисунок 1).

Отже, безпосередня контактна взаємодія карбідної та оксидної фаз не відіграє визначальної ролі. У той же час збільшення маси (і обсягу) шихтової суміші суттєво прискорює процес. Це має бути пов'язане з розвитком сукупності реакцій відновлення та газифікації. Тісний взаємозв'язок їх призводить до циклів перетворень:

$$CO \xrightarrow{Cr_2O_3} CO_2 \xrightarrow{Cr_3C_2} CO \xrightarrow{Cr_2O_3} CO_2 \xrightarrow{Cr_3C_2} CO \rightarrow \cdots.$$

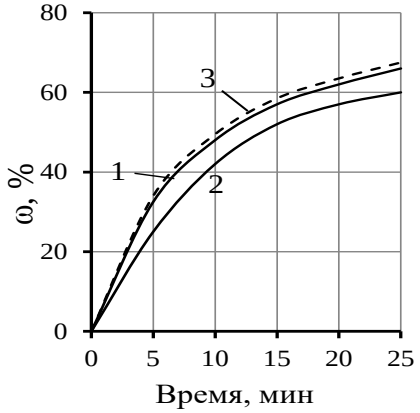


Рис. 1 Кінетика відновлення Cr_2O_3 карбідом Cr_3C_2 при 1623К:

1,2 – без добавки;

3 – у присутності Al_2O_3;

1,3 – маса зразка 740 мг;

2 – маса зразка 370 мг

Завдяки ланцюжку зазначених перетворень молекули газів за час перебування в об'ємі шихти можуть багаторазово брати участь у реакціях. Тривалість циклів зростає із збільшенням обсягу шихтової суміші. Це, своєю чергою, має призводити до прискорення відновлення Cr_2O_3, що встановлено експериментально.

Показано, що при відновленні Cr_2O_3 вуглецем у діапазоні зазначених температур пари карбіду хрому не можуть відігравати визначальну роль. Без вільного вуглецю знехтувати участю парів Cr_3C_2 у розвитку процесу не можна. Однак кількісні дані для оцінки їхньої ролі в даний час відсутні.

В умовах комплексного відновлення в парогазовій фазі з'являються H_2 та H_2O. У системі протікають реакції за участю цих газів, що призводить до розвитку ланцюжка перетворень

$$H_2 \xrightarrow{Cr_2O_3} H_2O \xrightarrow{Cr_3C_2} H_2 \xrightarrow{Cr_2O_3} H_2O \xrightarrow{Cr_3C_2} H_2 \rightarrow \cdots.$$

Перебіг вказаних реакцій є найбільш ймовірним через попереднє утворення оксикарбідних флуктуацій, з яких поступово видаляється кисень за допомогою CO та H_2. В результаті виникає самостійна фаза Cr_7C_3. Слід зазначити, що вказує на можливість виникнення оксикарбидов хрому під час відновлення Cr_2O_3 вуглецем.

Значну інтенсифікацію процесу внаслідок початку комплексного відновлення треба пов'язати з низкою причин. Насамперед, при заміні аргону воднем зростає концентрація відновлювальних газів у реакційній зоні. Неодноразова регенерація їх можлива за наведеними вище ланчужками. При цьому остання, мабуть, має швидкісні переваги. На користь такого припущення свідчать результати дослідження газифікації вуглецю його діоксидом та водяною парою. Термодинамічна перевага реакції вуглекислотної газифікації була показана на рисунку 10.6.

За аналогією з процесами відновлення оксидів заліза можна припустити, що водень має адсорбційно-хімічні переваги перед CO у взаємодії з Cr_2O_3. З цього випливає вища швидкість реакції за його участю. Дифузійні переваги H_2-H_2O перед CO-CO_2 виявляються за будь-якого механізму газоперенесення.

Механізм інтенсифікації ланки газового відновлення Cr_2O_3 (монооксидом вуглецю та воднем) каталітичними добавками солей лужних металів був предметом багатьох досліджень. Він пов'язаний із заміщенням катіонів Cr^{3+} одновалентними іонами калію та натрію, що призводить до збагачення поверхні оксиду електронними дірками. Це, у свою чергу, сприяє хемосорбції молекул відновлювальних газів та десорбції газоподібних продуктів – CO_2 та H_2O.

Одночасно зазначені процеси заміщення супроводжуються появою нових вакансій у кристалічній решітці оксиду. Зростає концентрація ненасичених валентностей. Ослаблення хімічних зв'язків Cr-O полегшує видалення кисню оксидної фази.

Взаємозалежність окремих ланок відновлення та розвиток циклів перетворень призводить до того, що інтенсифікація однієї ланки сприяє розвитку іншої. Тому

прискорення каталітичними добавками реакцій газового відновлення Cr_2O_3 має певною мірою форсувати газифікацію карбіду хрому діоксидом вуглецю та водяною парою. Безпосереднє вплив каталізатора на процес газифікації потребує спеціальних досліджень. Можна лише приблизно висловити такі міркування. Для карбіду хрому характерна змішана електронно-діркова провідність. Частка дірочної зростає у послідовності Cr_3C_2-Cr_7C_3-$Cr_{23}C_6$. Окислювальна газифікація карбідів хрому має супроводжуватися акцепторною хемосорбцією молекул CO_2 та H_2O. Розвитку її сприятиме збагачення поверхні кристалів карбіду електронами.

Було показано, що у температурних умовах проведених експериментів випробувані добавки дисоціюють з переходом лужних металів у газову фазу. Адсорбуючись на поверхні карбідів, атоми калію та натрію можуть віддавати свої валентні електрони твердому відновнику. Хемосорбція молекул CO_2 і H_2O посилюватиметься, прискорюючи ланки газифікації карбідів та відновлення Cr_2O_3 загалом.

Враховуючи можливість реалізації наведеного механізму, слід зазначити, що каталітичний ефект добавок солей лужних металів проявлявся сильніше при використанні у шихти вільного вуглецю.

УДК 669.05:536.2

О.М. Гришин, А.А. Надточий, В.О. Петренко

Інститут промислових та бізнес технологій Українського державного університету науки і технологій (ІПБТ УДУНТ), Дніпро

УЯВЛЕННЯ ПРО МЕХАНІЗМ ГАЗИФІКАЦІЇ ВУГЛЕЦЮ

Результати виконаних досліджень свідчать про перевагу парової газифікації $C_{тв.}$ в порівнянні з вуглекислотою, які зростають зі збільшенням температури. Швидкісні переваги парової конверсії зумовлені сукупністю дифузійних та адсорбційно-хімічних процесів.

Механізм газифікації можна описати, спираючись на думки, які існують в літературі. Схема такого механізму має такий вигляд. Обидві гетерогенні реакції газифікації вуглецю, починаються з утворення поверхневих адсорбційних комплексів:

$$C_n + CO_2 = C_n(O)_{адс}(CO)_{адс}, \quad (1)$$

$$C_n + H_2O = C_n(O)_{адс}(H_2)_{адс} \quad (2)$$

Як було зазначено раніше, утворенню водень-вуглецевих комплексів належать певні переваги. Вони зростають за рахунок великої різниці в енергії хімічних зв'язків у молекулах H_2O та CO_2 – вона становить 467,60 та 707,79 кДж/моль у зв'язках O-H та C=O, відповідно. Наступний етап газифікації $C_{тв.}$ включає десорбцію CO та H_2, що не пов'язано з руйнуванням структури вуглецевого матеріалу та не вимагає великих енергетичних витрат:

$$C_n(O)_{адс}(CO)_{адс} = C_n(O)_{адс} + CO, \quad (3)$$

$$C_n(O)_{адс}(H_2)_{адс} = C_n(O)_{адс} + H_2, \quad (4)$$

Заключний етап обох реакцій, що розглядаються, поставлений в ідентичні умови – він вимагає істотних енергетичних витрат, тобто. пов'язаний з вилученням атомів С кристалічних ґрат вуглецю:

$$C_n(O)_{адс} = C_{n+1} + CO, \quad (5)$$

Отже, підвищені швидкості адсорбційно-хімічних взаємодій реакції (2) пов'язані головним чином з умовами розвитку першого етапу окисної газифікації $C_{тв.}$.

Істотний інтерес представляє вивчення особливостей газифікації вуглецевих матеріалів за участю сумішей CO_2-H_2O. Результати деяких досліджень, виконаних нами, відображені на рисунках 1, 2.

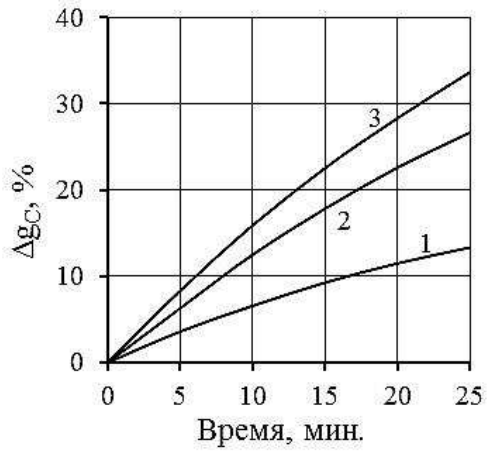


Рис.1 Кінетика газифікації графіту при 1273К:
1 – у потоці 70% CO_2+Ar;
2 – 70% CO_2+H_2;
3 – 70% CO_2+H_2O

Рис. 2. Вплив складу газової фази на кінетику газифікації різних углеродистих матеріалів при 1273К:
1, 2, 3 – деревне вугілля;
4, 5, 6 – піролігнін 1, 4 – 70% CO_2+Ar;
2, 5 – 70% CO_2+H_2; 3, 6 – 70% CO_2+H_2O

Зіставлення експериментальних даних свідчить, що сума швидкостей газифікації вуглецю CO_2 і H_2O, здійсненої кожним з окислювачів самостійно, поступається швидкості процесу в потоці суміші цих газів. В основі такої неадитивності результатів

є такі причини. Вище ~1073 К спорідненості H_2 до кисню більше, ніж у CO. У сукупності з високою концентрацією діоксиду вуглецю в газовій фазі це забезпечує перебіг реакції водяного газу. Вода, що регенерується, інтенсифікує газифікацію $C_{тв.}$, забезпечуючи неадитивність результатів процесу з роздільною і спільною подачею в реактор CO_2 і H_2O. У газифікації вуглецю його діоксид бере участь як прямо, а й побічно, тому як. окисний потенціал CO_2 додатково використовується через посередництво водню за реакцією водяного газу.

Представлені результати досліджень розкривають причини невідповідності між термодинамічними можливостями та реальним співвідношенням швидкостей гетерогенних реакцій газифікації вуглецю. Переваги останньої визначаються більш інтенсивним розвитком дифузійного газообміну та адсорбційно-хімічних взаємодій за участю H_2O-H_2.

Використання промисловості різних вуглецевих матеріалів вимагає розробки фізико-хімічних основ газифікації цих матеріалів.

В.В. Єфіменко, М.М. Бойко, С.В. Журавльова, Н.В. Полякова

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

АНАЛІЗ ВИКОРИСТАННЯ БІОМАТЕРІАЛІВ ПРИ ВИРОБНИЦТВІ ЗАЛІЗОРУДНИХ ОКАТИШІВ

За даними Інституту технічної теплофізики НАН України, загальний потенціал енергії біомаси в Україні становить від 25 до 38 млн. т умовного палива на рік в залежності від врожайності основних сільськогосподарських культур [1]. Основними складовими цього потенціалу були побічні продукти врожаю (солома зернових і ріпакових культур, стебла кукурудзи, соняшнику та інші) з часткою 37,6% і енергетичних культур (верба, тополя, міскантус) 39%. Однак, енергетичний потенціал біомаси в Україні не використовується в повному обсязі. Пошук шляхів збільшення частки використання біомаси стає нагальним завданням, оскільки існує значний резерв для, в першу чергу в галузях промисловості, основних споживачів енергоресурсів. Однією з таких галузей є металургія.

Окрім джерела енергії, біомаса є перспективним відновником в залізорудній промисловості. Перевагами біомаси як відновника є зменшення викидів CO_2, оскільки

вона вважається вуглецево-нейтральною і поновлюваним матеріалом. Утилізація біомаси в залізорудній промисловості активно вивчається [1-5]. Наприклад, проводилися дослідження введення деревної біомаси в коксову піч і навіть вприскування біомаси в доменну піч [2-3]. Вони виявили, що біомаса має високу реактивну спроможність і високий ступінь горіння.

Втім основна частка біомаси важко подрібнювана і має низьку теплотворну здатність (молярна концентрація кисню дуже висока через наявність карбоксильної групи, яка в основному міститься в целюлозі. Тому для видалення кисню, а також поліпшення дробленості, горючості і реакційної здатності можливо застосовувати карбонізацію біомаси, її піроліз [4]. Карбонізована біомаса має такі особливості: пориста структура, більша питома площа поверхні та некристалічна структура. Ці особливості сприяють високій реакційній здатності карбонізованої біомаси. Використання такої біомаси як відновника для залізних руд було оцінено [5] і показана її висока ефективність.

Перспективним є використання біомаси при обпалі залізорудних окатишів. Основними промисловими процесами обпалювання окатишів є система конвеєрного типу і решітко-трубчата система.

Використання палива, в решітко-трубчата системі більш гнучке. На додаток до газоподібного і рідкого палива, можна використовувати тверде паливо, таке як вугілля. Розглядалася можливість часткової заміни викопного палива (мазуту, вугілля) під час обпалу окатишів маслом, деревними гранулами та гранулами деревного вугілля [6]. Встановлено, що заміна викопного палива біопаливом для конвеєрної системи обпалу є проблематичною через коливання температури нагріву окатишів під час обпалу. Для решітки-трубчата піч можна частково замінити викопне паливо на розглянуті види біопалива без істотної зміни параметрів процесу.

Розглядалася можливість виробництва вуглецевмісних окатишів з використанням сільськогосподарських відходів – лушпиння пальмових ядер [7]. Встановлено, що використання біомаси для виробництва залізорудних окатишів є задовільним, при цьому скорочуються викиди CO_2.

Також перспективним джерелом біомаси є лушпиння соняшнику. Перевагами лушпиння соняшника є низки вимоги до зберігання у зв’язку зі слабкою здатністю до вбирання вологи та самозапалювання.

У дослідженні [8] частина природного газу була замінена лушпинням соняшника. Споживання природного газу скоротилося на 40,4-60,7 %. Якісні та кількісні показники залишилися без змін в порівнянні з використанням тільки природного газу. Про-

аналізувавши експлуатаційні параметри і якість отриманих окатишів, було встановлено, що раціонально замінити до 48 % природного газу подрібненим лушпинням соняшника. Це пов'язано з тим, що при використанні природного газу утворюється інтенсивний тепловий потік. Оскільки швидкість згоряння лушпиння соняшника обмежена, воно не встигає повністю згоріти в зоні факелу і ефективність його використанні знижується.

Список літератури

1. Гелетуха Г.Г., Железная Т.А. Место биоэнергетики в проекте обновленной энергетической стратегии Украины до 2030 года / Пром. теплотехника, 2013, т. 35, №2, с. 64-70. https://uabio.org/wp-content/uploads/2021/04/43_place-of-bm-in-energy-strategy-1.pdf

2. Wang, S., Guo, Y., Fan, J., He, Y., Jiang, T., Chen, F., Zheng, F., Yang, L. Initial stage of deposit formation process in a coal fired grate-rotary kiln for iron ore pellet production (2018) Fuel Processing Technology, 175, pp. 54-63. doi: 10.1016/j.fuproc.2018.03.005

3. Abd Rashid, R.Z., Mohd. Salleh, H., Ani, M.H., Yunus, N.A., Akiyama, T., Purwanto, H. Reduction of low grade iron ore pellet using palm kernel shell (2014) Renewable Energy, 63, pp. 617-623. doi: 10.1016/j.renene.2013.09.046

4. Carvalho, M.M.O., Cardoso, M., Vakkilainen, E.K. Biomass gasification for natural gas substitution in iron ore pelletizing plants (2015) Renewable Energy, 81, pp. 566-577. doi: 10.1016/j.renene.2015.03.056

5. Wiinikka, H., Sepman, A., Ögren, Y., Lindblom, B., Nordin, L.-O.Combustion Evaluation of Renewable Fuels for Iron-Ore Pellet Induration (2019) Energy and Fuels, 33 (8), pp. 7819-7829. doi: 10.1021/acs.energyfuels.9b01356

6. Suopajärvi, H., Kemppainen, A., Haapakangas, J., Fabritius, T.Extensive review of the opportunities to use biomass-based fuels in iron and steelmaking processes (2017) Journal of Cleaner Production, 148, pp. 709-734. doi: 10.1016/j.jclepro.2017.02.029

7. Hu, Q., Yao, D., Xie, Y., Zhu, Y., Yang, H., Chen, Y., Chen, H. Study on intrinsic reaction behavior and kinetics during reduction of iron ore pellets by utilization of biochar (2018) Energy Conversion and Management, 158, pp. 1-8. doi: 10.1016/j.enconman.2017.12.037

8. Kieush, L., Boyko, M., Koveria, A., Yaholnyk, M., Poliakova, N. Production of iron ore pellets by utilization of sunflower husks (2021) Acta Metallurgica Slovaca, 27(4), pp. 167-171. doi:10.36547/ams.27.4.1052

УДК 669.02

С.В. Журавльова, В.С. Мамешин, К.А. Еміш

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

ВИДАЛЕННЯ ШКІДЛИВИХ ДОМІШОК ПРИ ПОЗАПІЧНІЙ ОБРОБЦІ СТАЛІ

Теперішній період розвитку металургії характеризується корінною зміною масштабів виробництва якісної сталі. Зростаючи вимоги нових галузей техніки до службових характеристик металу призвели до того, що виробництво сталі та сплавів, які вміщують дуже малу кількість газів, неметалевих включень та інших небажаних домішок, дуже однорідних по властивостям, помітно збільшилось. При цьому були розроблені та опробуванні нові засоби обробки металу.

За обсягом виробленої сталі Україна у 2021 р посідала дванадцяте місце у світі. В цей рік в Україні було вироблено 21,17 млн тон чавуну (на 3,6% більше, ніж за 2020 рік); 21,37 млн тон сталі (на 3,6% більше); 19,08 млн тон металопрокату (на 3,5% більше). Станом на 12 січня 2022 року, з основних діючих виробничих потужностей в експлуатації знаходилось: 17 із 21 доменних печей, 7 з 8 мартенівських печей, 12 із 16 конвертерів, 5 із 15 електропечей та 16 із 17 машин безперервного лиття заготівки.

Отримання якісної сталі забезпечує, в свою чергу, зростання промислового виробництва без збільшення кількості металу, що виплавляється. Виникала нова ситуація у промисловості, при якій масштаби виплавки сталі вже не характеризують промислову міць. Головним стає висока якість, чистота та надійність металопродукції. Але ускладнення технології при цьому виправдовується отриманими результатами. Наприклад [1], при роботі по традиційній технології, існуючої 30-40 тому, з кожної 100 млн. т виплавленої та розлитої у зливки сталі отримують приблизно 75 млн. т прокату, з якого, в свою чергу, отримують ще біля 60 млн. т виробів. Отримання сталі з гарантовано малою кількістю шкідливих домішок усуває основну причину ліквації, газових пухирів, тріщин, розшарування та інших дефектів і дозволяє наблизити коефіцієнт запасу до 1. В результаті виявляється, що корисну службу з кожних 100 млн. т несуть не 30 млн. т, а 60-70.

Сьогодні розроблені і застосовуються різноманітні способи позапічної десульфурації рідкого металу, наприклад, продувка в ковші нейтральним газом, обробка

порошкоподібними сумішами, використання РЗМ, десульфурація сталі синтетичним шлаком, обробка на установці ківш-піч і т.д. Однією з найбільш універсальних і відпрацьованих на практиці технологій позапічної обробки сталі, є обробка металу на установці ківш-піч , що дозволяє вирішувати наступні задачі: забезпечення гарантовано низьких і наднизьких вмістів домішок і неметалічних включень; одержання металу принципово нової якості; легування; доведення хімічного складу до заданих значень; усереднення і забезпечення необхідної температури металу; модифікування неметалевих включень; зниження енерго- і матеріалоємності металевих виробів та ін.

В роботі розглянуто вплив технологічних факторів на ступінь десульфурації металу при обробці на УКП, а саме: витрати вапна, інтенсивності продувки та витрати аргону, температури металу та часу обробки на установці для умов підприємства ПАТ «Дніпровський металургійний комбінат».

Визначили раціональні витрати основних шлакоутворюючих матеріалів, що забезпечить поліпшення якості сталі при позапічній обробці. В результаті досліджень отримано, що оптимальна витрата вапна для наведення високоосновного, рідкорухомого шлаку складає 1450-1550 кг/пл. (5,8-6,2 кг/т). Витрата плавікового шпату 600-630 кг/пл. (2,4-5,52 кг/т) При цьому кількість шлаку повинна бути на рівні 2-3 % від маси металу. Інтенсивність продувки аргоном, що забезпечує максимальну ступінь десульфурації, складає 0,125-0,208 $м^3$/хв, при цьому витрата газу – 120-150 $м^3$/плавку. Основність шлаку оптимізується при значенні 2,95-3,15. При такій основності шлаку досягається ступінь десульфурації на рівні 80-90 %, що задовольняє потреби, як для умов позапічної обробки на установці ківш-піч. Для підвищення ступеню видалення сірки необхідно, щоб окисленість шлаку не перевищувала 1 %.

Висновки: Результати роботи можуть бути застосовані при обранні раціональних витрат неметалевих шихтових матеріалів, що забезпечить поліпшення якості сталі при позапічній обробці підприємства ПАТ «Дніпровський металургійний комбінат».

Список літератури

1. Забезпечення наднизького вмісту сірки в процесі позапічної обробки сталі [Текст] / Е. В. Парусов, О. Б. Сичков, Л. В. Сагура, І. М. Чуйко // Наукові праці ВНТУ – 2017. – №1. – С. 1 – 6.

2. Energy Technology Perspectives 2014: Harnessing Electricity’s Potential: IEA, 2014, 382 p.

3. Укрінформ 2022. [Електронний ресурс].URL: https://www.ukrinform.ua/rubric-economy/3383959-v-ukraini-zroslo-virobnictvo-cavunu-i-stali-na-36.html.

4. Матеріали Економічна правда, 2022. [Електронний ресурс].URL: https://www.epravda.com.ua/news/2022/01/29/681904/.

5. Матеріали World Steel Association, 2022 // [Електронний ресурс].URL: https://gmk.center/ua/news/globalna-viplavka-stali-u-2021-roci-zrosla-na-4/ .

УДК 669.162

В.Г. Кисляков[1], Л.С. Молчанов[1], М.В. Пушкаренко[2], О.Л. Руденко[1], Н.Є. Ходотова[1]

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

[2]Український державний університет науки і технології, Дніпро

ВИБІР БАЗОВИХ КОМПОНЕНТІВ ШЛАКОУТВОРЮЮЧОЇ СУМІШІ ДЛЯ ОДНОСТАДІЙНОГО ВИДАЛЕННЯ ІЗ ЧАВУНУ Si, S, P

Киснево-конверторний спосіб виробництва сталі, що займає в даний час провідне місце за обсягом сталі, що виплавляється, являє собою швидкоплинний процес, в якому операції з рафінування металу від деяких домішок обмежені. Тому перспективним є винесення операцій рафінування металу з основних агрегатів (доменна піч, кисневий конвертер) у проміжні ємності (чавуновозні ковші) [1-3].

Після вирішення проблеми видалення сірки з чавуну в металошихті залишаються два елементи – кремній і фосфор, надлишковий вміст їх створює ряд незручностей при використанні такого чавуну в конвертерної плавці: додаткова витрата шлакоутворюючих матеріалів, збільшення кількості конвертерного шлаку, збільшення втрат металу з цим шлаком.

В силу різних термодинамічних і кінетичних умов протікання цих процесів (окисних – кремній та фосфор, відновлювальних – сірка) необхідно використовувати рафінуючий шлак, що володіє високою сорбційною здатністю до сірки та фосфору, а також має низьку температуру плавлення та в'язкість.

Виходячи з вище викладеного цікавить розробка варіанта компонентного складу шлакоутворюючої суміші, яка певною мірою нівелює ці недоліки.

Численними дослідженнями встановлено, що вапняні шлаки при температурі обробки чавуну 1350-1400 0С є твердим конгломератом зі шлакової та металевої фази. Добавка до вихідної суміші розріджуючого компонента (наприклад Na_2CO_3) знизить температуру плавлення та в'язкість шлаку, що дозволить здійснити не тільки знекремлювання та десульфурацію чавуну, але і його дефосфорацію.

При цьому стоїть питання пошуку раціонального співвідношення CaO, Na_2CO_3 та O_2, зумовлене летючістю карбонату натрію при взаємодії з рідким чавуном.

Для виявлення оптимальних співвідношень компонентів суміші проведено експериментальні обробки, деякі результати з яких наведені на Рис. 1 та 2, де основність $B=(CaO+Na_2CO_3)/(SiO_2+Al_2O_3)$, в'язкість $\eta= f(\Delta e, \rho)$. Δe, ρ – параметри міжатомної взаємодії [4].

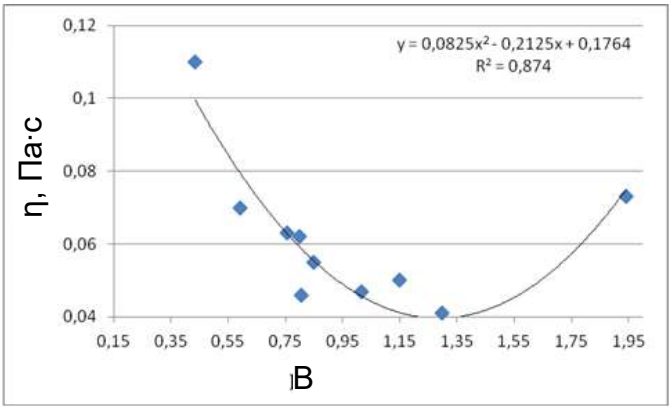
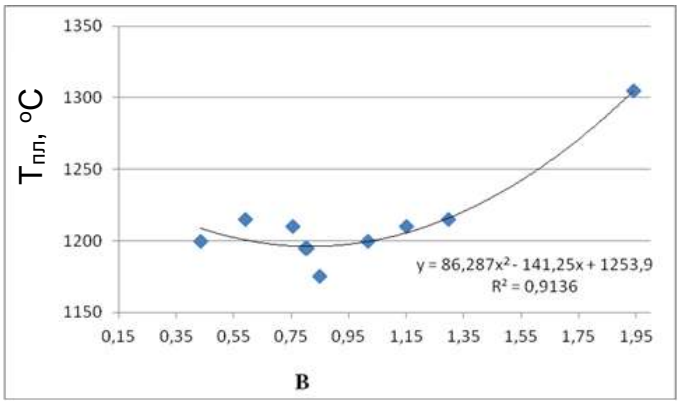


Рис. 1 – Вплив основності содовмісного шлаку на його в'язкість.



В

Рис. 2 – Вплив основності содовмісного шлаку на його температуру плавлення.

Висновок. З використанням теорії спрямованого хімічного зв'язку вивчено вплив основності содовмісного шлаку на його фізико-хімічні властивості та виявлено оптимальні співвідношення компонентів рафінуючого шлаку.

Список літератури

1. Чернятевич А.Г. Разработка технологии одновременного обескремнивания и десульфурации чугуна в заливочном ковше / А.Г. Чернятевич, А.С. Вергун, А.Н. Кравец, В.Н. Селищев // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. – 2000. - №10. – С.14-18.

2. Эффективность комплексной обработки чугуна /Зотов А.В., Гулыга Д.В., Вергун А.С., Шевченко А.Ф., Вяткин Ю.Ф., Руденко А.Л., Коваль В.А., Бельман Л.М. //Сталь. - 1993.- №7.- С.18-20.

3. Вергун А.С. Опробование комплексной обработки чугуна натрийсодержащим шлаком // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 1999. - №1. – С.11-15.

4. Приходько Э. В. Металлохимия многокомпонентных систем.- М.: Металлургия,- 1995,- 320 с.

УДК 669.162

М.С. Кузнецов[1], Є.М. Сігарьов[2], Г.Ю. Крячко[2]

[1]ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ», м. Кам'янське

[2]Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

ЗМІНИ У МАКРОСТРУКТУРІ ЗЛАМУ ПРОБ ДОМЕННОГО ШЛАКУ ПРИ ВИКОРИСТАННІ ПИЛОВУГІЛЬНОГО ПАЛИВА

Відомо, що реалізація доменного процесу характеризується рядом зовнішніх проявів, за якими технологи роблять висновки стосовно ходу і стану процесу виплавки чавуну. Серед важливих ознак, що дають оперативну візуальну інформацію про хід доменної плавки, є зовнішній вигляд зламу застиглих проб доменного шлаку. Актуальним на сьогодні є отримання інформації щодо змін морфології поверхні зламу проб шлаку при повсюдному впровадженні технології доменної плавки з використан-

ням пиловугільного палива і дослідження зв'язку різновидів шлаку з нагрівом і складом переробного чавуну.

Досліджено зміну морфології поверхні зламу проб доменного шлаку, сформованого при виплавці переробного чавуну з вдуванням пиловугільного палива у порівнянні з пробами шлаку при колишньому шлаковому режимі, з використанням коксу з підвищеним вмістом сірки і з вдуванням природного газу.

Для аналізу макроструктури було відібрано 30 проб шлаку першої серії, з яких надалі було відібрано 10 найбільш представницьких і менш зруйнованих при розбитті. Принцип відбору полягав у урізноманітненні фізичного нагріву продуктів плавки, діапазон зміни якого за температурою чавуну склав 186 ^{0}C. Другу серію шлаків для аналізу було відібрано у наступному часовому періоді роботи доменної печі. Особливістю відбору було збереження послідовності випусків продуктів плавки при розігріві печі і його зниженні. Проби відливали у піщану ложкоподібну форму.

Діапазон зміни основності (B=CaO/SiO$_2$) досліджених проб шлаку, отриманих з трьох доменних печей різного об'єму, становив 0,98-1,30; відповідні пробам температури чавуну і вміст в ньому кремнію коливались в межах 1324-1510 ^{0}C і 0,13-1,17% відповідно.

З метою індентифікації проб шлаку стану доменної печі в конкретних умовах експлуатації проби за основністю розділили на п'ять груп – від кислих (B<1,0) до високоосновних (B>1,25). В сучасних умовах вимірювання температури чавуну на кожному випуску є сталою практикою, яка дозволяє кількісно відрізняти фізичний і хімічний нагріви металу. У даній роботі чавуни за фізичним та хімічним нагрівами розділили на групи наступним чином: холодні (<1400 ^{0}C; <0,5% Si); прогріті (1400-1480 ^{0}C; 0,5-0,8% Si); гарячі (>1480 ^{0}C; >0,8% Si).

При визначенні властивостей шлаку важливим є встановлення його реальної температури на випуску. Зазвичай беруть до уваги деякий перегрів шлаку відносно температури чавуну, у нашому дослідженні було прийнято відповідне значення у 3 ^{0}C, за умови відбору проби шлаку при нормальному ході печі.

Встановлено, що загальним для колишнього шлакового режиму і нового, обумовленого використанням коксу і вдуванням пиловугільного палива з обмеженою кількістю сірки, є однаковий вигляд поверхні зламу кислих і низькоосновних шлаків – при нормальному нагріві злам склоподібний, блискучий, темного кольору. При похолоданні скловидність і блиск зламу таких шлаків зникає – відкол стає каменеподібним сірим або чорним з деякою відмінністю в утворенні макропор у масиві проби. Загальним для проб шлаку з основністю більше 1,1 є зменшення склоподібної аморфної

частини зі збільшенням модулю основності. Відмінністю для таких шлаків у порівнянні з відомими для плавки в інших сировинних умовах є відсутність чіткого розмежування прошарків у зламі проб, особливо помітне для половинчастих шлаків.

Встановлено, що на макроструктуру проб шлаку крім основності і нагріву доменної печі впливає величина глиноземно-магнезіального модулю. Вказану обставину слід враховувати при оперативному контролі ходу доменної печі за зовнішніми проявами.

Встановлено також, що відхилення основності у бік кислих або високоосновних шлаків супроводжувалося поглинанням частинок вугільного пилу шлаковим розплавом.

Виконано оцінку десульфуруючої здатності досліджених шлаків. Як і слід було очікувати, найбільша десульфуруюча здатність спостерігалася у високоосновних шлаках, що забезпечували утворення фізично і хімічно гарячих низькосірчаних чавунів. Для половинчастих шлаків другої серії проб, незважаючи на значне зниження основності (13,3%) у порівнянні зі шлаками першої серії, спостерігався суттєвий рівень знесірчення (L_S=74) завдяки високому нагріву продуктів плавки.

УДК 669.162

Т.А. Манукян, Є.М. Сігарьов, Д.В. Єськов, П.А. Мартиненко
Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

ФОРМУВАННЯ ГАЗОПОРОШКОВИХ СТРУМЕНІВ ПРИ ЗМІНІ КОНФІГУРАЦІЇ РОБОЧОГО ПРОСТОРУ НАКОНЕЧНИКА ЗАГЛИБНОЇ ФУРМИ

Вдування порошкоподібних реагентів, та/або їх сумішей углиб металевого розплаву в ковші з використанням заглибних фурм залишається найбільш розповсюдженим способом при ковшовому рафінуванні. Перехід до використання ефективних, з точки зору збільшення інтенсивності вводу та відповідно скорочення тривалості обробки, простоти обслуговування та т. ін., фурм з Т-подібним наконечником призвів до виникнення супутніх проблем. До останніх можна віднести нерівномірність зносу футерівки фурм по висоті, особливо у площині витоку газового (газопорошкового) потоку, що призводить до передчасного виведення їх з експлуатації, нестаціонарність тиску газу-носію перед соплами наконечника фурми, закупорювання сопел та ін.

Так, до прикладу, процес десульфурації переробного чавуну у ковші перед заливанням у сталеплавильний агрегат вдуванням порошкоподібних (гранульованих) реагентів або сумішей на основі вапна, магнію, карбіду кальцію супроводжується інжектуванням двофазного потоку по трубопроводам інжекційної системи, потраплянням у робочий простір наконечника та виходом потоку крізь сопла у металевий розплав.

За результатами фізичного моделювання було підтверджено, що кількість рідини, яка потрапляє у сопла фурми при порушеннях розрахункового режиму, зменшується при збільшенні швидкості витікання газу і після досягнення деякого критичного значення, близького до швидкості звуку, припиняється. Глибина проникнення газового струменя у ванну залежить від діаметра сопла (d_0), величини модифікованого числа Фруда ($N_{Fr}^{/}$) та відношення густини газу (ρ_g) та рідини (ρ_l) [1]:

$$l_P/d_0 = 10{,}7(N_{Fr}^{/})^{0{,}46}(\rho_g/\rho_l)^{0{,}35}$$

При збільшенні витрат газу відбувається перехід до струменевого режиму витікання і після його завершення доступ до сопла для рідини припиняється, а подрібнення струменя на пузирі відбувається на значній відстані від сопла фурми.

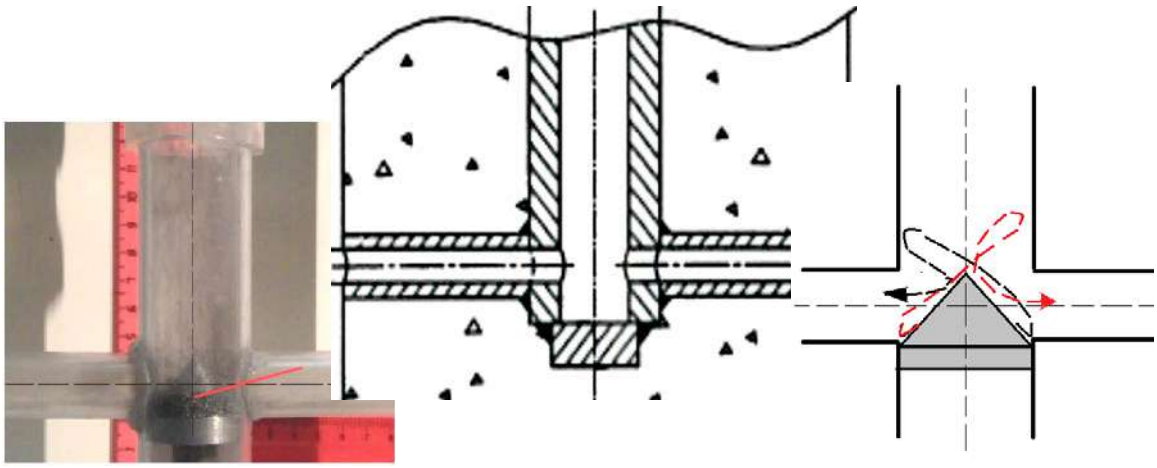
За профілем струмінь можна розділити на дві частини: горизонтальна дільниця та та висхідна дільниця, де струмінь втрачає можливість проникнення. Проникнення газового (газопорошкового) струменя у ванну спричиняє виникнення потоків у рідкій ванні. Для оптимізації процесу перемішування ванни необхідна достовірна інформація щодо кута розкриття газового струменя, глибини проникнення, структури шлейфу, турбулентності об'ємного потоку, які характеризують основні параметри струменя.

Згідно даних різних дослідників кут розкриття газового струменя у системі повітря-вода складає 20 град, у системі ртуть-повітря – 155 град. Таким чином, кут розкриття залежить від властивостей рідини (густини, поверхневого натягу). Для залізовуглецевих розплавів кут розкриття, напевне, може коливатися у вищевказаному діапазоні.

В роботі [2] показано, що критична швидкість витоку газу (до прикладу азоту, що несе гранули магнію, складає 348 м/с) досягається в соплі фурми діаметром 12 мм при витратах азоту близько 350 нм^3/год та густині газової фази 3,5 кг/м^3. Перед зануренням фурми у чавун при витратах газу більш 140 нм^3/год на виході з сопла швидкість азоту досягає величини більш 300 м/с. У зануреному стані виникає збіль-

шення густини газової складової потоку до 3,5 кг/м^3 при одночасному зменшенні швидкості до 130 м/с. Відомо також, що при параметрах вдування гранульованого магнію в чавун у ковші, двофазний потік відносять до категорії розріджених з крупними частками, в яких об'ємна концентрація твердих частинок складає не більш 2%, а їх розмір не перевищує 1% діаметру сопла. Внаслідок цього течію у каналі фурми з плавним переходом у її сопло, розміщене під кутом 30-45 град, розглядають як течію однорідного газу з одиночними частинками, швидкість яких на витоку із сопла наконечника заглибної фурми на глибині 3 м у ковшах 150-300 т при витраті азоту 120 нм^3/год. складає 70-75 м/с, а з підвищенням до 150 нм^3/год. збільшується до 80-85 м/с.

Прийнято вважати, що швидкість гранул магнію на виході з сопла наконечника фурми та глибина їх проникнення у ванну переважно визначається діаметром каналу сопла. В той же час, використання Т-подібних наконечників для вдування реагентів вглиб ванни (рис. 1, а), супроводжується змінами напрямку течії газопорошкового потоку у робочому просторі наконечника, ускладненнями у перенаправленні частинок магнію у сопло та ін.



а *б* *в*

Рис. 1. Розріз штатного наконечника промислової Т-подібної фурми (*а*), модель робочого простору наконечника з днищем у формі конуса (*б*) та напрямки руху газопорошкового потоку (*в*)

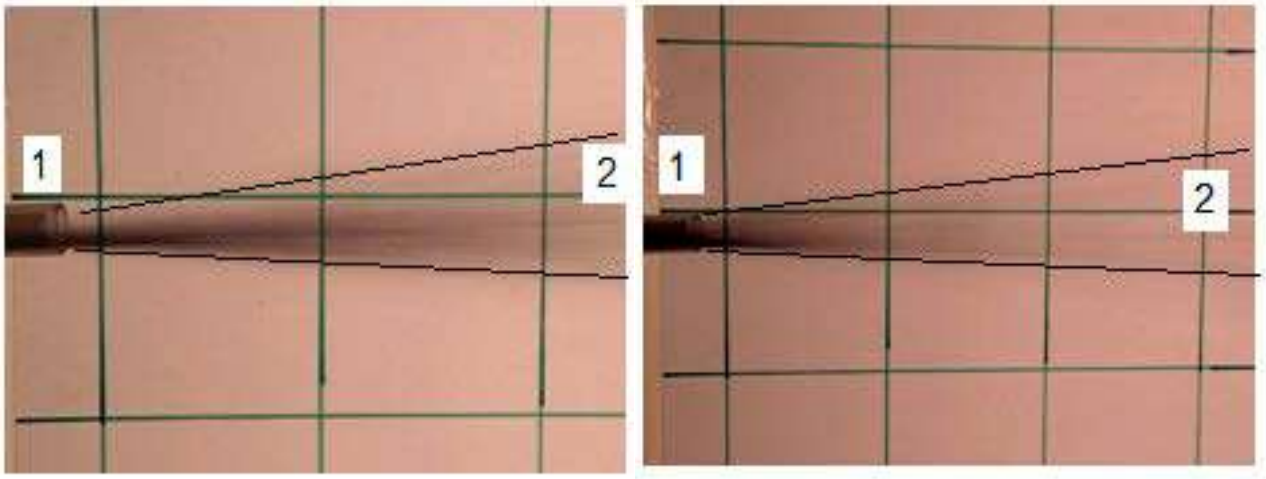
У даній роботі досліджено вплив конфігурації робочого простору (КРП) наконечника на кут розкриття та довжину горизонтальної дільниці газопорошкового струмення. З метою зміни КРП використали різні форми днища у внутрішньому просторі про-

зорої моделі (у масштабі 1:1) наконечника. Використали форми поверхні напівсфери та увігнутої напівсфери, конуса і циліндра (рис. 1, б), при цьому змінювали відстань від поверхні днища до вісі сопел наконечника.

Поведінку газопорошкового потоку фіксували з застосуванням високошвидкісної відеокамери. Частинки диспергованого магнію вдували у модель наконечника у потоці стисненого повітря.

Обробкою результатів експериментів встановлені відмінності та особливості переміщення частинок магнію у робочому просторі наконечника (рис. 1, *б*, *в*), довжину, діаметр та наповненість частинками горизонтальної ділянки струменя на виході з сопел наконечника (рис. 2).

Встановлено, що з наближенням поверхні днища наконечника до вісі сопел щільність газопорошкового потоку пропорційно зростає в незалежності від форми днища. Співвідношення між довжиною горизонтальної ділянки газопорошкового струменя та його діаметром на відстані 18 кал. від зрізу сопла складає: 0,9 – для циліндричної форми днища, 1,33 – для «конуса», 2,0 – для «увігнутої напівсфери» та 2,4 – для напівсферичного днища відповідно.



конус «кратер»

а б

Рис. 2. Вигляд газопорошкових струменів на виході із сопел моделі наконечника Т-подібної фурми з різними формами поверхні днища: *а* – «конус»; *б* – «увігнута напівсфера». 1 – зріз сопла; 2 – границі струменя

Стосовно розподілу частинок на горизонтальній ділянці газопорошкового струменя можна відмітити наступне. Найбільш рівномірний розподіл частинок за профілем струменя та максимальна його довжина спостерігається при використанні цилін-

дричної форми днища. Кут розкриття струменів відповідає наступним значенням: 10 град – для циліндричної форми днища, 12 град – для «конуса», 16 град – для «увігнутої напівсфери» та 22 град – для напівсферичного днища відповідно.

Перелік посилань

1. E.O. Hoefele and J.K. Brimacombe: *Metall. Trans.,* 10B (1979), 631.

2. Внепечная десульфурация чугуна в ковшах. Технология, исследования, анализ, совершенствование / А.Ф. Шевченко, И.А. Маначин, А.С. Вергун и др. – Д.: Дніпро-VAL, Монография, 2017 – 252 с.

УДК 628.179

А.Г. Мєшкова, М.В. Сухарева, О.В. Саввін, Д.С. Мотрій

Інститут промислових та бізнес технологій Українського державного університету науки і технологій (ІПБТ УДУНТ), м. Дніпро

АНАЛІЗ ЕФЕКТИВНОСТІ РОБОТИ СИСТЕМ ОБОРОТНОГО ВОДОПОСТАЧАННЯ ТОВ МЗ «ДНІПРОСТАЛЬ»

Створення замкнутих систем технічного водопостачання – основний шлях, який дозволяє істотно знизити обсяги води, що використовується і забруднюється на будь-якому виробництві. На ТОВ «МЗ Дніпросталь» створений замкнутий цикл систем водопостачання, що дозволяє повністю виключити скидання промислових стічних вод у річку Дніпро.

На підприємстві створена установка, яка призначена для очищення і охолодження води, що надходить від обладнання сталеплавильного цеху і прокатного стану. Вона складається з декількох контурів: безконтактного закритого контуру, контактного відкритого контуру, безконтактних відкритих контурів, аварійного контуру, підживлювального контуру та обробки осаду. Контур замкнутого циклу охолоджує кристалізатор і установку МБЛЗ (первинний і третинний контури). Контур складається з однієї батареї теплообмінника, колектора охолодженої води і насосної станції для подачі води споживачам. В безконтактних відкритих контурах гаряча вода після вказаних споживачів транспортується в градирню, де охолоджується. Накопичена в від-

стійнику охолоджена вода відправляється назад споживачам за допомогою насосних станцій. Контактні контури використовуються для охолодження води, яка вступає в контакт зі сталлю, виробленою і прокатаною в МБЛЗ і прокатному стані. Контакт з металом викликає підвищення температури і забруднює її окалиною і маслом. Вода очищається за схемою, наведеною на рисунку 1.

Проаналізовані показники води контактних контурів згідно з вимогами до першої групи споживачів металургійних підприємств. Кількість зважених речовин не задовольняє цим вимогам.

Для ефективної роботи оборотної системи водопостачання необхідно підтримувати якість води, яка забезпечить оптимальний режим за швидкістю утворення відкладень та швидкістю корозії. Для цього необхідно оцінити схильність води, яка циркулює в системах водопостачання, до утворення накипу за допомогою індексів Ланжельє та Різнера.

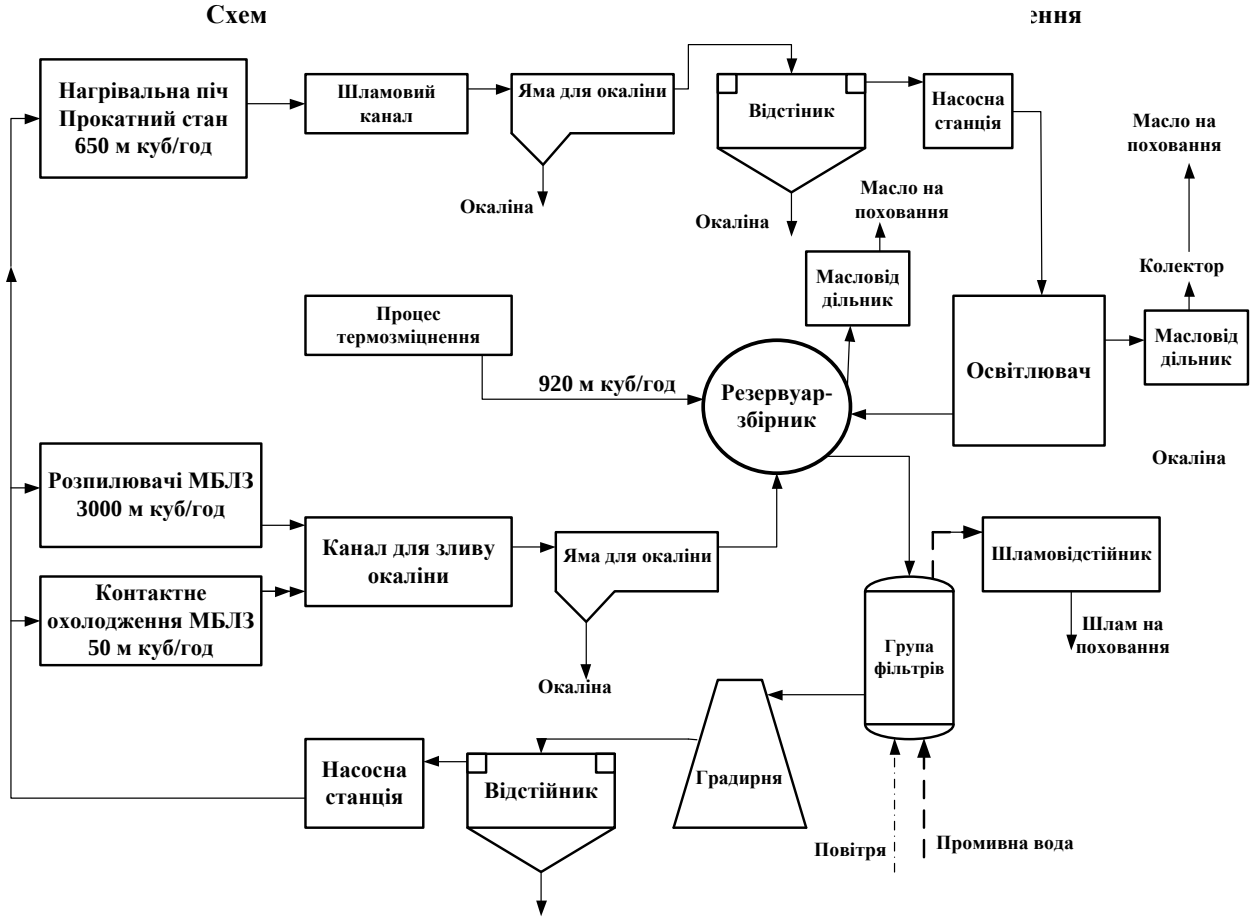


Рис.1 – Схема очистки води, яка циркулює в контактних контурах охолодження

Відкриті безконтактні та контактні контури підживлюються річковою водою, яку необхідно обробляти перед запуском в систему. Запропонована схема обробки річко-

вої води, що підживлює, наведена на рисунку 2. Річкова вода накопичується в бак. Пропонується дозування гіпохлориту у воду для окислення заліза (2+) до (3+). Вентилятор має вдувати повітря в бак для того, щоб сприяти процесу окислення і підтримувати процес перемішування. Насосна станція перекачує річкову воду в освітлювач, в який дозується вапно, поліелектроліт і коагулянт. Частина шламу, який утворюється, рециркулює в освітлювачі; інша частина перекачується в згущувач. Оброблена вода збирається в бак, а потім насосна станція перекачує воду в пісочно-піролюзитові фільтри. Періодична промивка фільтрів зворотним струменем води здійснюється насосною станцією. Повітря має подаватися електричним вентилятором. Вода, яка відходить після промивання зворотним струменем, відправляється в бак. Фільтрована вода збирається в бак, в який дозується кислота для регулювання pH. Фільтрована і оброблена вода потім йде до приймача розподілу підживлювальної води для сталеплавильного цеху і прокатного стану.

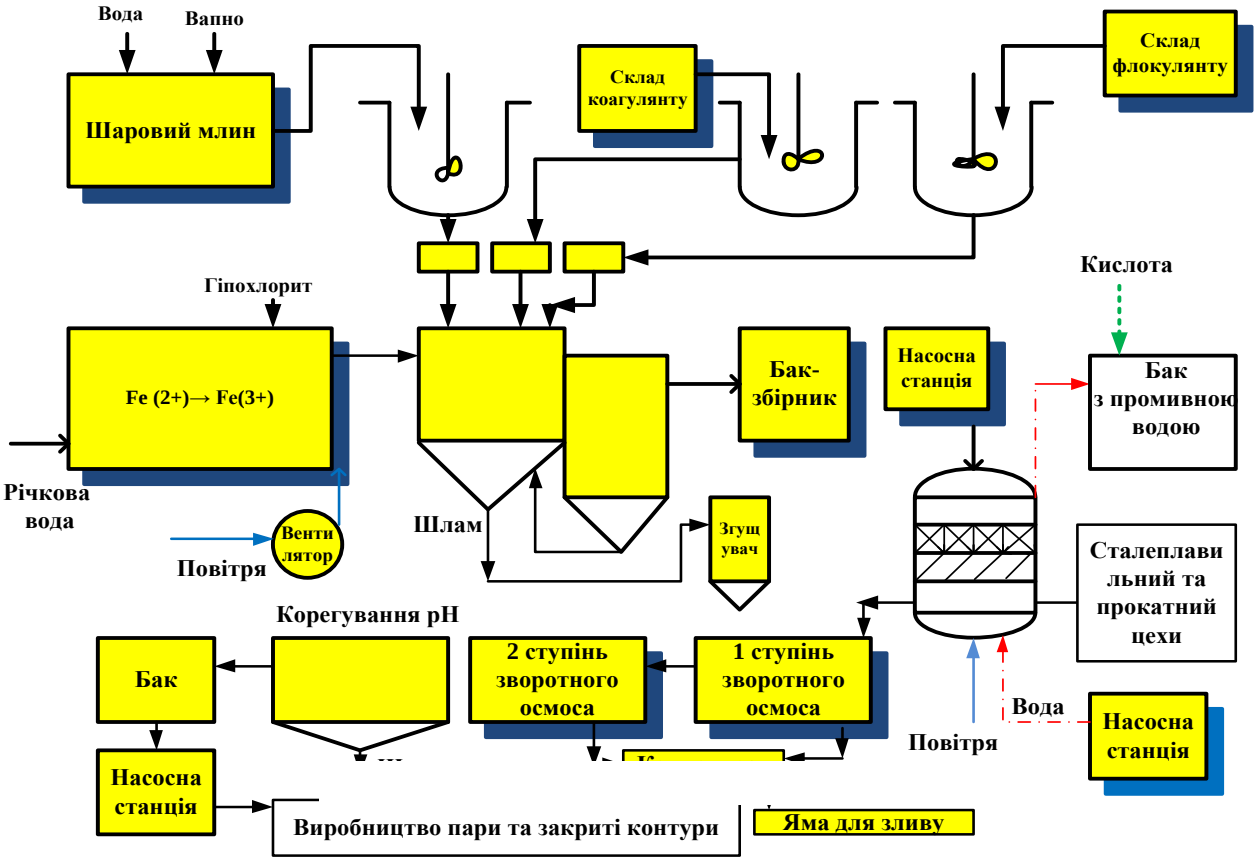


Рисунок 2.1- Запропонована схема обробки підживлювальної води

Рис. 2 – Пропонована схема обробки води, що підживлює

Подальша обробка має здійснюватися установкою зворотного осмосу для отримання якісної води, придатної для виробництва пари і для закритих контурів.

Характеристика води, що підживлює після 2-х ступеневої лабораторної уста-

новки зворотного осмосу наведена в таблиці 1.

Таблиця 1 – Характеристика води після 2-х ступеневої установки зворотного осмосу

№	Показник, мг/л	Подача	Концентрат	Перміат
1	Na	103,16	341,64	1
2	Mg	9,73	32,35	0,03
3	Ca	48,1	159,98	0,17
4	CO_3^{2-}	4,64	0,02	0
5	HCO_3^-	0,64	12,76	0,2
6	NO_3^-	4,97	15,96	0,26
7	Хлориди	99,35	328,92	1,01
8	F^-	0,33	1,1	0
9	SO_4^{2-}	173,86	753,68	1,02
10	SiO_2	1	3,31	0,01
11	Загальний солевміст	422,6	1649,73	3,71
12	pH	11	7,14	5,57
13	CO_2	0	1,08	0,95

Насосна станція качає воду через фільтр-касети безпеки для уловлювання більш дрібних частинок, які можуть засмітити проникні мембрани, а потім допоміжна насосна станція відправляє воду через осмотичні ємності, в яких відокремлюються опріснена і відхідна вода. Опріснена вода збирається у відстійнику, в якому корегується pH. Опріснена вода збирається в бак і насосною станцію перекачується споживачам (котел ВД і закриті охолоджувальні контури). Відхідна вода збирається в ямі і насосна станція перекачує її на злив. Установка зворотного осмосу наведена на рисунку 3.

Рис. 3 – Установка зворотного осмосу

Пропонована схема дозволить підвищити якість води, що підживлює, ефективність та термін безперебійної роботи замкнутих циклів водопостачання.

УДК 669.14.018.29:669.11

Р.В. Подольський, О.А. Сафронова, О.Є. Меркулов, Г.А. Кононенко

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

ВИЗНАЧЕННЯ ТА СИСТЕМАТИЗУВАННЯ ШЛЯХІВ ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК

Безпека руху поїздів, збереження людей і вантажів в значній мірі залежать від якості, стійкості та надійності металопродукції залізничного призначення. В сучасних умовах експлуатації залізничного транспорту навантаження на вісь можуть досягати 35т, а кліматичні умови експлуатації - область дуже низьких температур.

Процес експлуатації транспортних засобів визначає взаємодія колеса і рейки. Від параметрів цього багато в чому залежать безпека руху та основні техніко-економічні показники господарств колії та рухомого складу. Результатом є вплив, що

виникає від тертя кочення і особливо від тертя ковзання колеса по рейці при гальмуванні, відносно цих змін відбувається істотне зростання інтенсивності зношування коліс рухомого складу [1-2], яке, в свою чергу може призводити до катастрофічних наслідків для локомотивного господарства. В процесі експлуатації рейки [3-4] в більшості випадків утворюються дефекти, в результаті складнонавантаженого стану: її головка піддається зношуванню, зминанню, розтріскуванню і викришуванню, в металі можуть розвиватися контактно-втомні пошкодження [5].

На вітчизняних залізницях з моменту їх створення особливу увагу приділяли зносу бандажів коліс локомотивів. Після дослідження бандажів і рейок групою В. М. Верховського, було запропоновано використовувати для їх виготовлення сплави середньої твердості, але наближених до твердості сталі. Паралельно досліди з бандажами проводили Дедлей (США), Грюнер (Франція) і Вільямс (Англія). Вони наполягали на застосуванні більш м'якої сталі. Однак подальша експлуатація залізниць підтвердила все ж правильність висновків вітчизняних інженерів.

Група В. М. Верховського прийшла до висновку, що «немає підстави побоюватися твердих рейок і бандажів і що, навпаки, необхідно надати їм більшу ступінь твердості, але, не роблячи їх крихкими, так як між жорсткістю і крихкістю є різниця і, якщо ми побоюємося крихких бандажів і рейок, то це не зобов'язує нас побоюватися їх твердості: вони можуть бути тверді і в той же час можуть служити, не завдаючи небезпеки, тривалий час» [6].

З аналізу робіт різних авторів (Керенцева Д.Є. Бунькова Т.Г. Ражковського О. О. та ін.) слідує, що для збільшення часу експлуатації залізничної рейки потрібно досягнення в металі головки певного рівня твердості, зниження концентрації вуглецю і введення до складу сталей легуючих елементів з метою твердорозчинного зміцнення, зниження кількості карбідоутворюючих елементів. Доцільно також розглядати питання про формування структурного стану металу в області поверхні катання, тобто перехід до продуктів проміжного перетворення, зокрема, нижнього бейніту [7-13].

На підставі робіт Ражковського О.О. та Бунькової Т.Г., що провели математичне та практичне опробування роботи системи «колесо- рейка» вони встановили оптимальне співвідношення твердості матеріалу, яке склало 0,91 (твердість 363 НВ - колесо, 401 НВ - рейка).

Аналіз вітчизняної та світової нормативно-технічної документації на залізничні рейки показав, що в світовій практиці для виробництва серійних рейок використовуються доевтектоїдні середньовуглецеві і високовуглецеві, а також заевтектоїдні ста-

лі. За ступенем легування застосовуються як вуглецеві, так і мікролеговані, леговані сплави.

За вимогами до твердості на поверхні катання (374…401 НВ для рейок вищої категорії) нормативна документація України займає середню позицію серед стандартів інших країн. Вимоги по твердості на поверхні катання ДСТУ 4344 перевищують вимоги стандартів Австралії, Японії, Канади та США. Однак поступається вимогам ГОСТ Р 51685-2013 (верхня межа 405…409 НВ для рейок ОТ370ИК і ДТ370ИК) і EN 13674-1:2011 (верхня межа 390…440 НВ для рейок R400НТ).

Експлуатаційна стійкість залізничних рейок багато в чому визначається станом структури і механічними властивостями рейкової сталі. У зв'язку з цим провідна роль відводиться дослідженням в створенні нових, більш досконалих і прогресивних сталей, здатних забезпечити тривалу міцність рейок в умовах експлуатації.

Висновки:

1. За результатами аналітичного огляду систематизовані відомі шляхи підвищення зносостійкості залізничних рейок.

2. Показано, що найбільш ефективним способом підвищення твердості сталей є управління їх хімічним складом шляхом легування, мікролегування і зменшення кількості шкідливих домішок.

Література

1. Шур Е. А. К вопросу об оптимальном соотношении твердости рельсов и колес //Современные проблемы взаимодействия подвижного состава и пути: Материалы научно-практической конференции / ВНИИЖТ. – М. 2003. с. 87 – 93.

2. R. Harder. Creep Force – Creepage and Frictional Work Behaviour in Non-Hertzian Counter formal Rail / Wheel Contacts. Proceedings of IHHA'99 STS-Conference on Wheel/Rail Interface. Moscow. 1999. V. 1. p. 207 – 214.

3.Воробьев А. А. Исследование напряженного состояния пятна контакта колеса и рельса / А. А. Воробьев. // Вестник ИрГТУ. – 2009. – С. 42–47.

4. B. Paul. J. Hashemi. User's Manual for Program CONTACT. Technical Report No. 4. FRA/ORD-78/27/PB286097. NTIS. Springfield. VA. Sept. 1977.

5. 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. – 619 с.

6. Буйносов А.П. Универсальная модель оценки износа бандажей колесных пар локомотивов [Текст] / А.П. Буйносов. В.А. Тихонов // Известия Транссиба / Омский гос. ун-т путей сообщения. – ОМСК.2012. – №2. – С.16-23.

7. Медовар Л.Б.. Цыкуленко К.А.. А.К. Цыкуленко Бейнитные стали для рельсов / Проблемы специальной электрометаллургии. 1998. №. – С.10-20.

8. Розробка сталей для металопродукції залізничного призначення. Бабаченко О. І. Кононенко Г. А.. Рослик О.В. Майстренко К.М. Подольський Р.В. Дніпро. «Домінанта-принт». 2021. 298 стор.

9. 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. High-strength bainitic steel rails with excellent rolling-contact fatigue resistance: Заявка 1101828 ЕПВ. МПК7 С 21д 9\04. С21Д 1\20. Nippon Steel Corp.

11. 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

12. D. Davis et Railway Track Structures. 1977. 12. p.14-16

13. Крестовины для линий с высокими осевыми нагрузками Мир техники и технологий. 2002. № 9. с.41

УДК 621.771.23:620.17.001.894.5

В.Г. Раздобрєєв, К.Ю. Ключніков, О.І. Лещенко, Д.Г. Паламар

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

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ЗНАКОЗМІННОГО ЗГИНУ ШТАБИ НА ЗМІНУ ДЕФОРМАЦІЙНИХ ПАРАМЕТРІВ І МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ МЕТАЛУ

Технологія виробництва профілів стрічкового типу волочінням у роликових волоках дозволяє отримувати профілі з відношенням сторін $b/h>20$ без застосування проміжної термічної обробки [1]. Однак, при цьому виникає проблема практично повного вичерпання запасу пластичності металу, що деформується, що може призводити до появи тріщин по кромках профілю, а також, у певних випадках, і до необхідності проміжної термообробки між переходами.

У той же час відомо, що застосування процесів, що поєднують знакозмінний згин і розтяг, призводить до зниження значень границі плинності та тимчасового опору розриванню при одночасному підвищенні відносного подовження матеріалу, що

обробляється [2]. Такий вид обробки профілю при його подальшому волочінні у роликових волоках, дозволить підвищити пластичність холоднодеформованої сталі, збільшити кількість переходів до вичерпання запасу пластичності металу та, в цілому, підвищити ефективність виробництва профілів стрічкового типу волочінням у роликових волоках.

Експериментальні дослідження по визначенню впливу технологічних параметрів знакозмінного згину профілю на зміну деформаційних параметрів при волочінні профілів стрічкового типу в роликовому волоку, поєднаного з протяжкою профілю через рихтувальний пристрій проводились на устаткуванні лабораторної бази Відділу обробки металів тиском ІЧМ НАНУ. Для цього використали волочильний стан фірми SKET UDZSA-2500/5, чотирьохроликову волоку, семироликовий рихтувальний пристрій для обробки прокату. Експериментальні дослідження проводили у два етапи. На першому етапі дослідження проводили при деформації вихідної круглої заготовки діаметром 5,9 мм у чотирьохроликовій волоці з подальшою обробкою штаби у семироликовому рихтувальному пристрої за трьома режимами. При обробці штаби за режимом I величина переміщення центрів рихтувальних роликів t складала 0 мм, тобто штаба проходила через рихтувальний пристрій без згинів, за режимом II величина переміщення центрів рихтувальних роликів t складала 4 мм, а за режимом III складала 8 мм. При виконанні другого етапу експериментальних досліджень, штабу, яку деформували за трьома режимами, обтискали в роликовій волоці. Швидкість волочіння та протяжки штаби через рихтувальний пристрій для всіх режимів становила 1 м/с.

В якості підкату застосовували калібрований прокат зі сталі марки Св-08А за ГОСТ 2246-70 наступного хімічного складу: C=0,09 %; Mn=0,42 %; Si=0,028 %; S=0,023 %; P=0,010 %. Вихідні механічні властивості такого підкату становили: σ_T=494 Н/мм^2; σ_B=529 Н/мм^2; δ_5=20 %.

Встановлено, що після деформації круглої заготовки у два етапи за режимом I (деформація тільки в роликовій волоці) її висота зменшилася від 5,9 до 5,23 мм і далі до 4,71 мм, при цьому ширина штаби приймала значення 5,9–6,15–6,37 мм. Значення сумарного обтиснення склало ε= 20,2 %, витягування μ=1,11, тимчасового опору розриванню $\sigma_в$=634 Н/мм^2, а умовної границі плинності $\sigma_{0,2}$=612 Н/мм^2.

При деформації штаби в два етапи за режимом II (деформація у роликовій волоці та протяжка штаби через рихтувальний пристрій зі згином через ролики на ½ їх максимальної величини) його висота мала наступні значення: 5,9–5,23–5,01–4,65 мм,

а ширина 5,9–6,15–6,01–6,17 мм. Значення сумарного обтиснення склало ε=21,2 %, витягування μ=1,162, тимчасового опору розриванню $\sigma_в$=583 Н/мм^2, а умовної границі плинності $\sigma_{0,2}$=571 Н/мм^2.

При деформації профілю в два етапи за режимом III (деформація у роликовій волоці та протяжка штаби через рихтувальний пристрій зі згином через ролики на максимальну величину) його висота мала наступні значення: 5,9–5,23–4,57–3,83 мм, а ширина 5,9–6,15–5,60–5,94 мм. Значення сумарного обтиснення склало ε= 35,1 %, витягування μ=1,45, тимчасового опору розриванню $\sigma_в$=654 Н/мм^2, а умовної границі плинності $\sigma_{0,2}$=644 Н/мм^2.

Аналіз експериментальних даних показав, що після протягування штаби через ролики рихтувального пристрою в кожному випадку спостерігалося зміна його геометричних розмірів та механічних властивостей.

При протяжці штаби у рихтувальному пристрої з установкою роликів на ½ максимальної величини згину його висота змінилася від 5,23 до 5,01 мм, а ширина від 6,15 до 6,01 мм. Величина відносного обтиснення при цьому склала $\varepsilon_{рихт}$=4,2 %, витягування $\mu_{рихт}$=1,068, тимчасового опору розриванню становило $\sigma_в$=553 Н/мм^2, а умовної границі плинності $\sigma_{0,2}$=530 Н/мм^2. Зменшення величини $\sigma_в$ склало 40 Н/мм^2 або 6,7 %, а зменшення $\sigma_{0,2}$ склало 42 Н/мм^2 или 7,3 % в порівнянні з режимом I.

При протяжці профілю в рихтувальному пристрої з установкою роликів на максимальну величину згину його висота змінилася від 5,23 до 4,57 мм, а ширина від 6,15 до 5,6 мм. Величина відносного обтиснення при цьому склала $\varepsilon_{рихт}$=12,6 %, витягування $\mu_{рихт}$=1,25, тимчасового опору розриванню становило $\sigma_в$= 584 Н/мм^2, а умовної границі плинності $\sigma_{0,2}$=557 Н/мм^2. Зменшення величини $\sigma_в$ склало 9 Н/мм^2 або 1,5 %, а зменшення $\sigma_{0,2}$ склало 15 Н/мм^2 или 2,6 % в порівнянні з режимом I.

Порівняння експериментальних даних після протягування штаби в рихтувальному пристрої – з установкою роликів на ½ максимальної величини згину і з установкою роликів на максимальну величину – дозволило встановити, що при протяжці штаби з цієї марки сталі через ролики рихтувального пристрою з максимальним згином, спостерігається процес пластичної деформації, пов'язаний з розтягуванням штаби, яка протягується через рихтувальний пристрій. З цієї причини (наявність пластичної деформації), при встановленні роликів на максимальну величину згину відбувається незначне зниження властивостей міцності штаби після 1-го етапу експериментальних досліджень.

Аналіз даних після виконання другого етапу експериментальних досліджень показав, що після деформації штаби за режимом II порівняно з режимом I (базовий режим) величина тимчасового опору розриванню $\sigma_в$ зменшилася на 51 Н/мм^2, а умовної границі плинності $\sigma_{0,2}$ зменшилася на 41 Н/мм^2 що становить 8 та 6,7 % відповідно. При цьому сумарне витягування за два етапи при деформації штаби за режимом II перевищує базову на 4,7 %, що пов'язано з утяганням штаби у рихтувальному пристрої.

Після деформації штаби за режимом III порівняно з базовим режимом, величина тимчасового опору розриванню $\sigma_в$ збільшилася на 20 Н/мм^2, а умовної границі плинності $\sigma_{0,2}$ збільшилася на 32 Н/мм^2, що становить 3,2 та 5,2 % відповідно. Сумарне витягування за два етапи при деформації штаби за режимом III перевищує базову на 30,6 %, що пов'язано із пластичною деформацією профілю у рихтувальному пристрої. Подібні явища спостерігалися і при протяжці профілів круглого перерізу через роликові рихтувальні пристрої [3].

Список літератури

1. Ключников К.Ю. Технология производства профилей ленточного типа из заготовок круглого сечения методом прокатки-волочения / К.Ю. Ключников, А.П. Лохматов, С.А. Воробей, И.В. Сикачина, В.Г. Раздобреев // Обработка материалов давлением: сб. научн. тр. ДГМА. – Краматорск: ДГМА, 2013. – №1 (34). – С. 207-212.

2. Вакуленко И.А. Структурные изменения при изгибно-растяжном деформировании холоднокатаной низкоуглеродистой стали / И.А. Вакуленко, В.Г. Раздобреев // Металлы. – 2004. – №3. – С.86-90.

3. Ресурсо- и энергосбережение в металлургии. Разработка машин и технологий металлургии при инновационном риске. Кн. 2 / [С.П. Буркин, Е.А. Коршунов, В.В. Шимов и др.]; под ред. С.П. Буркина. – Екатеринбург, 2010. – 560 с.

УДК 669.184

В.О. Рубан[1], О.М. Стоянов[1], Є.В. Синегін[1], С.Б. Бойченко[2]

[1]Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

[2]Jansen Steel Tubes, Швейцария

ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЯ ГРАФІТОВАНОГО ПОРОЖНИСТОГО ЕЛЕКТРОДУ ПРИ ОБРОБЦІ СТАЛІ НА УСТАНОВЦІ «КІВШ-ПІЧ»

Головними умовами сталого розвитку сталеплавильного виробництва, зокрема виробництва якісних марок сталей, є вдосконалення технологій позапічної обробки сталі на установці «ківш-піч» (УКП), яка вирішує досить значне коло питань з поліпшення якості металу і підвищення продуктивності сталеплавильних агрегатів.

Основним джерелом теплової енергії для стабілізації температури сталі, при обробці на УКП, є електрична дуга, яка формується за допомогою трьох графітованих електродів (ГЕ). Використання ГЕ складають одну з істотних статей витрат готової продукції, яка в собівартості сталі становить 8-12,5% [1,2]. Основними факторами, що визначають витрати електродів в процесі їх експлуатації, є окислення бічної поверхні, знос торця електрода внаслідок сублімації графіту в дузі, розтріскування, поломки робочих кінців електродних свічок через високі теплові і механічні навантаження [3].

У зв’язку з цим, актуальною є задача оцінки температурного поля електрода, яким буде здійснюватися подача газу для зменшення фізичних і хімічних впливів на електрод УКП в різні періоди позапічної обробки сталі.

Розрахунок температурних полів графітованого порожнистого електрода (ГПЕ) з подачею його каналом аргону при обробці на УКП, виконано за допомогою комп’ютерного моделювання методом кінцевих елементів, що дозволило отримати дані градієнту температур в об’ємі електрода. Для опису теплових процесів, що відбуваються в ході позапічної обробки сталі, використовувався модуль, який дозволяє проводити розрахунки нестаціонарного теплообміну. У зв'язку з тим, що УКП працює в різних теплових режимах, моделювання нагріву електрода включало 4 періоди: I – нагрів, II – простій, III – нагрів, IV – рафінування і заміна ковша. У II та IV періодах нагрів ГПЕ не здійснюється.

За результатами проведеного моделювання отримані дані щодо основних температурних характеристик ГПЕ. Загальна картина зміни температур в періоди нагріву (I і III) і витримки (II і IV) представлена на рисунку 1.

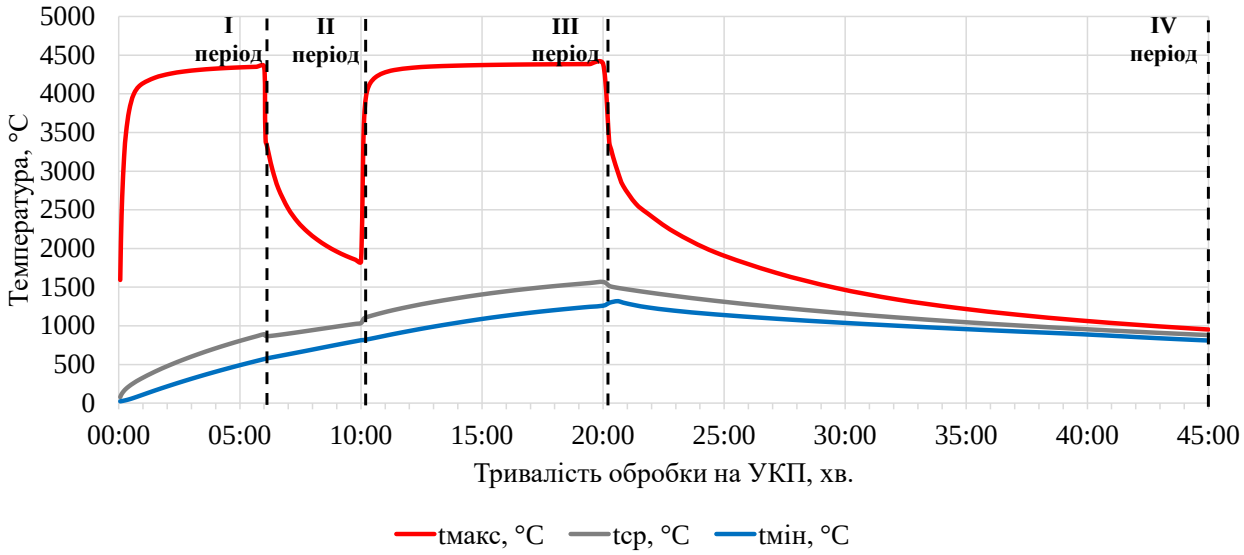


Рис. 1 – Зміни температур в об'ємі ГПЕ в різні періоди обробки сталі на УКП

Різкий приріст максимальних значень температури електроду, що спостерігається на початку I і III періодів нагріву, є наслідком великої різниці температур дуги і торця електрода. В подальшому процес нагріву електроду уповільнюється. Протилежна картина спостерігається у II та IV періодах після припинення нагріву металу. Висока різниця температур зовнішнього середовища і нижнього торця електрода сприяє швидкому охолодженню останнього. Додатковий вплив на швидке охолодження електроду має високий градієнт температур по його довжині. Через стрімке охолодження торця електроду різниця температур між ним і навколишнім середовищем зменшується, уповільнюючи його охолодження.

Література

1. Колокольцев В.М. Пути снижения расхода графитированных электродов в дуговых печах / В.М. Колокольцев, И.М. Ячиков, Л.В. Сарычев // Литейные процессы: межрегион. сб. науч. тр. / Под ред. В.М. Колокольцева. Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2006. – С. 51-56.

2. Грудницкий О.М. Пути снижения удельного расхода графитированных электродов на электродуговых сталеплавильных печах / О.М. Грудницкий, Р.А. Исхаков, В.М. Коробов // Литье и металлургия. – 2011. – №1 (59). – С. 35-36.

3. Грудницкий О.М. Особенности эксплуатации графитированных электродов на электродуговых сталеплавильных печах / О.М. Грудницкий, В.М. Коробов, Р.А. Исхаков // Материалы VII Междунар. конф. «Тепло- и массообменные процессы в металлургических системах». Мариуполь, 2006. – 6–8 сентября. – С. 36–37.

УДК 669.184

В.О. Рубан[1], О.М. Стоянов[1], N. Raymakers[2], Є.В. Синегін[1]

[1]Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

[2]Rayding LinQ-U BV, Нідерланди

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОДУВКИ СТАЛІ ГРАФІТОВАНИМ ПОРОЖНИСТИМ ЕЛЕКТРОДОМ НА УСТАНОВЦІ «КІВШ-ПІЧ»

Аналіз сучасних технологій виробництва сталі показав, що існують потреби в модернізації напрямку позапічної обробки сталі на установці «ківш-піч» (УКП). Успішне виконання задач при позапічній обробці сталі залежить від багатьох факторів, одним з яких є ефективність роботи графітованих електродів, які служать для підігріву ванни теплом електричного розряду.

Для забезпечення стабільного існування електричного розряду над поверхнею ванни рідкого металу необхідна наявність газового середовища [1]. Використання графітованого порожнистого електроду (ГПЕ) при обробці металу на УКП, показало позитивний вплив на формування та існування електричного розряду, покращення умов десульфурації металу, зменшення часу обробки та зниження витрат електрода [2, 3].

На основі цього проведено дослідження методом холодного моделювання, які направлені на вивчення взаємодії газового струменя з ванною рідкої сталі. При чому газ подається осьовим каналом ГПЕ, зі зміненням режимів вдування, товщини шлаку і висоти ГПЕ над рівнем спокійної ванни.

За результатами досліджень отримані дані щодо залежності площі лунки металу від витрати газу при заданій товщині шару шлаку рис 1.

Згідно проведених досліджень встановлено, що при збільшенні інтенсивності подачі газу збільшується площа лунки металу, яка має форму меніска. Ця залежність є актуальною як для мінімальної товщини шлаку, так і для максимальної. Відмінність полягає в тому, що при однакових витратах газу та зменшенні товщини шлаку площа лунки поверхні металу більша, ніж при максимальній. Це дозволяє сформувати більшу площу контакту електричної дуги з ванною рідкої сталі та створити газове середовище для більш сприятливих умов її горіння при цьому лунка, що утворюється під електродом має, практично, закритий характер.

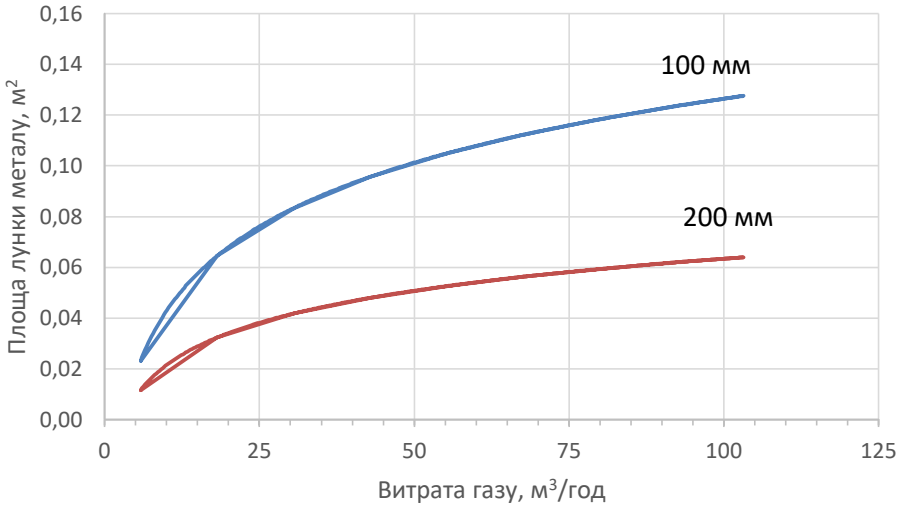


Рис. 1 – Залежність площі лунки металу від витрат газу

Література

1. Низяев К.Г. Особенности нагрева стали независимой электрической дугой / К.Г. Низяев, В.М. Душа, В.В. Керницкий // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2002. – №7. – С.147-149.

2. Ячников И.М. Моделирование теплового состояния графитированного электрода при подаче газа в осевой канал / И.М. Ячников, И.В. Портнова, М.В Быстров // XV Конгресс Сталеплавильщиков: Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова. – С. 180-186.

3. Егоров А.В. Электроплавильные печи черной металлургии: Учебник для вузов. – М.: Металлургия, 1985. – 280 с.

УДК 504.06

О.В. Саввін, А.Г. Мєшкова, М.В. Сухарева, О.С. Соболевська

Інститут промислових та бізнес технологій Українського державного університету науки і технологій (ІПБТ УДУНТ), м. Дніпро

ВИКОРИСТАННЯ ТЕХНІЧНИХ ЗАСОБІВ У МОНІТОРИНГУ ПОВІТРЯ М. ДНІПРО

Забруднення атмосферного повітря є однією з найгостріших екологічних проблем сьогодення. Незважаючи на певний спад виробництва в Україні, рівень забруд-

нення атмосферного повітря великих міст і промислових регіонів залишається стабільно високим, а у деяких регіонах, наприклад, Кам'янське, Маріуполь, Кривий Ріг, Запоріжжя – вкрай загрозливим. Фактично дві третини населення країни проживає на територіях, де стан атмосферного повітря не відповідає гігієнічним нормативам, що впливає на загальну захворюваність населення.

Головним джерелом забруднення атмосферного повітря від викидів стаціонарних джерел в Україні є підприємства паливно-енергетичного комплексу – 36 % від загального обсягу викидів, підприємства обробної – 35 % та видобувної промисловості – 25 %. Основними забруднюючими речовинами є оксиди вуглецю, азоту, діоксиди сірки, аміак, феноли, формальдегід, бензапірен. Хоч обсяги викидів забруднюючих речовин останнім часом, передусім через зупинку багатьох підприємств, зменшилися, проте в деяких промислових регіонах вони і нині значно перевищують гранично допустимі концентрації.

Одне з провідних місць у забрудненні атмосферного повітря належить автотранспорту – на нього припадає понад третина усього обсягу викидів забруднюючих речовин в Україні, а в деяких містах більше, ніж половина. Понад 65 % свинцю, 54 % – оксиду вуглецю, 32 % – вуглеводнів та 24 % – оксидів азоту від загальної для країни кількості цих речовин потрапляють в атмосферу. завдяки роботі автотранспорту [1].

Нормативно-правова база у галузі охорони та моніторингу стану атмосферного повітря в останні роки активно розвивається та оновлюється. У Основних засадах (стратегії) державної екологічної політики України на період до 2030 року, що затверджені Законом України (ЗУ) від 28 лютого 2019 року № 2697-VIII, у розділі I «Існуючі проблеми та сучасний стан довкілля в Україні» зазначено, що забруднення атмосферного повітря є однією з найгостріших екологічних проблем, а розділ III містить стратегічні цілі та завдання, що безпосередньо пов'язані з управлінням якістю атмосферного повітря [2].

Відповідно до статті 32 ЗУ «Про охорону атмосферного повітря» моніторинг атмосферного повітря проводиться з метою отримання, збирання, оброблення, збереження та аналізу інформації про викиди забруднюючих речовин та рівень забруднення атмосферного повітря, оцінки та прогнозування його змін і ступеня небезпечності та розроблення науково обґрунтованих рекомендацій щодо прийняття рішень у галузі охорони атмосферного повітря [3].

Проєкт української мережі громадського моніторингу якості повітря EcoCity зародився ініціативою активістів та винахідників у 2018 році у м. Івано-Франківськ та за

4 роки поширився територією усіх регіонів України. Зараз EcoCity – це найбільша мережа, що об'єднує понад 600 встановлених станцій громадського моніторингу якості повітря. За останні 4 роки команда EcoCity за підтримки чеської неурядової організації «Arnika» та інших партнерів реалізувала декілька інновацій громадського моніторингу якості повітря. Мережа EcoCity не обмежується моніторингом вмісту дрібнодисперсного пилу фракції PM2,5 та PM10, а активно працює над усім переліком пріоритетних забруднюючих речовин Всесвітньої організації охорони здоров'я (ВООЗ). Зараз станції проєкту EcoCity здатні оцінювати якість повітря при забрудненні 19 шкідливими речовинами, серед яких приземний озон, чадний газ, діоксид азоту та леткі органічні сполуки. Спільними зусиллями розроблено 8 різних типів станцій громадського моніторингу включно з мобільною станцією Sapphire32 та indoor-станцією з функцією «розумний будинок».

З весни 2021 року мережа EcoCity спільно з проєктом «Чисте повітря для України» реалізує програму розширеної відповідальності та запроваджує технічне обслуговування громадських станцій моніторингу повітря. У серпні 2021 року спільно з КП «Центр екологічного моніторингу» ДОР розпочато комплексні дослідження якості та стабільності результатів моніторингу – так званий «метрологічний колокаційний експеримент», який базується на методології EPA USA.

Українська мережа громадського моніторингу якості повітря EcoCity розвиває активні партнерські стосунки з інституціями громадянського суспільства та академічними спільнотами. Щомісяця електронною картою якості повітря (www.eco-city.org.ua) користуються понад 20 тис. користувачів та органи місцевого самоврядування у містах України [4]. Завдяки цьому проєкту будь-яка людина може підключитися до моніторингу якості повітря. На рисунку 1 представлено карту станцій моніторингу якості повітря у м. Дніпро.

Також є можливість встановити карту забруднення повітря на смартфон та відстежувати якість повітря у своєму регіоні. 29 січня у Дніпрі офіційно розпочалася співпраця академічної спільноти Українського державного університету науки і технологій (УДУНТ) з чеською екологічною ГО «Арніка» (Прага) та Мережею громадського моніторингу EcoCity у впровадженні моніторингу повітря та екологічної освіти. За адресом пр. Гагаріна, 4 було встановлено моніторингову станцію № 941 **«НМетАУ (Arnika)». Точні координати станції: широта 48.4529407; довгота 35.0628779. Станція оснащена наступними сенсорами: пил 2,5 мкм, мкг/м³; пил 10 мкм, мкг/м³; температура, °С; вологість, %; атмосферний тиск, мм рт. ст.; формальдегід, мкг/м³; аміак, мкг/м³; діоксид азоту, мкг/м³; монооксид вуглецю, мкг/м³.**

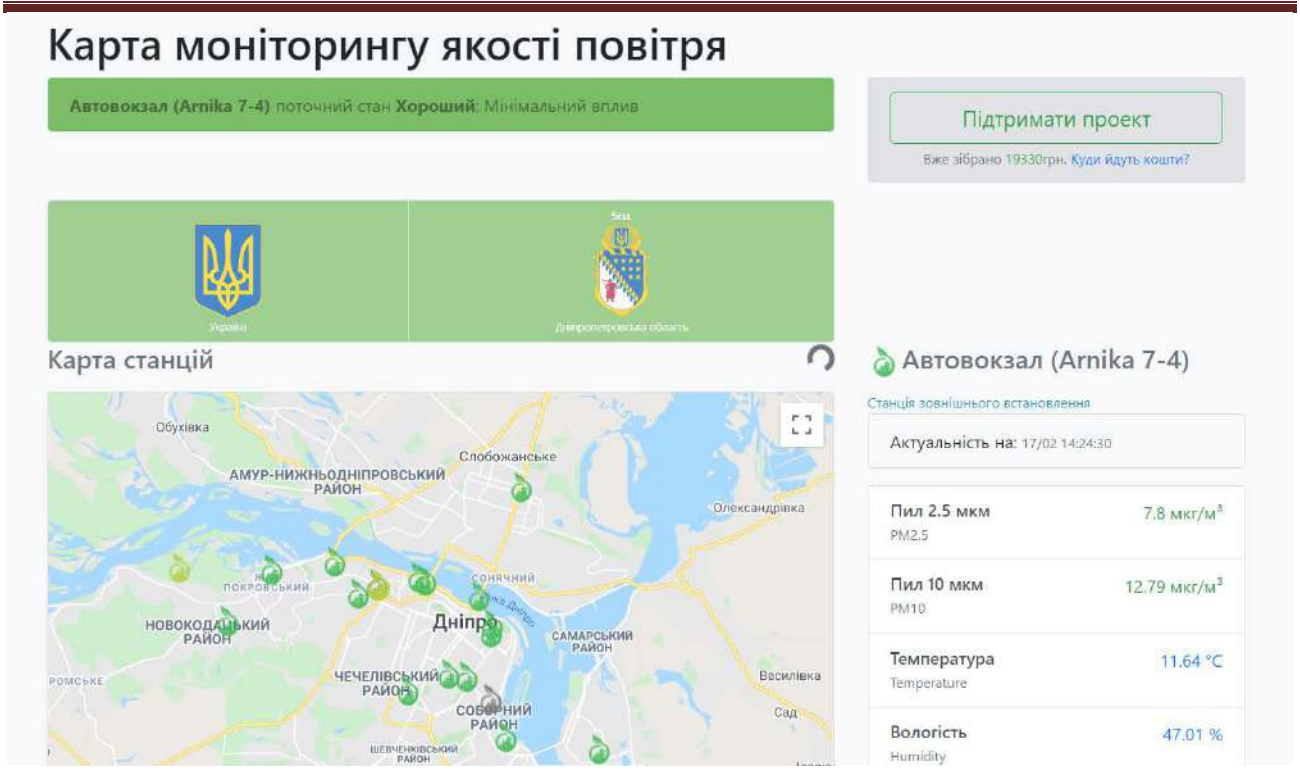


Рис. 1 – Карта станцій моніторингу якості повітря у м. Дніпро на 17.02.22

Показник PM2,5 відображає концентрацію твердих частинок діаметром до 2,5 мікрометра. Показник PM10 відображає концентрацію твердих частинок діаметром до 10 мікрометрів. Нормальним рівнем концентрації вважається ≤ 50 мкг/м^3.

Тверді частинки діаметром 2,5 мікрометра настільки малі що їх можна побачити тільки за допомогою мікроскопа. Вони без перешкод проникають глибоко в дихальні шляхи, минаючи захисні системи організму людини. Вони легші, ніж PM10 і потрапляють в легені, завдаючи шкоди здоров'ю. Вони також залишаються в повітрі довше та переносяться з вітром далі, ніж PM10. Тверді частинки діаметром 10 мікрометрів не такі малі як PM2,5, проте в 30 разів менші, ніж ширина волосся. PM10 подразнюють дихальні шляхи людини, особливо астматиків, дітей та людей похилого віку. Вони подразнюють слизову оболонку очей та провокують сухість в горлі.

ВООЗ вважає, що тверді частинки PM2,5 та PM10 впливають на більшу кількість людей у всьому світі. У своєму звіті у 2005 році організація дійшла висновку: «Все населення зазнає негативного впливу, але піддатливість організму до забруднення може відрізнятися за віком та станом здоров'я. Як свідчить практика, можливі ризики негативних наслідків зростають, якщо в організмі існує схильність до них, водночас, немає достатньої кількості свідчень того, що існує певний поріг, переступивши який ми позбудемося негативного впливу на наше здоров'я».

На рисунку 2 скріншот кабінету моніторингової станції № 941 **«НМетАУ (Arnika)».**

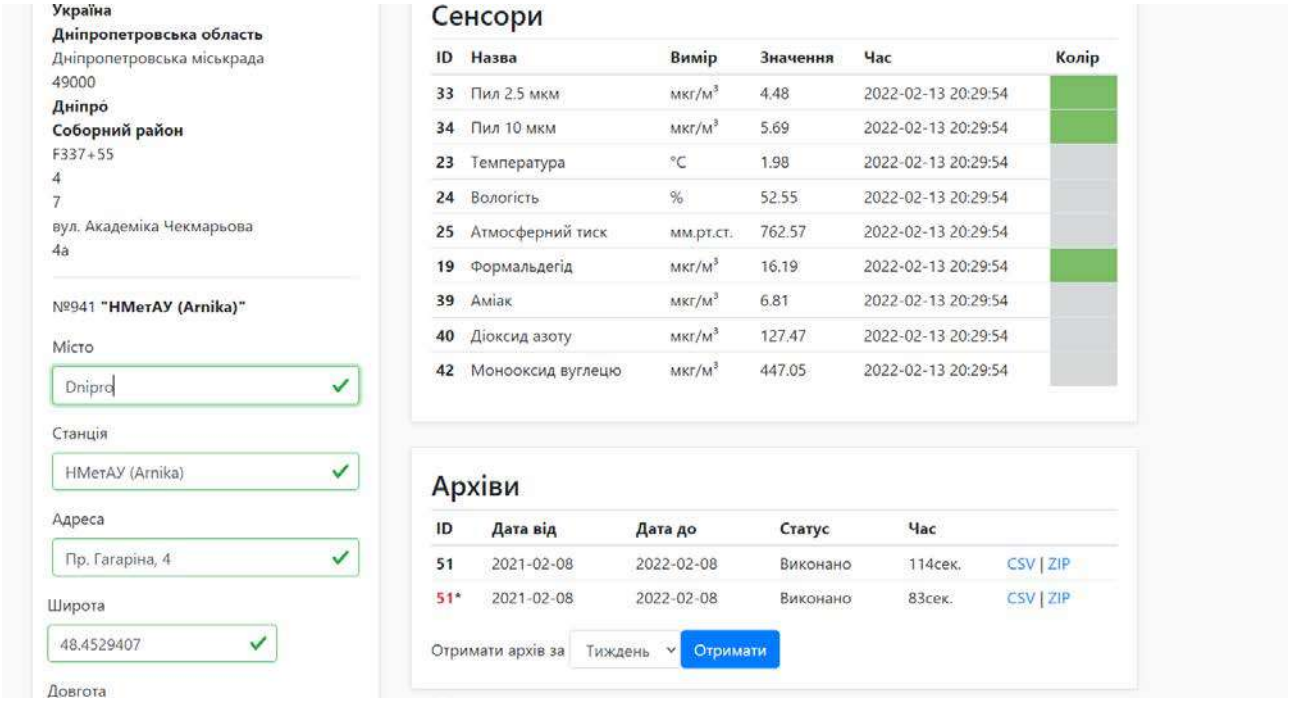


Рис. 2 – Кабінет моніторингової станції № 941 «**НМетАУ (Arnika)»**

Особливу цінність несуть архівні дані, по яких можна відстежувати якість повітря на протязі тривалого часу. Отримати дані можна у форматі CSV. CSV (від англ. Comma-Separated Values – значення, розділені комами) – текстовий формат, призначений для представлення табличних даних. Кожен рядок – це окремий рядок таблиці, а стовпці відокремлені один від одного спеціальними символами – роздільниками (наприклад, комою). Останнім часом роздільником може бути не тільки кома, але й інші символи (пробіл, крапка з комою, табуляція, інше). Це особливо важливо для обробки даних у форматі EXCEL. Справа у тому, що крапка може змінити формат числа на «дата», що приведе до некоректного відображення інформації. Крім того, треба звернути увагу на величезну кількість інформації. Навіть невеличкий масив даних за останні 3 місяці містить 7796 строк. На рисунку 3 представлено архівні дані якості повітря у форматі CSV.

	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	L	M	N	O	P	Q	R	S	T	U	V	W
1	ID	"D"	"th"	"T"	"nT"	"Pa"	"nPa"	"W"	"nW"	"VS"	"VR"	"PM2"	"nPM2"	"PM10"	"nPM10"	"NO2"	"nNO2"	"O3"	"nO3"	"CO"	"nCO"	"NH3"	"nNH3"	"VOC"	"nVOC"	"CO2"	"nCO2"	"RAD"	"nRAD"	"UVA"	"nUVA"	"UVB"	"nUVB"	"DG"	"nDG"	"SO2"	"nSO2"	"timestamp"
2	941	"2021-10-21"	"32"	"12.82"	"19"	"100413.15"	"19"	"66.00"	"19"	\N	\N	"5.81"	"19"	"7.16"	"19"	"64.68"	"19"	\N	\N	"408.14"	"19"	"13.00"	"19"	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	"2021-10-21 10:40:07"
3	941	"2021-10-21"	"33"	"13.19"	"20"	"100393.94"	"20"	"64.50"	"20"	\N	\N	"5.58"	"20"	"7.15"	"20"	"65.19"	"20"	\N	\N	"407.30"	"20"	"13.10"	"20"	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	"2021-10-21 11:01:58"
4	941	"2021-10-21"	"34"	"13.93"	"19"	"100366.78"	"19"	"60.78"	"19"	\N	\N	"5.09"	"19"	"6.45"	"19"	"65.34"	"19"	\N	\N	"407.04"	"19"	"12.98"	"19"	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	"2021-10-21 11:21:48"
5	941	"2021-10-21"	"35"	"14.54"	"19"	"100349.53"	"19"	"57.53"	"19"	\N	\N	"4.55"	"19"	"6.15"	"19"	"67.45"	"19"	\N	\N	"403.00"	"19"	"12.65"	"19"	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	"2021-10-21 11:40:56"
6	941	"2021-10-21"	"36"	"14.76"	"20"	"100336.62"	"20"	"56.10"	"20"	\N	\N	"4.32"	"20"	"5.63"	"20"	"68.08"	"20"	\N	\N	"402.93"	"20"	"12.56"	"20"	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	"2021-10-21 12:02:07"
7	941	"2021-10-21"	"37"	"15.00"	"19"	"100311.53"	"19"	"55.22"	"19"	\N	\N	"4.36"	"19"	"6.50"	"19"	"67.72"	"19"	\N	\N	"403.43"	"19"	"12.55"	"19"	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	"2021-10-21 12:21:55"
8	941	"2021-10-21"	"38"	"15.17"	"19"	"100286.98"	"19"	"55.01"	"19"	\N	\N	"4.14"	"19"	"5.60"	"19"	"69.05"	"19"	\N	\N	"398.03"	"19"	"12.31"	"19"	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	"2021-10-21 12:40:59"
9	941	"2021-10-21"	"39"	"15.40"	"20"	"100261.99"	"20"	"54.72"	"20"	\N	\N	"4.02"	"20"	"5.96"	"20"	"67.39"	"20"	\N	\N	"401.88"	"20"	"12.55"	"20"	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	"2021-10-21 13:02:39"
10	941	"2021-10-21"	"40"	"15.67"	"19"	"100234.09"	"19"	"54.06"	"19"	\N	\N	"3.98"	"19"	"5.87"	"19"	"66.73"	"19"	\N	\N	"401.28"	"19"	"12.52"	"19"	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	"2021-10-21 13:22:19"
11	941	"2021-10-21"	"41"	"15.94"	"19"	"100214.59"	"19"	"53.23"	"19"	\N	\N	"4.06"	"19"	"5.79"	"19"	"65.74"	"19"	\N	\N	"401.77"	"19"	"12.60"	"19"	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	"2021-10-21 13:41:26"
12	941	"2021-10-21"	"42"	"15.95"	"19"	"100185.71"	"19"	"53.43"	"19"	\N	\N	"4.05"	"19"	"6.49"	"19"	"66.56"	"19"	\N	\N	"400.73"	"19"	"12.63"	"19"	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	"2021-10-21 14:00:22"
13	941	"2021-10-21"	"43"	"15.96"	"20"	"100177.94"	"20"	"53.14"	"20"	\N	\N	"4.02"	"20"	"6.25"	"20"	"68.80"	"20"	\N	\N	"394.72"	"20"	"12.34"	"20"	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	"2021-10-21 14:22:06"
14	941	"2021-10-21"	"44"	"16.26"	"19"	"100146.38"	"19"	"51.44"	"19"	\N	\N	"4.93"	"19"	"7.46"	"19"	"67.77"	"19"	\N	\N	"400.61"	"19"	"12.41"	"19"	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	"2021-10-21 14:41:36"
15	941	"2021-10-21"	"45"	"16.16"	"19"	"100132.03"	"19"	"51.78"	"19"	\N	\N	"4.37"	"19"	"5.97"	"19"	"68.46"	"19"	\N	\N	"398.16"	"19"	"12.31"	"19"	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	"2021-10-21 15:00:11"
16	941	"2021-10-21"	"46"	"16.13"	"20"	"100119.85"	"20"	"51.55"	"20"	\N	\N	"3.79"	"20"	"5.69"	"20"	"68.69"	"20"	\N	\N	"396.12"	"20"	"12.19"	"20"	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	"2021-10-21 15:22:14"
17	941	"2021-10-21"	"47"	"15.87"	"19"	"100106.76"	"19"	"52.20"	"19"	\N	\N	"3.88"	"19"	"6.05"	"19"	"68.07"	"19"	\N	\N	"398.03"	"19"	"12.18"	"19"	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	"2021-10-21 15:41:42"
18	941	"2021-10-21"	"48"	"15.65"	"19"	"100083.91"	"19"	"52.40"	"19"	\N	\N	"3.89"	"19"	"5.58"	"19"	"68.52"	"19"	\N	\N	"397.24"	"19"	"12.12"	"19"	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	"2021-10-21 16:00:49"
19	941	"2021-10-21"	"49"	"15.62"	"20"	"100064.77"	"20"	"51.96"	"20"	\N	\N	"3.71"	"20"	"5.59"	"20"	"68.68"	"20"	\N	\N	"397.87"	"20"	"12.04"	"20"	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	"2021-10-21 16:22:47"
20	941	"2021-10-21"	"50"	"15.54"	"19"	"100035.41"	"19"	"50.54"	"19"	\N	\N	"3.08"	"19"	"4.41"	"19"	"71.20"	"19"	\N	\N	"393.50"	"19"	"11.62"	"19"	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	"2021-10-21 16:41:48"
21	941	"2021-10-21"	"51"	"15.63"	"19"	"99987.87"	"19"	"48.21"	"19"	\N	\N	"2.79"	"19"	"4.24"	"19"	"73.63"	"19"	\N	\N	"391.91"	"19"	"11.28"	"19"	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	"2021-10-21 17:00:58"
22	941	"2021-10-21"	"52"	"15.54"	"20"	"99954.95"	"20"	"46.58"	"20"	\N	\N	"2.47"	"20"	"4.24"	"20"	"75.78"	"20"	\N	\N	"390.41"	"20"	"10.79"	"20"	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	"2021-10-21 17:22:40"
23	941	"2021-10-21"	"53"	"15.34"	"19"	"99957.23"	"19"	"45.45"	"19"	\N	\N	"2.84"	"19"	"5.26"	"19"	"75.38"	"19"	\N	\N	"390.25"	"19"	"10.57"	"19"	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	"2021-10-21 17:42:13"
24	941	"2021-10-21"	"54"	"15.05"	"19"	"99951.83"	"19"	"44.55"	"19"	\N	\N	"2.87"	"19"	"4.77"	"19"	"77.08"	"19"	\N	\N	"391.66"	"19"	"10.30"	"19"	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	"2021-10-21 18:01:31"
25	941	"2021-10-21"	"55"	"14.76"	"19"	"99954.23"	"19"	"46.61"	"19"	\N	\N	"3.00"	"19"	"4.89"	"19"	"77.30"	"19"	\N	\N	"389.09"	"19"	"10.33"	"19"	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	"2021-10-21 18:21:03"
26	941	"2021-10-21"	"56"	"14.45"	"20"	"99947.96"	"20"	"49.00"	"20"	\N	\N	"3.76"	"20"	"5.92"	"20"	"75.80"	"20"	\N	\N	"393.38"	"20"	"10.67"	"20"	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	\N	"2021-10-21 18:42:28"

Рис. 3 – **Архівні дані якості повітря у форматі CSV**

Шляхом конвертацій та Майстра імпорту файлів в EXCEL «З роздільниками» та установками «розділювачів текстових даних» та «обмежувачами рядків» було отримано таблицю у форматі EXCEL, яку представлено на рисунку 4.

	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	L	M	N	O	P	Q	R	S	T	U	V	W
1	ID	D	th	T	nT	Pa	nPa	W	nW	VS	VR	PM2	nPM2	PM10	nPM10	NO2	nNO2	O3	nO3	CO	nCO	NH3	nNH3
2	941	44490	32	12,82	19	100413,2	19	66	19	\N	\N	5,81	19	7,16	19	64,68	19	\N	\N	408,14	19	13	19
3	941	44490	33	13,19	20	100393,9	20	64,5	20	\N	\N	5,58	20	7,15	20	65,19	20	\N	\N	407,3	20	13,1	20
4	941	44490	34	13,93	19	100366,8	19	60,78	19	\N	\N	5,09	19	6,45	19	65,34	19	\N	\N	407,04	19	12,98	19
5	941	44490	35	14,54	19	100349,5	19	57,53	19	\N	\N	4,55	19	6,15	19	67,45	19	\N	\N	403	19	12,65	19
6	941	44490	36	14,76	20	100336,6	20	56,1	20	\N	\N	4,32	20	5,63	20	68,08	20	\N	\N	402,93	20	12,56	20
7	941	44490	37	15	19	100311,5	19	55,22	19	\N	\N	4,36	19	6,5	19	67,72	19	\N	\N	403,43	19	12,55	19
8	941	44490	38	15,17	19	100287	19	55,01	19	\N	\N	4,14	19	5,6	19	69,05	19	\N	\N	398,03	19	12,31	19
9	941	44490	39	15,4	20	100262	20	54,72	20	\N	\N	4,02	20	5,96	20	67,39	20	\N	\N	401,88	20	12,55	20
10	941	44490	40	15,67	19	100234,1	19	54,06	19	\N	\N	3,98	19	5,87	19	66,73	19	\N	\N	401,28	19	12,52	19
11	941	44490	41	15,94	19	100214,6	19	53,23	19	\N	\N	4,06	19	5,79	19	65,74	19	\N	\N	401,77	19	12,6	19
12	941	44490	42	15,95	19	100185,7	19	53,43	19	\N	\N	4,05	19	6,49	19	66,56	19	\N	\N	400,73	19	12,63	19
13	941	44490	43	15,96	20	100177,9	20	53,14	20	\N	\N	4,02	20	6,25	20	68,8	20	\N	\N	394,72	20	12,34	20
14	941	44490	44	16,26	19	100146,4	19	51,44	19	\N	\N	4,93	19	7,46	19	67,77	19	\N	\N	400,61	19	12,41	19
15	941	44490	45	16,16	19	100132	19	51,78	19	\N	\N	4,37	19	5,97	19	68,46	19	\N	\N	398,16	19	12,31	19
16	941	44490	46	16,13	20	100119,9	20	51,55	20	\N	\N	3,79	20	5,69	20	68,69	20	\N	\N	396,12	20	12,19	20
17	941	44490	47	15,87	19	100106,8	19	52,2	19	\N	\N	3,88	19	6,05	19	68,07	19	\N	\N	398,03	19	12,18	19
18	941	44490	48	15,65	19	100083,9	19	52,4	19	\N	\N	3,89	19	5,58	19	68,52	19	\N	\N	397,24	19	12,12	19
19	941	44490	49	15,62	20	100064,8	20	51,96	20	\N	\N	3,71	20	5,59	20	68,68	20	\N	\N	397,87	20	12,04	20
20	941	44490	50	15,54	19	100035,4	19	50,54	19	\N	\N	3,08	19	4,41	19	71,2	19	\N	\N	393,5	19	11,62	19
21	941	44490	51	15,63	19	99987,87	19	48,21	19	\N	\N	2,79	19	4,24	19	73,63	19	\N	\N	391,91	19	11,28	19
22	941	44490	52	15,54	20	99954,95	20	46,58	20	\N	\N	2,47	20	4,24	20	75,78	20	\N	\N	390,41	20	10,79	20
23	941	44490	53	15,34	19	99957,23	19	45,45	19	\N	\N	2,84	19	5,26	19	75,38	19	\N	\N	390,25	19	10,57	19
24	941	44490	54	15,05	19	99951,83	19	44,55	19	\N	\N	2,87	19	4,77	19	77,08	19	\N	\N	391,66	19	10,3	19
25	941	44490	55	14,76	19	99954,23	19	46,61	19	\N	\N	3	19	4,89	19	77,3	19	\N	\N	389,09	19	10,33	19
26	941	44490	56	14,45	20	99947,96	20	49	20	\N	\N	3,76	20	5,92	20	75,8	20	\N	\N	393,38	20	10,67	20
27	941	44490	57	14,19	19	99945,91	19	51,59	19	\N	\N	3,47	19	5,45	19	73,61	19	\N	\N	394,36	19	10,98	19
28	941	44490	58	13,86	19	99938,39	19	54,43	19	\N	\N	3,7	19	5,12	19	73,61	19	\N	\N	389,33	19	11,04	19
29	941	44490	59	13,57	20	99928,7	20	57,27	20	\N	\N	3,73	20	5,55	20	71,92	20	\N	\N	390,94	20	11,33	20

Рис. 4 – **Архівні дані якості повітря у вигляді EXCEL таблиці**

На підставі наведеного вище можна зробити наступні висновки:

- нормативно-правова база у галузі охорони та моніторингу стану атмосферного повітря в останні роки активно розвивається та оновлюється;
- фактично дві третини населення країни проживає на територіях, де стан атмосферного повітря не відповідає гігієнічним нормативам, що впливає на загальну захворюваність населення;
- 29 січня у Дніпрі офіційно розпочалася співпраця академічної спільноти УДУНТ з чеською екологічною ГО «Арніка» (Прага) та Мережею громадського моніторингу EcoCity у впровадженні моніторингу повітря та екологічної освіти. За адресом

пр. Гагаріна, 4 було встановлено моніторингову станцію № 941 «**НМетАУ (Arnika)»;**

- **особливу цінність несуть архівні дані, по яких можна відстежувати якість повітря на протязі тривалого часу;**
- **обробка даних моніторингової станції – це робота з величезними об'ємами інформації. Навіть невеличкий масив даних за останні 3 місяці містить більше 300 000 цифр.**
- **це великий масив даних, який можна обробляти як спеціальними програмами так і використовувати EXCEL та MathCaD.**

Список літератури

1. Екологічні проблеми України [Електронний ресурс]. – Режим доступу : https://www.zhiva-planeta.org.ua/pozicii-z-putan/168-pp.html

2. Закон України «Про Основні засади (стратегію) державної екологічної політики України на період до 2030 року» [Електронний ресурс]. – Режим доступу : https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/2697-19#Text

3. Закон України «Про охорону атмосферного повітря» [Електронний ресурс]. – Режим доступу : https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/2707-12#Text

4. Ангурець О., Хазан П., Колесникова К. Управління якістю атмосферного повітря: від концепції до впровадження : Звіт за результатами досліджень / у редакції М. Сороки. Прага-Київ : Arnika, 2021. 52 с. ISBN 978-80-87651-99-5. [Електронний ресурс]. – Режим доступу : https://cleanair.org.ua/wp-content/uploads/2021/11/cleanair.org.ua-i-ukrajina-fin-web-hires.pdf

УДК 669.162

Є.М. Сігарьов, А.А. Похвалітий, П.А. Якунін

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

ОСОБЛИВОСТІ РУЙНУВАННЯ ФУТЕРІВКИ ЗАГЛИБНИХ ОБЕРТОВИХ ФУРМ

Руйнування вогнетривкої футерівки – складний процес, що складається зі сукупності одночасного або послідовного протікання хімічного зносу (корозії) і фізико-

механічного (ерозії). За статистикою, близько 30% футерівки виходить з ладу внаслідок формування тріщин та сколів.

Згідно відомої класифікації тріщин за походженням до впливових факторів відносять температуру зародження тріщини, причини утворення даного дефекту структури, фізико-хімічний механізм розвитку мікро- та макротріщинуватості. До групи «холодних» тріщин належать: механогенні, кристалізаційні, сушильні, криогенні, утворення яких зумовлено як внутрішніми напругами, внаслідок позитивної або негативної зміни об'єму, так і зовнішніми механічними напругами.

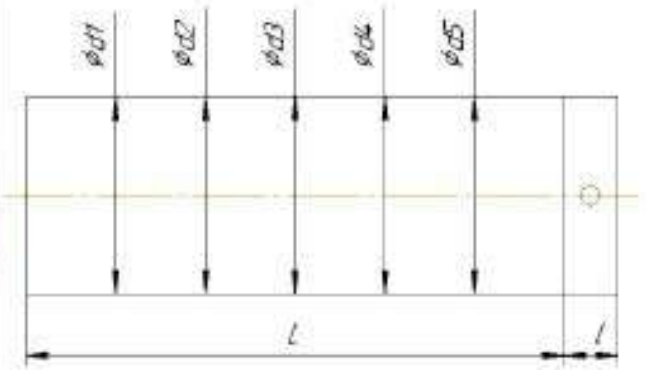
«Гарячі» тріщини, більш чисельні та різноманітні за генезисом, температурний рівень утворення яких знаходиться в межах від 20 до 1600 ºС, поділяють на дві підгрупи: термічну та фізико-хімічну.

Механізм та закономірності руйнування футерівки в умовах її контакту зі шлаками досліджені у достатній мірі та є загальновизнаними. В той же час, обсяг відомостей стосовно закономірностей та механізму руйнування вогнетривкої футерівки заглибних фурм в зоні контакту з металевим розплавом, в умовах інтенсифікації перемішування ванни, є недостатнім.

Вивчення особливостей руйнування футерівки заглибної обертової фурми в зоні контакту з металевим розплавом у ковші по ходу вдування газу проводили з використанням моделі (1:13) 230-т заливального ковшу конвертерного цеху ПрАТ «Камет-Сталь» за методикою холодного моделювання гідрогазодинамічних процесів [1], з реалізацією повного факторного експерименту. У якості модельних речовин використовували стиснене повітря, воду (20 ^{0}C), а у якості моделі вогнетривкої футерівки фурми, що піддається руйнуванню – кристалізований шар діаміду вуглецевої кислоти ($CO(NH_2)_2$).

Порядок проведення експериментів був наступним. На металевому стовбурі моделі заглибної фурми заморожували шар діаміду вуглецевої кислоти, товщиною 23 - 29 мм. Загальний діаметр моделі фурми з футерівкою коливався в діапазоні 47 - 56 мм. За висотою футерівку фурми було умовно поділено на п'ять «зон» з метою виявлення особливостей руйнування у кожній виділеній «зоні» (рис. 1).

У ванну моделі 230-т заливального ковшу перед початком вдування газу вводили індикатори з «нульовою» плавучістю для вивчення характеру та напрямку потоків. Швидкість обертання заглибної фурми змінювали в межах від 10 до 100 об/хв. (X_1), витрати газу на продування ванни - від 0,1 до 1,0 м^3/хв. (X_2).



а *б*

в

Рис. 1. Вигляд моделі заглибної фурми до *(а)* та після закінчення експерименту (*в*), схема виділення «зон» на футерівці *(б)*

За результатами обробки отриманих даних запропоновані математичні моделі для кожної з «зон» футерівки, що дозволяють визначити вплив досліджених факторів на глибину та інтенсивність зносу, виконано перевірку статистичної значущості вибіркових коефіцієнтів регресії. Встановлено характерну нерівномірність зносу футерівки у різних «зонах».

До прикладу для І-ї «зони» футерівки фурми, модель, що описує вплив досліджених факторів на глибину зносу футерівки, має вигляд:

$$\Delta_1^{нат} = 4{,}759 + 0{,}0998 \cdot X_1 + 0{,}62 \cdot X_2 - 0{,}116 \cdot X_1 \cdot X_2$$

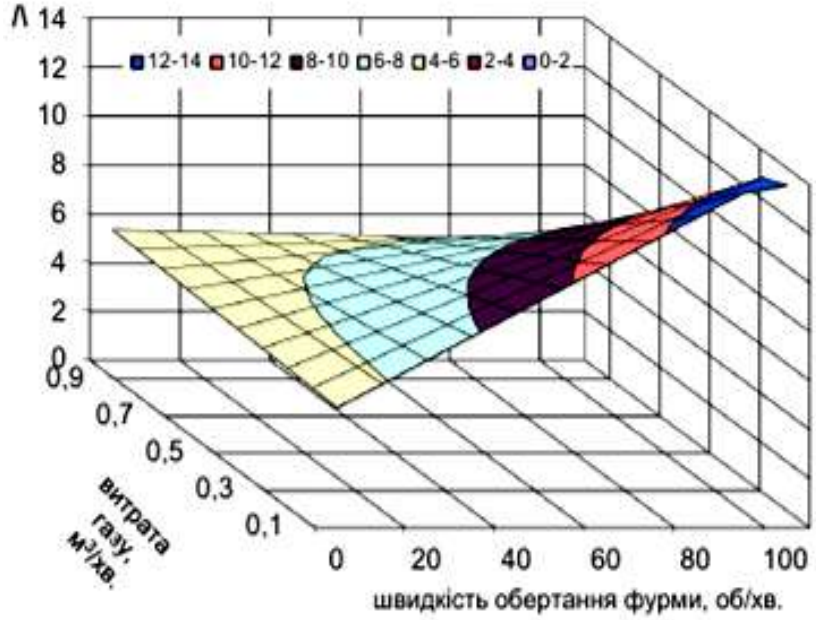


Рис. 2. Поверхня відгуку, що відображає вплив досліджених факторів на глибину зносу футерівки фурми у І-й «зоні»

Чисельним моделюванням отримані поверхні відповідні відгуку, що відображають вплив досліджених факторів на інтенсивність руйнування та глибину зносу футерівки фурми (до прикладу, для І-ї «зони», рис. 2).

Отримані нові дані стосовно глибини зносу футерівки заглибної фурми в залежності від швидкості її обертання та інтенсивності подачі газу. Встановлено, що до найбільш впливового на глибину та інтенсивність зносу футерівки фурми можна віднести швидкість обертання фурми.

Перелік посилань

1. Особливості формування зони хвиль та сплесків на поверхні ковшової ванни / Є.М. Сігарьов, Г.Ю. Крячко, О.В. Довженко [та ін.] // Зб. наукових праць ДДТУ (технічні науки). 2021, вип.2 (39). – С. 3-10.

УДК 669.162

Є.М. Сігарьов, Д.В. Єськов, Т.А. Манукян

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ УМОВ ВДУВАННЯ РЕАГЕНТІВ НА ВТРАТИ МЕТАЛУ ПРИ КОВШОВОМУ РАФІНУВАННІ РОЗПЛАВУ

При введенні реагентів-десульфураторів вглиб ковшової ванни у потоці газу-носію крізь сопла заглибної фурми протікає ряд фізико-хімічних явищ внаслідок яких, крім переведення сірки з металевої у шлакову і частково газову фазу, отримує розвиток винесення металу у вигляді крапель різних розмірів за межі ковшу. Існування крапель металу у покривному шлаку у будь який період обробки та винесення крапель є об'єктивним та неперебornим. Причиною виникнення ендогенної металевої фази у шлаку є, в основному, винесення металу у вигляді плівки на поверхні спливаючих газових пузирів. При переході крізь границю «шлак-метал» частина плівки змивається з його кормової частини та повертається у ванну. При виході пузиря у атмосферу в межах вільної від шлаку поверхні ванни рідкий метал внаслідок дії сил поверхневого натягу стягується у краплі, що вилітають за різними траєкторіями та на різну відстань від місця виходу пузиря. Частина крапель потрапляє на поверхню шлаку та має можливість повернутися у ванну як по ходу обробки, так і під час транспортування ковшу до місця скачування шлаку, інша – безпосередні втрати заліза з потраплянням за межі ковша.

В умовах лабораторії кафедри МЧМ Дніпровського ДТУ виконали серію високотемпературних експериментів для уточнення впливу умов вдування реагентів у потоці газу-носію вглиб ванни на напрямки, висоту, відстань переміщення металевих крапель, утворених при розриві на поверхні ванни газових пузирів та співвідношення між обсягами крапель металу у шлаку і за межами ковшу. Витрата газу-носію на продувку 100-120 кг розплаву переробного чавуну складала 0,04-0,08 м^3/хв. Діаметр поверхні ванни металевого розплаву складав 0,245 м. Поведінку ванни та процеси винесення крапель за межі ковша фіксували високошвидкісною зйомкою з подальшою покадровою обробкою результатів.

За результатами обробки отриманих даних запропоновано методику розрахунку втрат металу з краплями, що формуються та виносяться за межі поверхні ковшової ванни при розривах спливаючих пузирів.

Після визначення об'єму плівки металу на шаровому сегменті пузиря (S_c):

$$V_м = S_c \cdot \delta$$

де $\delta = \sqrt{5(\mu \cdot l / \rho \cdot U)}$ – товщина плівки металу, м; l – характерний розмір (що дорівнює діаметру пузиря), м; U – швидкість потоку, що набігає на пузир, м/с; μ – динамічна в'язкість, Па·с; ρ – густина металу, кг/м^3;

визначаємо поверхню шарового сегменту пузиря над поверхнею ванни при виході останнього на границю «атмосфера-шлак», м^2:

$$S_c = 2\pi \cdot R \cdot h$$

Тут $h = \frac{L}{2} \cdot tg\frac{\alpha}{4}$ – висота шарового сегменту пузиря над поверхнею ванни, м; *R* – радіус пузиря, м; α – центральний кут, град (приймаємо за літературними даними 60 град.); *L* – діаметр основи шарового сегменту, м.

$$S_c = 0{,}785 \cdot d^2 \cdot tg\frac{\alpha}{4}.$$

Таким чином: об'єм плівки металу на поверхні пузиря складе, м^3:

$$V_м = S_c \cdot \sqrt{5(\mu \cdot l / \rho \cdot U)} = 0{,}785 \cdot d^2 \cdot tg\frac{\alpha}{4} \cdot \sqrt{5(\mu \cdot l / \rho \cdot U)}$$

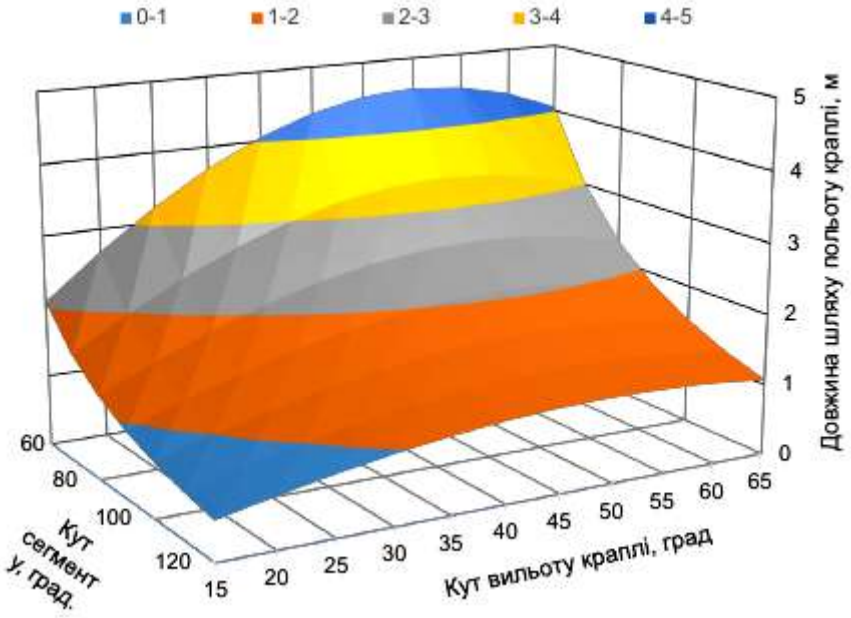


Рис. 1. Поверхня відгуку, що відображає залежність довжини шляху польоту металевої краплі в залежності від кута її вильоту за межі поверхні ванни при зміні кута шарового сегменту газового пузиря

При відомих масі плівки металу на поверхні сегменту газового пузиря:

$$m = V_м \cdot \rho = 3.925 \cdot d^2 \cdot tg\frac{\alpha}{4}\sqrt{(\mu \cdot l / \rho \cdot U)} \cdot \rho$$

і початковій швидкості зриву металевої плівки з поверхні пузиря при його розриві, а також визначеній роботі газу у пузирі можна визначити довжину шляху польоту краплі металу, кут та висоту її вильоту та т.ін.

На рис. 1 представлені результати моделювання впливу умов вдування у ковшову ванну газу-носію на довжину шляху польоту металевої краплі в залежності від кута її вильоту при різних кутах шарового сегменту газового пузиря.

На рис. 2 представлені результати моделювання впливу розміру металевих крапель на довжину їх польоту при змінному куті шарового сегменту газового пузиря над поверхнею ковшової ванни в момент його руйнування.

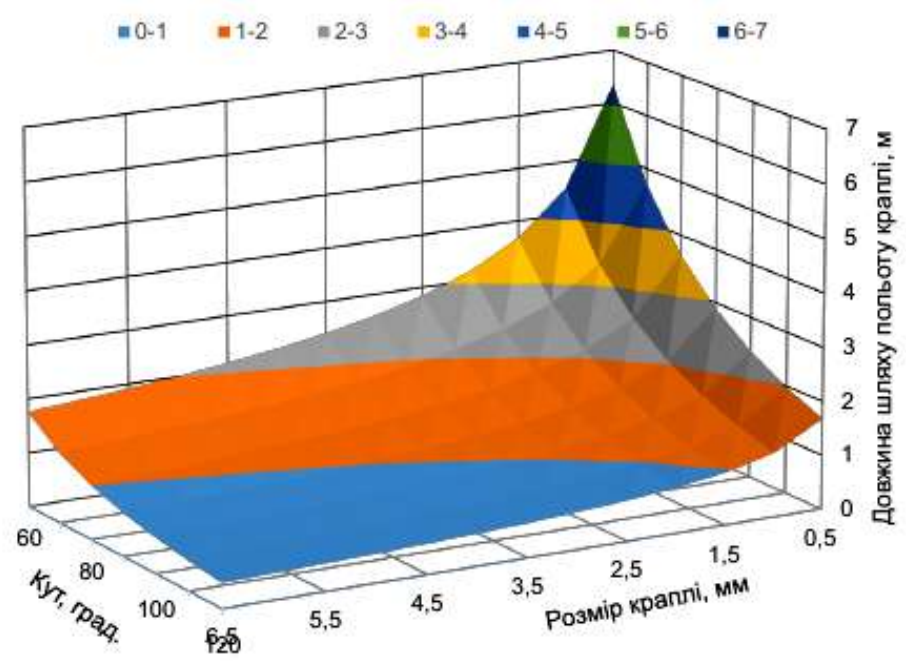


Рис. 2. Поверхня відгуку, що відображає вплив розміру металевих крапель на довжину їх польоту при змінному куті шарового сегменту газового пузиря над поверхнею ковшової ванни в момент його руйнування

УДК 669.184

Є.М. Сігарьов, Ю.С. Лобанов, А.А. Похвалітий

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

ОЦІНКА ЗАСМІЧЕНОСТІ ЗАЛІЗОВМІЩУЮЧИХ БРИКЕТІВ З ВИКОРИСТАННЯМ МЕТОДИКИ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ЕКСПЕРИМЕНТУ

У зв'язку з раніше виявленими суттєвими розбіжностями при кількісному оцінюванні співвідношення металевої (корисної) складової та вмісту засмічень у брикетах зі сталевої стружки [1-3], при використанні положень, що наведені у ДСТУ 4121–2002 [1] і запропонованої методики [3], провели серію високотемпературних експериментів. Метою роботи було отримання додаткових даних стосовно фактичного відсотку вологи та вигару мастильно-охолоджуючих речовин (МОР), що залишаються на сталевій стружці після її брикетування, й уточнення на основі отриманих даних металургійної цінності брикетів.

Згідно з розробленою авторам методикою:

1. Зразки брикетів зі сталевої стружки, відібраних з різних партій та виготовлених у різні періоди пори року, які відрізнялися між собою як за фракційним складом стружки так і забрудненням поверхні, попередньо зважували на електронних вагах, проводили вимірювання їх вихідних геометричних розмірів.

2. Після зважування зразки брикетів розміщували у робочому просторі лабораторної індукційної печі методом укладання у колону. На першому етапі експериментів використали чотири зразки брикетів, на другому (порівняльному), з метою розміщення границі верхнього брикету на рівні висоти, що не перевищує висоту верхнього витка індуктора печі, використали три зразка брикети. Відповідно,

Як у першому, так і другому експериментах кожен зразок брикетів знаходився на різній висоті у робочому просторі печі та при одночасному нагріванні усієї колони відповідно мав різні степені градієнту температур від периферії до центру зразку.

Умови видалення вологи із брикетів та вигорання МОР були подібні до температурних умов знаходження брикетів у робочому просторі кисневого конвертера після завалки металошихти в період перед заливанням рідкого чавуну. Брикети у цей період піддаються тепловим навантаженням, і нагріваються, здебільшого за рахунок випромінювання від футерівки конвертера, що має температуру поверхні, зазвичай 1490-1560 °С. Режим нагрівання брикетів був наступним: потужність 25-30 % від максимальної потужності печі з метою мінімізації можливого окиснення поверхні сталевої стружки брикетів.

3. Нагрівання брикетів проводили до моменту падіння основного факелу сформованого за рахунок окиснення мастильно-охолоджувальних речовин (МОР) (до моменту зникнення язиків полум'я на поверхні брикетів). Останнє свідчило про вигорання більшої частини або усієї складової МОР з брикетів.

4. При нагріванні брикетів у індукційній печі не допускали появи рідкої фази (розплавлення поверхні брикету) та його руйнування. Температуру поверхні брикетів (з припущенням щодо досягнення рівномірності прогріву) визначали з застосуванням пірометру.

Згідно отриманих результатів експериментів наявність диму, практично вже після перших 15-20 сек з моменту початку нагрівання брикетів, свідчить про інтенсивне видалення вологи з поверхні стружки. Після прогрівання поверхні брикетів до температур вище 200 ^{0}C (після приблизно 4-5 хв. нагріву) на поверхні брикетів спостерігали формування полум'я від окиснення МОР. Інтенсивність полум'я над зменшується через 5-6 хв. після їх виникнення, а остаточне згасання - на 26-й та 21-й хв. від початку нагрівання брикетів у першому та у другому експериментах відповідно. За результатами виміру геометричних розмірів брикетів після їх нагріву та наступного охолодження у робочому просторі печі встановлено, що змін розмірів брикетів після нагріву й охолодження практично не відбулося (табл. 1).

5. За результатами вимірювання у першому експерименті максимальна температура нагрівання нижнього брикету на момент відключення печі склала 880 ^{0}C. Відповідно, температура верхнього у колоні брикету склала 670 ^{0}C (табл. 1). У другому експерименті максимальна температура нагрівання нижнього брикету на момент відключення печі склала 870 ^{0}C, верхнього – 780 ^{0}C. Таким чином було забезпечено можливість визначення впливу ступеню нагріву брикетів на повноту видалення МОР та інших нешкідливих домішок. Необхідно відмітити, що кожен зразок брикету мав (за візуальними оцінками) різний ступінь забруднення поверхні (і, вочевидь, стружки внутрішнього об'єму).

6. Згідно з результатами обробки даних першого експерименту встановлено, що зменшення маси чотирьох брикетів за рахунок видалення вологи, вигару МОР та нешкідливих домішок (прямі втрати, що відносяться до нешкідливих домішок згідно ДСТУ 2141-2002 і впливають на вихід заліза із брикетів у сталеплавильному процесі) при нагріванні у печі, в умовах, подібних умовам початкового періоду завалки металошихти у кисневому конвертері, склало від 1,554% до 3,924% (табл. 1). У другому експерименті зменшення маси трьох дослідних брикетів склало від 2,213% до 3,691% (табл. 1).

Таблиця 1 – Результати експериментів з визначення втрат маси зразків брикетів при нагріванні у індукційній печі

№	Маса брикету до нагріву, кг	Маса брикету після нагріву, кг	Температура брикету наприкінці нагріву, °С	Втрата маси брикету після нагріву, %	Товщина брикету, до/після, мм	Діаметр брикету, до/після, мм
1	10,295	10,135	880	1,554	100/100	180/180*
2	10,575	10,160	820	3,924	105/105	160/160
3	8,335	8,035	760	3,599	85/85	160/160
4	7,510	7,350	670	2,130	70/70	160/160
1/	8,360	8,175	870	2,213	96/96	160/160
2/	9,075	8,735	840	3,750	90/90	160/160
3/	9,815	9,525	780	2,955	90/90	160/160
Середнє значення втрати маси **, %				**2,875**	0	

*нестандартний розмір; ** інформаційне повідомлення

Як видно з отриманих даних, середнє значення втрат маси брикетів під час нагрівання брикетів (ще до моменту їх руйнування та плавлення), склало 2,875 %, що корелює з отриманими раніше даними (за методикою балансових плавок ДДТУ) [3].

Залежності втрат маси після нагріву від геометричних параметрів брикетів не виявлено.

Результати проведеного дослідження свідчать щодо необхідності додаткового обґрунтування коректності застосування методик оцінки засору брикетів зі сталевої стружки СТП 235-8-08-2016 (ЕМЗ) та МВИ 230-173-20 (зі змінами від 11.2021, ПрАТ «Камет-сталь»), при використанні яких не враховуються втрати маси брикетів (і відповідно зменшення виходу заліза) з додатковим вигаром МОР з поверхні стружки при підвищенні температури нагріву брикетів понад 200 ^{0}С. Візуальний «огляд» фракції більш 1 мм та «відбір неметалевої складової вручну (згідно МВИ 230-173-20)», ускладнює оцінку фактичного ступеню засору та у значному ступеню залежить від «людського фактору».

Перелік посилань

1. ДСТУ 4121-2002 «Метали чорні вторинні. Загальні технічні умови», утвержденный приказом Госстандарта от 30.09.2002 г. № 516.

2. Оценка качества брикетов из стальной стружки, производимых ООО «Промбрикет» / С.Н. Петрушов, И.Ф. Русанов, Н.И. Русанова и др. // Сб. науч. тр. Донбасс. гос. техн. ун-та. Вып. 22. – Алчевск, 2006. – С. 96-101.

3. До методики оцінки металургійної цінності металобрухту / Є.М. Сігарьов, А.А. Похвалітий, Ю.С. Лобанов // Литво. Металургія. 2021: Матеріали XVII Міжнародної науково-практичної конференції (18-20 травня 2021 р., м. Запоріжжя) / Під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. – Запоріжжя, АА Тандем. – 430 стор. – С.381-385.

УДК 669.162

Є.М. Сігарьов, А.А. Похвалітий, Б.Е. Скорик

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

ДО МЕТОДИКИ ОЦІНКИ ОЧІКУВАНОГО ВИХОДУ ЗАЛІЗА З МЕТАЛОДОБАВКИ

З використанням методики прямого високотемпературного експерименту виконали оцінку очікуваного виходу заліза з металодобавки МОС-2 (надалі МОС) у шихту доменної плавки.

Для проведення досліджень було відібрано об'єднану проба МОС, що складалася з окремих кусків різної форми, щільності та складу (за попередньою візуальною оцінкою). Як відомо з технічних умов до металодобавки МОС-2 прийнято відносити матеріал крупністю від 10 до 60 мм та вмістом заліза (загального) не менш ніж 75%. Регламентований вміст CaO та SiO_2 – 5-10% кожного, вміст заліза металевого – 30-50%, FeO – 5-15% відповідно.

Для оцінки можливого виходу заліза з відібраних зразків МОС виконали:

1. Дослідження макроструктури поверхні зразків та їх зрізу, макроструктури дрібноти, що отримали при подрібненні зразків механічним шляхом.

2. Визначення щільності зразків шляхом методу гідростатичного зважування.

3. Визначення магнітних властивостей зразків.

4. Переплавлення наважки зразків МОС у печі Таммана у відновній атмосфері. Застосовано гравіметричний метод вимірювання зменшення маси тигля з розплавами.

5. Розрахунок матеріального балансу переплаву.

Для виконання досліджень використовували: піч Таммана з графітовим нагрівачем та вертикальною циліндровою шахтою; графітові та алундові тиглі для розміщення дослідного матеріалу у печі Таммана; пірометр часткового випромінювання «Смотрич-5П» (800-2000 °С, похибка ±0,5%) для вимірювання температури рідкої ванни та робочого простору печі.

На першому етапі досліджень усі зразки МОС було поділено на декілька окремих, візуально відмінних груп. Для оцінки магнітних властивостей та визначення щільності відібрані 5 кусків. Згідно отриманих результатів досліджень, переважна більшість відібраних зразків МОС-2 за розмірами кусків відповідає технічним вимогам (табл. 1).

Таблиця 1 – Характеристика відібраних для аналізу зразків МОС-2

№ зразка МОС-2	Розміри (усереднені показники), мм	Щільність зразка, кг/м^3	Магнітні властивості
1	44×36×23	2996,99	слабомагнітні
2	40×32×35	3293,73	середні
3	52×45×38	2892,75	практично відсутні
4	76×55×30	4844,66	сильномагнітні
5	76×57×45	4175,73	середні
Усереднені значення		3640,77	

Рис. 3. Наважки проб МОС, що відібрані для подальшого переплаву у печі Таммана

В то же час, необхідно відмітити, що за магнітними властивостями зразки суттєво відрізняються, що може призвести до розшарування при перевантаженнях матеріалу.

Для оцінки очікуваного виходу заліза відібрали три проби, зі зразків МОС, відмінні за виглядом та щільністю (проба №1, №2, №3) (рис. 1).

Перед переплавленням відібрані зразки МОС піддавали механічному подрібненню з метою попередньої оцінки наявності та виділення включень металевого заліза. Подрібнений та попередньо зважений матеріал, разом з кусками, що не піддавались подрібненню, розміщували у алундових тиглях, які, у свою чергу, встановили у графітові тиглі (з метою створення переважно відновної атмосфери у робочому просторі печі. Вважали, що домінуючим компонентом робочого простору печі Таммана був оксид вуглецю (CO). Робочий простір печі додатково захищали від підсмоктування атмосферного кисню шляхом встановлення кришки або накривання листом азбесту.

Окремі куски, що не піддались подрібненню, розрізали алмазним кругом з метою оцінки макроструктури зрізу. Вигляд зливків металу та шлаків, що отримані в результаті переплаву наведено на рис. 2.

а) б)

Рис. 2. Вигляд зливків металу та шлаків, що отримані в результаті переплаву проб №1 (а) та №2 (б)

На наступному етапі досліджень використали відомий спосіб відновлення заліза. З цією метою пробу №3 (рис. 1, зразок №4 табл.1) з максимальної серед досліджених щільністю, без попереднього подрібнення розмістили у графітовому тиглі. У графітовий тигель додали порошкоподібне вугілля (подрібнений до фракції 0,67 мм кокс). Тигель з пробою №3 розмістили у печі Таммана та забезпечили перебіг реакцій

відновлення заліза при постійному механічному перемішуванні рідкої ванни. Вигляд отриманих металевих зливків та відмагнічених зі шлаку корольків металу представлено на рис. 3.

Рис. 3. Метал, що отримано шляхом відновлення з проби №3

Вихідні дані проб №№1-3 і результати їх переплаву наведено у таблиці 2.

Таблиця 2 – Результати переплаву проб МОС–2 у печі

№ проби	Вихідна маса наважки проби МОС-2, г	Маса отриманого металу, г	Маса отриманого шлаку, г	Вигар, г / % від вихідної маси наважки	Очікуваний вихід заліза, %
1	198,1	114,85	74,06	9,19 / 4,639	57,975
2	143,6	49,75	88,82	5,03 / 3,50	34,64
3	156,1	128,08	8,20	5,92 / 3,794	81,84
Середнє значення					**58,152**

Таким чином, згідно отриманих даних, зразки МОС-2, що відібрані зі штабелю випадковим чином, суттєво відрізняються за магнітними властивостями, що не враховують при стандартних методах оцінки якості та відповідності вимогам. Щільність зразків знаходилась у діапазоні від 2996,99 до 4844,66 кг/м^3. Очікуваний вихід заліза з різних проб в умовах доменної плавки може скласти від 57,975 до 81,84% від вихідної маси металодобавки. Отримані внаслідок переплаву зразків МОС-2 шлаки мали аморфну, склоподібну структуру.

Дослідження властивостей, складу та удосконалення методик оцінки очікуваного виходу заліза з металодобавок сприятиме удосконаленню технологій збагачен-

ня конвертерних шлаків та розширенню можливостей використання відходів у доменній плавці.

УДК 669

С.В. Суховецький, Є.В. Синегін, С.В. Журавльова

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

ОГЛЯД МЕТОДІВ ВИКОРИСТАННЯ ДОЦЕНТРОВИХ СИЛ ПРИ ПОЗАПІЧНІЙ ОБРОБЦІ І РОЗЛИВАННЯ СТАЛІ

Головною метою вдосконалення методів позапічної обробки сталі є підвищення ефективності рафінування сталі при одночасному зменшенні витрат на її обробку. Аналізуючи відомі методи рафінування сталі від неметалевих включень (НВ), такі як модифікування, електромагнітне перемішування та ін., авторами було відзначено необхідність застосування для кожної обробки додаткових ресурсів, які неодмінно викликають ріст експлуатаційних витрат на обробку сталі. Зокрема, модифікування вимагає хоч і не великої витрати проте вартісних матеріалів-модифікаторів, фільтрація передбачає встановлення в промковші машини безперервного лиття заготовок керамічних фільтрів тощо.

З огляду на це перспективними є методи рафінування, які не вимагають використання додаткових матеріалів, обладнання чи інших ресурсів. До таких методів можна віднести центрифугування, яке включає електромагнітне перемішування, що створює горизонтальні вихри, у середину яких за рахунок доцентрової сили затягуються НВ, а також методи утворення вихрів за рахунок коригування гідродинамічної картини потоків як в промковші, так і в кристалізаторі. Зокрема утворення горизонтального вихору у промковші розглянуто у роботі [1], в якій до традиційної конструкції промковша запропоновано додати циліндричну камеру, до якої метал з промковша підводиться тангенціально. Утворений у цій камері вихровий рух рідини передається захисною трубою у кристалізатор.

Також відомі численні варіанти конструкції безнапірних заглибних стаканів, що ініціюють обертальний рух рідини в кристалізаторі за рахунок тангенціального розташування вихідних отворів [2-4] та розташування у порожнині стакану архімедового гвинта [5]. Авторами роботи [2] за результатами гідродинамічного моделювання підтверджена можливість видалення 50-53% НВ з розплаву.

Перелік посилань

1. Ni P., Jonsson L.T.I., Ersson M., Jönsson P.G. (2016). A New Tundish Design to Produce a Swirling Flow in the SEN during Continuous Casting of Steel. SCANMET V “5th International Conference on Process Development in Iron and Steelmaking”.

2. Hackl G., Nitzl G., Tang Y., Eglsäer C., Chalmers D. (2015). Innovative Flow Control Refractory Products for the Continuous Casting Process. AISTech 2015 Proceedings, pp. 2436-2442.

3. Гущин В.Н. Создание закручивающего эффекта расплава в кристаллизаторах с помощью безнапорных разливочных стаканов / В.Н. Гущин, В.М. Паршин, А.В. Куклев // Сталь. – 2006. – № 12. – С. 21-23.

4. Хлопонин В.Н. Механическое перемешивание и торможение потока металла в кристаллизаторе МНЛЗ / В.Н. Хлопонин, Є. Шумахер, И.В. Зинковский // Сталь. – 2010. – №1. – С. 33-37.

5. Tsukaguchi Y., Hayashi H., Kurimoto H. et al. (2009). Development of Swirling Flow Submerged Entri Nozzles for Slab Casting. Tetsu-to-Hagane, 1(95), pp. 33-42.

УДК 669.17.046517B:669.046.52.003.12

Д.М. Тогобицька, І.Р. Снігура, В.П. Піптюк, С.В. Греков, О.В. Кукса

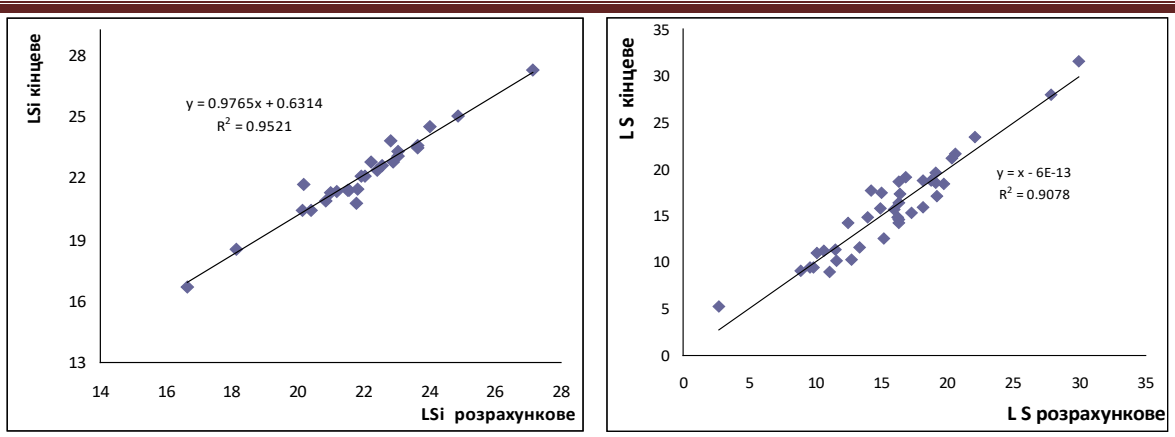
Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАНУ, Дніпро

НОВИЙ ПІДХІД ДО ОЦІНКИ ЕФЕКТИВНОСТІ ВИКОРИСТАННЯ ДОБАВОК ПРИ ПОЗАПІЧНІЙ ОБРОБЦІ СТАЛІ НА УСТАНОВЦІ «КІВШ-ПІЧ»

Сучасний стан міжнародного металургійного сектору зазнає значних змін спричинених не лише зростанням потреб і вимог споживачів до металопродукції, виснаженням запасів багатих руд, як важливих складових шихтових матеріалів, подорожчанням енергетичних ресурсів для виробництва, але й військово-економічними причинами. Утримання належного рівня вітчизняної металургійної галузі, як запоруки розвитку та стабілізації економіки є першочерговим завданням. Розглядаючи можливі шляхи вирішення питання виготовлення сталей та сплавів спеціального призначення з заданими властивостями та раціонального використання легуючих, рафінуючих, модифікуючих добавок зосереджено увагу на процесах, що протікають в унікальному

агрегаті «ківш-піч» (УКП), що є беззаперечно важливим етапом доведення сталей до відповідного рівня властивостей.

У зв'язку з цим в роботі представлено новий підхід до вирішення проблеми спрямованого формування кінцевих розплавів з застосуванням стадії прогнозування, що протиставляє себе спрощеним варіантам типу «хімічний склад-властивість» або «параметр-властивість» та представляє повноцінний ланцюг найважливіших етапів «склад-технологія-структура-властивості», що дає нові можливості аналізу процесів та підвищення ефективності позапічної обробки. З метою вирішення задач моделювання закономірностей розподілу провідних елементів добавок, які поєднують склад, структуру та властивості розплавів використана оригінальна концепція спрямованого хімічного зв'язку, що розроблена проф. Приходько Е.В. [1]. Відповідно до основних її положень металеві розплави розглядаються, як хімічно єдині системи, зміна хімічного складу яких впливає на комплекс фізико-хімічних властивостей з урахуванням параметрів їх електронної структури (Z^y – параметр зарядового стану системи, е; d – середньостатистична між'ядерна відстань, 10^{-1}нм; ρ_l – спрямована зарядова щільність, е/нм). На основі інформаційного ресурсу бази знань «Металургія» розроблений базовий комплекс моделей для прогнозування фізико-хімічних та теплофізичних властивостей металургійних розплавів (сталей, сплавів, феросплавів, шлаків) та встановлені взаємозв'язки з параметрами міжатомної взаємодії дозволили, розглядати закономірності розподілу елементів між металом та шлаком при позапічній обробці сталі по схемі «склад-технологія-структура-властивості-розподіл елементів» [2], тобто $L_e = f$ (параметри початкового металу, шлаку, добавок та технології) $R^2 \geq 0.9$ (рис.1). Вказана схема відпрацьована на двох класах сталей різного цільового призначення, а саме підшипникових (ШХ15) та конструкційних (09Г2С), що відповідно виплавлялись у дуговій електросталеплавильній печі та конвертері з подальшим доведенням на УКП в умовах різних вітчизняних заводів. Оцінка ефективності процесу використання добавок проводилась шляхом визначення віддаленості фактичного розподілу їх провідного елементу від рівноважних значень.



а) б)

Рис. 1 – Порівняльна оцінка точності розрахованих значень по запропонованому підході з фактичним кінцевим вмістом: а) – кремнію, б) – сірки для сталі марки 09Г2С

Одержані в роботі результати є підґрунтям для виробки рекомендацій щодо вибору ефективних добавок та технологічного фактору і інтеграції у АСУТП сталеплавильного виробництва, що забезпечать одержання сталі з затребуваними металоспоживачами показниками.

Список літератури

1. *Приходько Э.В.* Металлохимия многокомпонентных систем. – М.: Металлургия. – 1995. – 320 с.

2. *Тогобицкая Д.Н.* Базы данных и моделей для экспертной оценки эффективности использования ферросплавов при производстве стали / Тогобицкая Д.Н., Пиптюк В.П., Петров А.Ф., Греков С.В., Снигура И.Р., Лихачев Ю.М., Головко Л.А. // Сборник научных трудов «Фундаментальные и прикладне проблемы черной металлургии. – 2017. – Вып. №31. – С. 150 – 166.

УДК 681.3:669.168

Д.М. Тогобицька, О.П. Петров, І.Р. Снігура, Л.А. Головко, Ю.М. Ліхачов

Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАНУ, Дніпро

ІНТЕГРОВАНА БАЗА ДАНИХ «ФЕРОСПЛАВИ». СТВОРЕННЯ ТА ПРАКТИЧНЕ ВИКОРИСТАННЯ

Металургійна галузь безпосередньо пов'язана з оперативним використанням значного потоку сучасних результатів досліджень, які характеризують фізико-хімічні властивості розплавів, а також їх поведінку на різних металургійних переділах, що потребує залучення передових методів електронної обробки інформації у металургійний процес. Інформаційною основою для теоретичної та прикладної металургії при розробці рішень спрямованих на удосконалення існуючих та освоєння принципово нових технологічних схем виготовлення високоякісної металопродукції є проблемно-орієнтовані автоматизовані банки даних, складовими яких виступають бази даних (БД) та бази моделей (БМ).

Беззаперечна значимість Баз Даних полягає у систематизації різнотипної інформації без втрати її смислового та наукового навантаження за рахунок розроблених строгих правил формалізації у вигляді машинного паспорту експериментальних даних, що у подальшому використанні металургами-науковцями є запорукою проведення достовірного розрахункового експерименту. В останній час математичне забезпечення наших ІПС доповнено модулем виключення похибок при підготовці машинного паспорту експериментальних даних. Інформаційна потужність таких баз даних дозволяє оперативно генерувати моделі зі зменшенням їх розмірності та забезпеченням відповідної стійкості при зміні вхідних даних.

В Інституті чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України (ІЧМ НАНУ), як одному з передових галузевих закладів країни, створена база експериментальних фізико-хімічних даних про властивості шлакових та металевих розплавів в рамках Банка Даних «Металургія» (БДМет) [1] та більше 30 років успішно використовується при вирішені питань моделювання процесів в системі «метал-шлак» і активно поповнюється новими фундаментальними та промисловими експериментальними даними, як вітчизняними так і зарубіжними. Складовими частинами БДМет являються бази даних та моделей, що працюють у режимі взаємодоповнення – «Метал», «Шлак», «ШУС», «Розплав» та нова база даних «Феросплави», яка включає відомості про комплекс фізико-хімічних, фізичних і теплофізичних властивостей феросплавів широкого сортаменту (включає понад 260 складів). За останній час база «Феросплави» поповнена даними по властивостям: ферохрому, фероцирконію, феронікелю, феросплавами на основі марганцю та кремнію з вмістом марганцю на рівні 50-60%. Інтерфейс Бази даних «Феросплави» є зручним для користування та розуміння, як досвідченому користувачу так і початківцю, а пошук необхідної інформації здійснюється по кодовим словам, автору, виразам і т.д.

Одне з важливих практичних значень створеної Бази даних «Феросплави», полягає у розробці на основі накопиченої у ній інформації, методичних підходів в прогнозуванні комплексу фізико-хімічних та теплофізичних властивостей феросплавів широкого сортаментного ряду [2]. Саме розроблені аналітичні вирази на рівні міжатомної взаємодії забезпечують отримання інформації про властивості феросплавів, які складно дослідити у лабораторних умовах.

Наявність бази даних і моделей по кожному переділу виробництва металопродукції дозволяє оперативно генерувати інструментальні засоби (підсистеми) для комплексного аналізу, прогнозування та оптимізації фізико-хімічних процесів; техніко-економічних показників технологій отримання металу (продуктивності, витрати енергетичних і сировинних витрат), а також наскрізного аналізу процесів отримання високоякісної продукції на усіх переділах, за рахунок залучення сучасних досягнень академічної і галузевої науки, відповідних технічних засобів і організації роботи технолога з інформаційно-аналітичною системою в режимі тандему взаємної додатковості.

Список літератури

1. *Приходько Э.В.* Базы физико-химических и технологических данных для создания информационных технологий в металлургии / Э.В. Приходько, Д.Н. Тогобицкая // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 1999. – №3. – С. 17-21.

2. *Піптюк В.П.* Перспективи генерації феросплавів нового покоління для легування та мікролегування сталі / Піптюк В.П., Тогобицька Д.М., Логозинський І.М., Левин Б.А., Петров О.П., Греков С.В., Снігура І.Р. // – Системні технології. Регіональний міжвузівський збірник наукових праць. – Випуск 4 (117). – Дніпро, 2018. – С. 52 – 60.

УДК 669.162.2:669.162.275.2.004.12

Д. М. Тогобицька, А. І. Бєлькова, Д. О. Степаненко, Н.О. Цюпа

Інститут чорної металургії НАН України, м. Дніпро

КОНТРОЛЬ ШЛАКОВОГО РЕЖИМУ ДОМЕННОЇ ПЛАВКИ ПО КОМПЛЕКСУ ФІЗИКО-ХІМІЧНИХ ТА ТЕХНОЛОГІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ КІНЦЕВОГО ШЛАКУ

Ефективність способів контролю та управління шлаковим режимом доменної плавки в сучасних умовах нерозривно пов'язана з використанням інформаційних ме-

тодів оперативної оцінки найважливіших технологічних властивостей доменного шлаку, що зумовлюють виплавку чавуну необхідного складу.

Сучасний шлаковий режим доменної плавки характеризується зниженням основності кінцевого шлаку та підвищенням вмісту лужних елементів у ньому, що обумовлено залученням у процес виплавки чавуну пиловугільного палива (ПВП) та вторинних ресурсів. Присутність у виробничих шлаках закисів заліза і марганцю, окисів титану, лужних металів, сірки та «макрогетерогенних» включень, які утворюються внаслідок неповного згоряння ПВП та коксу з низькими властивостями міцності, викликає відмінності у поведінці шлаків однакового (за основними чотирма компонентами) складу, що необхідно враховувати при оцінці їх властивостей.

Модельний комплекс розробленої в Інституті чорної металургії НАНУ експертної системи «Шлак» [1] дозволяє проводити оперативний контроль і вибір оптимального шлакового режиму з урахуванням особливостей сировинних і енергетичних умов процесу виплавки чавуну.

Система забезпечує розрахунок комплексу найбільш важливих технологічних властивостей доменного шлаку (рис. 1): сіркопоглинаючу здатність (Cs); в'язкість (Па·с) та поверхневий натяг (мН/м) для різних температур шлаку, ентальпію при температурі хорошої плинності шлаку (кДж/кг), температури початку (ліквідус, °С)) та кінця (солідус, °С) кристалізації; температуру гетерогенізації Тε, ступінь досягнення системи «метал-шлак» рівноваги по сірці (%) та лужну ємність.

Прогнозування зазначених властивостей здійснюється з використанням розробленої фізико-хімічної методики опису структури та властивостей оксидних систем на рівні міжатомної взаємодії [1] за моделями: Властивість= f(Δe, ρ, T), де Δe – хімічний еквівалент складу, ρ - параметр стехіометрії, Т – температура розплаву.

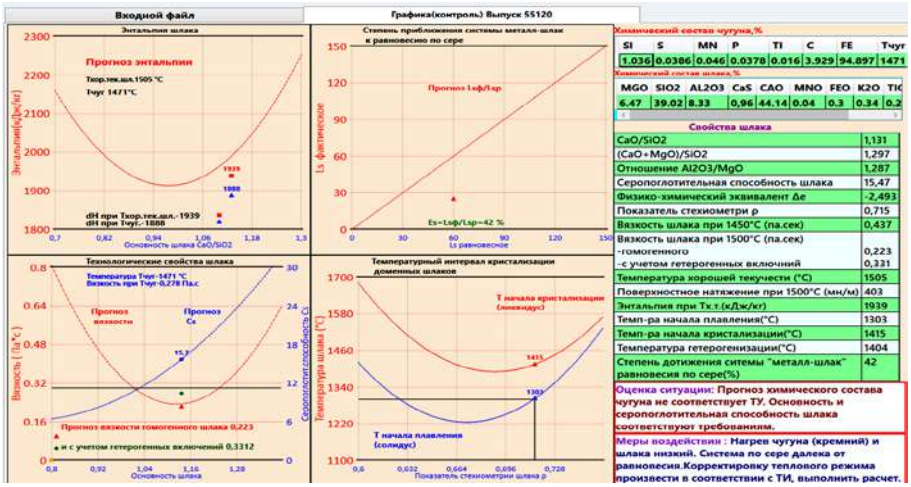


Рис. 1 – Контроль шлакового режиму доменної плавки

Останнім часом істотний розвиток отримали моделі для розрахунку в'язкості та ентальпії шлаків. Зокрема, прогнозна модель для визначення ентальпії шлаку в залежності від параметрів Δe та ρ була розвинена шляхом обліку температури розплаву T, що дозволяє зробити оцінку ентальпії в діапазоні 1400 ÷ 1550 °C. Знання ентальпії кінцевих шлаків поряд з іншими факторами дозволяє комплексно оцінити тепловий стан горна за рахунок тепла, що вноситься шлаками.

Для більш точної оцінки в'язкості та плавкості реальних доменних шлаків використовується двоетапний підхід, що включає розрахунок властивості гомогенного шлаку та з урахуванням його гетерогенності на основі градієнта-критерію, що враховує відносне збільшення властивості у відсотках на кожний відсоток добавки (ПВП, кокс, сажа). Виконані дослідження для умов роботи низки доменних печей України з різним шлаковим режимом показали, що облік гетерогенних включень підвищує в'язкість шлаків у 1,5-2 рази, температури плавлення на 30-50 °C.

Ефективність використання комплексу фізико-хімічних та технологічних властивостей доменного шлаку підтверджена в умовах реалізації системи «Шлак» в складі АСУТП ДП ряду заводів України, що дозволяє більш ефективно і на сучасному рівні вирішувати завдання оптимізації шлакового режиму і якості чавуну в змінних умовах роботи доменних печей.

Список літератури

1. Тогобицька Д.М. Розвиток модельного комплексу експертної системи контролю та управління шлаковим режимом доменної плавки в сучасних шихтових та технологічних умовах / Д.М. Тогобицька, А.І. Бєлькова, Д.О Степаненко та ін. // Фундаментальные и прикладные проблемы металлургии: сб. научн. трудов. – 2020. – Вып. 34.

А.Ю. Худяков[1], С.В. Ващенко[1], К.В. Баюл[1], М.М. Бойко[2], Н.В. Полякова[2]

[1] Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАНУ (ІЧМ), Дніпро

[2] Український державний університет науки і технологій, Дніпро

ДО ПИТАННЯ МОДЕЛЮВАННЯ ОПТИМАЛЬНОГО ВМІСТУ РІДКИХ В'ЯЖУЧИХ ДОБАВОК ПРИ ВИРОБНИЦТВІ БРИКЕТІВ

Кількість добавки рідкої сполучної речовини в шихті доцільно визначати відповідно до відомого в технології пресування керамічних порошків принципу: оптимальний об'ємний вміст зв'язки в порошках, призначених для пресування високощільних виробів, має наближатися до об'ємної пористості пресування, оскільки саме при такому вмісті сполучної речовини пресування досягає граничної щільності і, як правило, максимальної міцності. Математичний вираз принципу наведено у роботі [1]:

$$W = \frac{1-К_{тв.кр.}}{К_{тв.кр.}\left(\rho_{тв}/\rho_{жидк}-1\right)+1}, \quad (1)$$

де *W* - вміст рідкої сполучної добавки у відсотках по масі (співставлення маси рідкої фази до маси твердої фази); *До тв.кр. _* - гранична відносна щільність пресування; *ρ тв* – справжня щільність твердої фази; *ρ рідкий* – щільність рідкої фази.

Необхідно відзначити, що наявність у виразі (1) величини *К тв.кр.*, не знижуючи теоретичної цінності, робить його непридатним для практичного розрахунку оптимального вмісту зв'язки, оскільки визначення граничної відносної щільності пресування автори [1] вже включають величину *W*:

$$К_{тв.кр.} = \frac{\rho_{пр.кр.}}{\rho_{тв}}\frac{100-W}{100}, \quad (2)$$

де *ρ пр.кр.* – гранична щільність пресування.

Більше того, автори [1] не роблять рекомендацій щодо попереднього вибору граничної відносної щільності пресування *ρ пр.кр. ,* а саме ця величина до проведення дослідів експериментатору не відома. У кінцевому підсумку оптимальний вміст сполучної речовини знаходять експериментально, варіюючи тиск пресування та її зміст до того часу, доки буде досягнуто величина *К тв.кр .*, яка відповідає моменту початку видавлювання надлишку сполучної речовини з пір на поверхню пресування. Така методика пов'язана з проведенням великого обсягу попередніх дослідів та її застосування у виробничій практиці брикетувальних підприємств є невиправданою.

Повертаючись до принципу наближеної рівності об'ємного вмісту зв'язки та об'ємної пористості пресування, зазначимо, що заміна показника *К тв.кр.* при оптимальному вмісті рідкої сполучної речовини, показник відносної щільності пресування $D = {\rho_{пр}}/{\rho_{тв}}$ при максимальному тиску, нульової вологості матеріалу і без сполучної речовини, дозволяє отримати вираз, придатний для використання в практичних ці-

лях. В цьому разі потрібно виконання лише одного попереднього експерименту визначення величини $\rho_{пр}$. З урахуванням зазначеної заміни, вираз визначення вмісту рідкої сполучної добавки виглядає наступним чином:

$$W^* = \frac{\rho_{тв}\rho_{жидк} - \rho_{пр}\rho_{жидк}}{\rho_{тв}\rho_{пр} + \rho_{тв}\rho_{жидк} - \rho_{пр}\rho_{жидк}}, \quad (3)$$

де W^* – квазіоптимальний вміст сполучної речовини; $\rho_{пр}$ – щільність пресування, отримана при максимальному тиску сухого матеріалу, без сполучної речовини.

Вміст сполучної речовини W^*, розрахований за формулою (3), дещо перевищує реальне значення оптимального вмісту зв'язки. Причина полягає в тому, що ступінь ущільнення пресування, отриманої з сухого матеріалу нижче, ніж у зволоженого, тому і відносна частка порожнин, що враховується у виразі (3), виявляється вже дещо більшою. Ця розбіжність не знижує практичної цінності розрахунку, оскільки, як показав досвід його використання [2], різниця між значеннями оптимального W і квазіоптимального W^* вмісту рідких сполучних добавок при брикетуванні дрібнофракційних матеріалів гірничо-металургійного комплексу має характер постійної величини. Тому зазначена різниця може бути використана як поправочний коефіцієнт k ~ 0,3-0,35 для розрахунку значення W після визначення квазіоптимального вмісту сполучної речовини W^*.

Список літератури

1. Попільський Р.Я. Пресування порошкових керамічних мас/Р.Я. Попільський, Ю.Є. Пивінський - М.: "Металургія", 1983. – 176 с.

2. Худяков А.Ю. Новий метод прогнозування ущільнюваності шихт із дрібнофракційних матеріалів гірничо-металургійного комплексу / Худяков А.Ю., Ващенко С.В., Баюл К.В., Семенов Ю.С., Горупаха В.В. // Металург. – 2021. – № 9. – С. 15-22.

УДК 669.162.63

А.П. Шевченко[1], І.О. Маначин[1,2], Б.В. Двоскін[1], О.М. Башмаков[3], С.А. Шевченко[1], В.П. Петруша[1]

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

[2]Український державний університет науки та технології, Дніпро

[3]ТОВ «ТІТАНПРОЕКТ», Запоріжжя

РОЗРАХУНОВО-АНАЛІТИЧНА ОЦІНКА І ПЕРЕВІРКА ПОКАЗНИКІВ ПРОЦЕСІВ КОВШОВОЇ ДЕСУЛЬФУРАЦІЇ ЧАВУНУ РІЗНИМИ РЕАГЕНТАМИ У ПРОМИСЛОВИХ УМОВАХ

Необхідність покращення техніко-економічних показників виплавки чавуну та сталі [1-5], а також активно зростаюча потреба різних галузей промисловості у застосуванні металопродукції з низьким вмістом сірки [1-6,8,9,11-15] визначили використання на багатьох металургійних підприємствах технологій та засобів для видалення сірки, в т.ч. позапічну десульфурацію чавуну в ківшах [1-6,7,13-15]. В останні роки споживачі знесірченого чавуну посилили вимоги до процесу десульфурації у напрямках:

1. Забезпечення одержання значної частини чавуну із вмістом сірки ≤ 0,005 %, у т.ч. особливо чистого по сірці (≤0,001-0,002%).

2. Істотне скорочення тривалості циклу операцій з позапічної підготовки чавуну – аж до ≤ 20 хв для забезпечення режиму роботи кисневого конвертера «плавка на плавку».

3. Зниження втрат температури рідкого чавуну.

4. Зменшення втрат чавуну як із шлаком, так і від інших чинників.

5. Зменшення матеріало -енергетичних витрат при експлуатації та собівартості десульфурації чавуну.

6. Забезпечення найменших капітальних витрат на створення комплексу десульфурації чавуну та очищення його від шлаку.

7. Гарантування стабільної надійності (90% і більше) технології та обладнання у промисловому режимі експлуатації.

Ці технології багато в чому відповідають сучасним вимогам, але не всім. Для об'єктивної техніко-економічної оцінки цих 3-х технологій десульфурації чавуну було виконано комплекс всебічних досліджень показників позапічної обробки чавуну в однакових та рівноцінних умовах рафінування за 2-ма групами ковшів - з масою чавуну 80-120 т і більше 200 т (великовантажні ковші).

KR-процес. Застосування KR-процесу супроводжується обов'язковим попереднім скачуванням ковшового вихідного шлаку, наявність якого (в ковші) супроводжується дуже сильним зниженням (в 2-2,5 рази) ефективності десульфурації і нестабільністю результатів. При KR-процесі збільшення маси чавуну в ковші знижує ефективність десульфурації, оскільки перехід від ковшів з масою чавуну 80 і 100 т до великих ківш (260 т) супроводжується зменшенням питомого ступеня десульфурації, інтенсивності видалення сірки, збільшує витрати реагенту на одиницю віддаленої сірки. Зумовлено це тим, що зі збільшен-

ням маси чавуну погіршуються масообмінні процеси між шлаком та рідким чавуном ковша. Тому зі збільшенням глибини ванни необхідно збільшити інтенсивність перемішування ванни, що рафінується. Ступінь десульфурації чавуну при KR-процесі може бути забезпечений дуже високий - аж до 99,5%.

Коінжекція меленого вапна в суміші з магнієм. До одним з найбільш застосовуваних процесів ковшової десульфурації чавуну є коінжекція меленого вапна в суміші з магнієм через фурму, що занурюється. Його активне поширення зумовлене необхідністю збільшення знесірювальної здатності винищити і разом з цим невмінням металургів усіх країн (крім України) раціонально та надійно вводити чавун у магній. Проведені дослідження (на промислових ківшах) дозволили зробити висновок, що при вдуванні суміші магнію з вапном, оксид кальцію також бере участь у реакціях взаємодії із сірою чавуну . Отже, магній, що додається до вапна, не тільки взаємодіє з сіркою, але і виконує функцію відновника, активізуючи вапно і беручи участь у реакції взаємодії 15% CaO з сіркою чавуну. За результатами цих досліджень зроблено висновок у тому, що при вдування суміші CaO та Mg близько 30-40 % віддаленої сірки взаємодіє з оксидом кальцію. Таким чином, за цією технологією магній «працює» як десульфуратор , так і відновник.

Моноінжекція зернистого магнію. Сучасний технологічний процес ковшової десульфурації чавуну моноінжекцією зернистого магнію з української розробки є новим технологічним рішенням [1]. Його відмінністю є, насамперед, забезпечення виняткової регульованості, стійкості та надійності дозованої подачі в рідкий чавун. Системи дозування та вдування магнію забезпечують виключно високий парціальний тиск магнію в реакційній зоні, чим досягаються сприятливі умови для розчинення магнію в чавуні та реалізації найбільш оптимального механізму його взаємодії із сіркою чавуну. Зіставляючи комплекс показників у 3 технологій бачимо, що процес моноінжекції магнію (за технологією ІЧМ) [1] є найбільш матеріалом – енергоекономним технологічним рішенням. На підставі фактично отриманих даних виконано техніко-економічне зіставлення показників десульфурації чавуну трьома технологіями для двох груп ковшів – з масою чавуну 80–110 т та 220–260 т (таблиці 1 та 2). Оцінюючи витрат прийнято середні величини ціни світовому ринку за станом 2020 р.

Таблиця 1 - Матеріало - енергоспоживання та витрати при десульфурації чавуну різними технологіями у ківшах із масою чавуну 90–110 т. Сірка вихідна 0,040%, після десульфурації 0,005%

№№ з/п	Показники	KR-процес ($CaO+CaF_2$), Хайсін МК	Коінжекція (CaO+Mg), Хандан МК	Моноінжек - ція зернистого Mg , Баото МК
1.	Маса чавуну в ковшах, т	80	110	97
2.	Питома витрата реагентів, кг/т чавуну:			
	- вапно металургійне	7,8	-	-
	- вапно флюїдизоване	-	3,3	-
	- плавиковий шпат	0,6	-	-
	- магній	-	0,55	0,49
	- коригування . шлак	-	-	1,0
	Разом реагентів, кг/т чавуну	8,4	3,85	1,49
3.	Показник β- витрата знесірчуючих реагентів на сірку віддалену, кг/кг.	24,00	11,00	1,40
4.	Тривалість операції вдування (перемішування) реагентів , хв.	8,5	8	6,0
5.	Втрати температури чавуну за період десульфурації , °С	42	11	6
6.	Додаткове шлакоутворення в ковші, кг/т чавуну	16,8	7,6	3,0
7.	Попереднє скачування шлаку з ковша:			
	- тривалість, хв.	6–9	не вимагається	не вимагається
	- втрати чавуну, кг/т чавуну	7	-	-
8.	Втрати чавуну з додатковим шлаком, кг/т чавуну	8,4	3,9	1,40
9.	Основні витрати на десульфурацію чавуну, дол/т чавуну:			
	а) на реагент	1,32	3,14	1,77
	б) на втрати чавуну з предва – шла , що скачується	1,75	-	-
	в) на втрати чавуну з додатком – нитньо утворюється шлаком	2,10	0,94	0,35

	г) на компенсацію втрат температури чавуну	0,84	0,22	0,12
	д) на змінні фурми та е) на скачування шлаку та його перевезення ж) Витрати по переділу	0,09 0,80 0,30	0,12 0,53 0,42	0,12 0,26 0,20
	Разом витрати на десуль – фурацію , дол.США/т чавуну	7,20	5,42	2,92
10.	Перевищення витрат у порівнянні з моноінжекцією магнію, дол.США /т чавуну	4,28	2,5	0
11.	Співвідношення витрат	2,47	1,86	1

Примітка. У розрахунках прийнято ціни матеріалів на світовому ринку за станом на 2021 р.

Таблиця 2 – Матеріало – енергоспоживання та витрати при десульфурації чавуну різними процесами у ківшах з масою чавуну 220–260 т. Сірка вихідна 0,040%, після десульфурації 0,005%

№№ з/п	Показники	KR-процес ($CaO + F_2$). Корп. CSC (Тайвань)	Коінжекція (CaO+Mg), ДМК (Україна)	Моноінжекція Mg , Корп. CSC (Тайвань)
1.	Маса чавуну в ковшах, т	260	225	260
2.	Питомі витрати реагентів , кг/т чавуну: - вапно металургійне -вапно порошкове мелене - вапно мелене флюїдизоване - плавиковий шпат - магній зернистий - коригування . шлак	 9,5 2,0 3,12 0,5 - -	 - - - - 0,52 -	 - - - - 0,43 1,0
	Усього реагентів	12,0	3,64	1,43

3.	Показник β- витрата знесірчуючих реагентів на сірку віддалену, кг/кг	34,3	10,4	1,25
4.	Тривалість операції вдування реагентів (перемішування), хв.	12,0	12,5	6,5
5.	Втрати температури чавуну за період десульфурації , ° С	42	12	8
6	Додаткове шлакоутворення в ковші, кг/т чавуну	24,0	7,28	3,8
7.	Втрати чавуну, кг/т чавуну: – із попередньо скаченим шлаком – з додатково утвореним шлаком	 7 12,0	 - 3,62	 - 1,43
8.	Основні витрати на десульфурацію чавуну, дол.США/т чавуну: а) на знесірчуючі реагенти б) на втрати чавуну з попереднім скачуванням шлаку в) на втрати чавуну з додатково утворюваним шлаком г) на компенсацію втрат температури чавуну д) на вогнетривкі фурми е) на скачування шлаку (після десульфурації) та його перевезення ж) витрати на переділ	 1,95 1,75 3,00 0,84 0,09 0,70 0,30	 3,44 - 0,91 0,24 0,12 0,52 0,42	 1,51 - 0,35 0,16 0,12 0,35 0,20
	Разом витрат на десульфурацію , дол.США/т чавуну	8,63	5,65	2,75
9.	Перевищення витрат у порівнянні з моноінжекцією магнію, дол.США/т чавуну	5,88	2,90	-
10.	Співвідношення витрат	3,14	2,05	1

Зіставлення матеріало -енергоспоживання та витрат при десульфурації чавуну трьома перерахованими технологіями свідчить, про те що основним базовим параметром при ковшовій десульфурації є показник питомої витрати реагенту. Зі збільшенням цього параметра зростає шлакоутворення в ковші, тривалість процесу власне десульфурації, а також теплові втрати чавуну, що рафінується. Зазначене супроводжується збільшенням

витрат на реагенти, втрати чавуну з ковшовим шлаком і компенсацію втрат температури чавуну.

У результаті виходить, що KR-процес (застосовує найдешевші реагенти) має найбільші витрати, а моноінжекція зернистого магнію (застосовує дуже дорогий реагент) завдяки високому ступеню засвоєння його витрачає найменшу його кількість, у результаті виходить найдешевшим і маловитратним способом десульфурації.

Викладене відноситься до варіанту моноінжекції зернистого магнію (за технологією ІЧМ) і не включає практику моноінжекції магнію з технічних рішень Пекінського інституту металургійного обладнання, так як останній варіант реалізує нераціональний механізм і несприятливі умови введення магнію в чавун та його взаємодії із сіркою чавуну.

Підсумовуючи результати досліджень та аналізу, необхідно укласти, що моноінжекція зернистого магнію є пріоритетним і найбільш економічним процесом позапечної десульфурації чавуну. Витрати на його реалізацію менші на 2,50–5,88 долари на кожній 1 т обробленого чавуну. Крім цього капітальні витрати на встановлення десульфурації моноінжекція магнію в 1,3-2,0 рази менше, ніж за іншими технологіями.

Список літератури

1. Шевченко А.Ф., Маначин И.А., Вергун А.С. и др. Внепечная десульфурация чугуна в ковшах. Технология. Исследования. Анализ. Совершенствование. Днепропетровск. «Дніпро –VAI». 2017. – 252 с.

2. Шевченко А.Ф., Большаков В.И Башмаков А.М. Технология и оборудование десульфурации чугуна магнием в большегрузных ковшах. - К.: Наукова думка. 2011. - 207 с.

3. Воронова Н.А. Десульфурация чугуна магнием. - М.: Металлургия. -1980. - 239 с.

4. Инь Жуй Ю. Отечественное сталеплавильное производство - обзор состояния и развитие технологий до 2010 г. // Сб. науч. тр. всекитайской конф. "Выплавка и непрерывная разливка стали". — Ханчжоу, КНР, 2008. - С. 1-13.

5. Степанов А.А., Ламухин А.М., Зинченко С;Д. и др. Освоение технологии производства сталей с использованием установки десульфурации чугуна в условиях конвертерного производства ОАО «Северсталь». VIII Симпозиум по десульфурации чугуна и стали. 2004. - Нижний Тагил. Сб. трудов. - 2004. - С. 83-87.

6. Зборщик А.М., Куберский С.В., Косолап Н.В. и др. Эффективность использования реагентов в современных процессах внедоменной десульфурации чугуна. Бюл. "Черная металлургия". М. - 2011. - № 12. - С. 35-41.

8. Шевченко А.Ф., Башмаков А.М., Маначин И.А. и др. Технико-экономическое сопоставление процессов внепечной десульфурации чугуна по результатам их промышленного освоения. Черная металлургия. Бюлл. Черметинформация. Москва. 2013. - № 10. – С. 9-13.

9. Зборщик А.М., Куберский С.В., Довгалюк Г.Я. и др. Эффективность использования флюидизированной извести для десульфурации чугуна в 300- тонных заливочных ковшах. - Сталь. - М. - 2011. - № 9. - С. 16-19.

10. Зборщик А.М., Куберский С.В., Косолап Н.В. Эффективность использования реагентов в современных процесах внедоменной десульфураици чугуна.

11. Шевченко А.Ф. Комплексная оценка различных технологий внепечной десульфурации чугуна. Черная металлургия. Бюлл. Черметинформация. Москва, 2011. - № 7. – С. 33-41.

12. Ladle Desulfurization of Converter Low-Sulfur Pipe Steel / S. N. Ushakov, V. A. Bigeev, A M. Stolyarov & M.V. Potapova // Metallurgist, Springer (USA) -2018- Volume 62- P. 667-673.

13. Manufacture of Low-Sulfur Pipe Steel with Ladle Desulfurization of Cast Iron / S.N. Ushakov, V.A. Avramenko, V.A. Bigeev, A.M. Stolyarov & M.V. Potapova // Metallurgist , Springer (USA) - 2018 - Volume 61 –P.967-970.

14. Production of low-sulfur steel with limited hydrogen content / V.A. Bigeev, A.O. Nikolaev & A.V. Brusnikova // Steel in Translation, Springer (USA) - 2014 - Volume 44- P. 272-275.

15. Шевченко А.Ф., Башмаков А.М., Маначин И.А. и др. Технико-экономическое сопоставление процессов внепечной десульфурации чугуна по результатам их промышленного освоения. Черная металлургия, Бюлл. Черметинформация. Москва. 2013. - № 10. - С. 9-13.

УДК 669.162

М.В. Ягольник[1], В.В. Бочка[2], М.О. Фурсов[2], А.С. Шкляр[2]

[1]ТОВ «Технічний університет «Метінвест Політехніка»», м. Запоріжжя

[2]Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

ОЦІНКА ВПЛИВУ ВЛАСТИВОСТЕЙ ШИХТОВИХ МАТЕРІАЛІВ ТА ЇХ ПІДГОТОВКИ НА ПРОЦЕС АГЛОМЕРАЦІЇ

Для процесу агломерації велике значення і влив мають властивості шихтових матеріалів (їх гранулометричний та хімічний склад, вологість та ін.) а також методи і способи підготовки шихти безпосередньо до спікання. Для процесу огрудкування шихти, тобто для подальшої кращої газопроникності, важливе різне співвідношення фракцій між шихтовими матеріалами [1-3]. Іншими дослідниками також було доказано що при збільшені в шихті гранул крупністю більше 5 мм, міцність агломерату знижується, хоча при цьому зростає еквівалентний діаметр шматків.

Попередні дослідження довели, що найкращі показники агломераційного процесу спостерігаються при використанні співвідношення між дрібною та крупною фракціями руди 75/25 та 100/0 %.

Вважаючи на те, що зворот має близьку до руди крупність, а концентрат, вапняк і коксик мали крупність 0-3 мм, в даній роботі було прийнято рішення щодо проведення спеціальної підготовки звороту. У зв'язку з цим було проведено дослідження впливу гранулометричного складу звороту та його підготовки на основні характеристики шихтових матеріалів .

Склад шихт до спікання кожної проби розраховувався індивідуально. Витрата звороту складала 30 %. Витрата твердого палива 7%. Співвідношення між концентратом і рудою було прийнято 1:1. Основність шихти 1,3 од.

Були запропоновані і розраховані склади шихт на 4 серії спікань.

Серія №1 – співвідношення 100/0, 75/25, 50/50, 25/75 та 0/100 між дрібною та крупною фракцією звороту, спільне зволоження усієї шихти.

Серія №2 – співвідношення 100/0, 75/25, 50/50, 25/75 та 0/100 між дрібною та крупною фракцією звороту, окреме зволоження звороту, з метою встановити як роздільне зволоження звороту впливає на покращення агломераційного процесу.

Серія №3 – використання звороту на збільшення діапазону його крупності (0-3; 0-5; 0-7, 0-10 мм), спільне та окреме зволоження звороту.

Серія №4 – використання звороту на зменшення діапазону його крупності (3-10; 5-10; 3-10; 7-10 мм), спільне та окреме зволоження звороту.

Таким чином, усього було виконано 20 спікань для отримання показників процесу спікання і якості агломерату, кожне з яких мало різне співвідношення крупності звороту и методику зволоження. Одне спікання не вдалось - №18, з причини надмірної вологи у шихті, що пояснюється не нормальним перерозподілом вологи по окремих частинах шихти.

За результатами досліджень були отримані або розраховані різноманітні показники процесу агломерації, такі як: вертикальна швидкість спікання, маса спека, вихід годного агломерату, показники міцності та питома продуктивність агломераційної установки, швидкість фільтрації та ін. Основними для аналізу вважаються вихід годного, міцність агломерату та продуктивність аглоустановки.

Результати досліджень після аналізу даних наведені на графіках залежностей виходу годного агломерату, індексу на удар (міцності) та питомої продуктивності (рис. 1-6).

Розглядаючи вплив кількості крупної фракції руди на вихід годного агломерату можна зробити висновок, що вихід годного обернено залежить від її вмісту. Чим більше вміст крупної фракції звороту – тим нижче вихід годного агломерату. Найкращий вихід годного 75,1 % спостерігається у 2 спіканні при використанні тільки дрібної 0-5 мм фракції звороту, а гірщий у 6 спіканні, при використанні тільки круної 5-10 фракції звороту – 37 % тощо.

По отриманим результатам експериментів необхідно відзначити позитивну роль запропонованого технічного рішення, щодо окремого зволоження звороту, яке позитивно вплинуло на вихід годного агломерату, який становив 60-70% та міцність агломерату, яка склала 95-97%. Вплив роздільного зволоження звороту особливо проявився при використанні крупного звороту фракцій 3-10, 5-10, 7-10 мм.

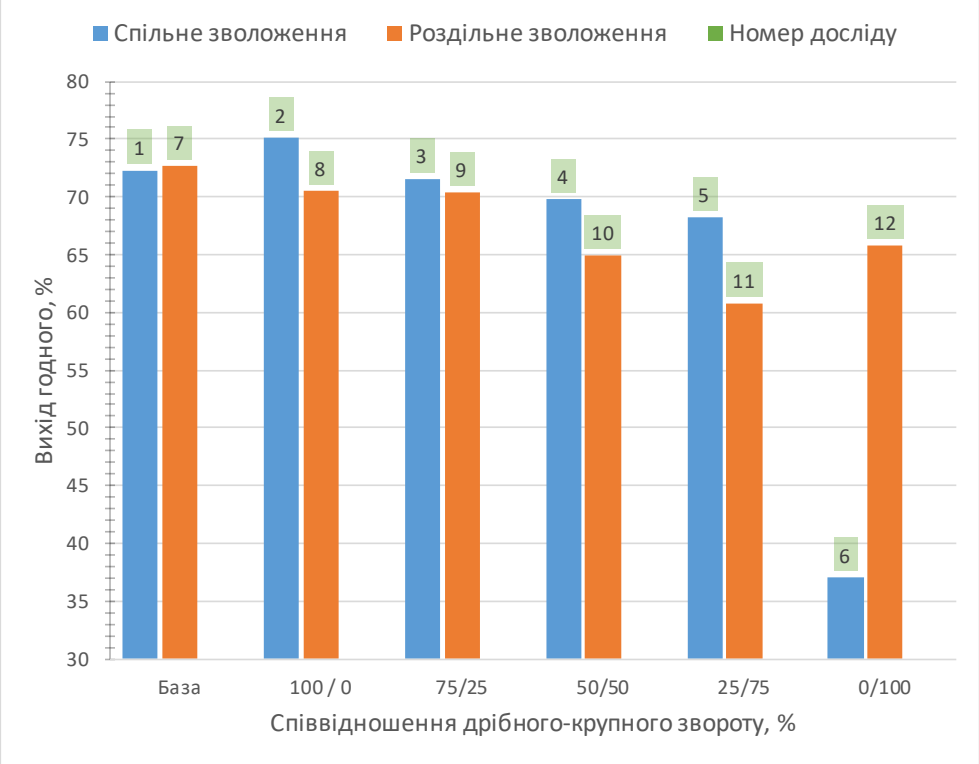


Рис. 1 – Залежність виходу годного агломерату від співвідношення дрібного-крупного звороту, 1-2 серія спікань

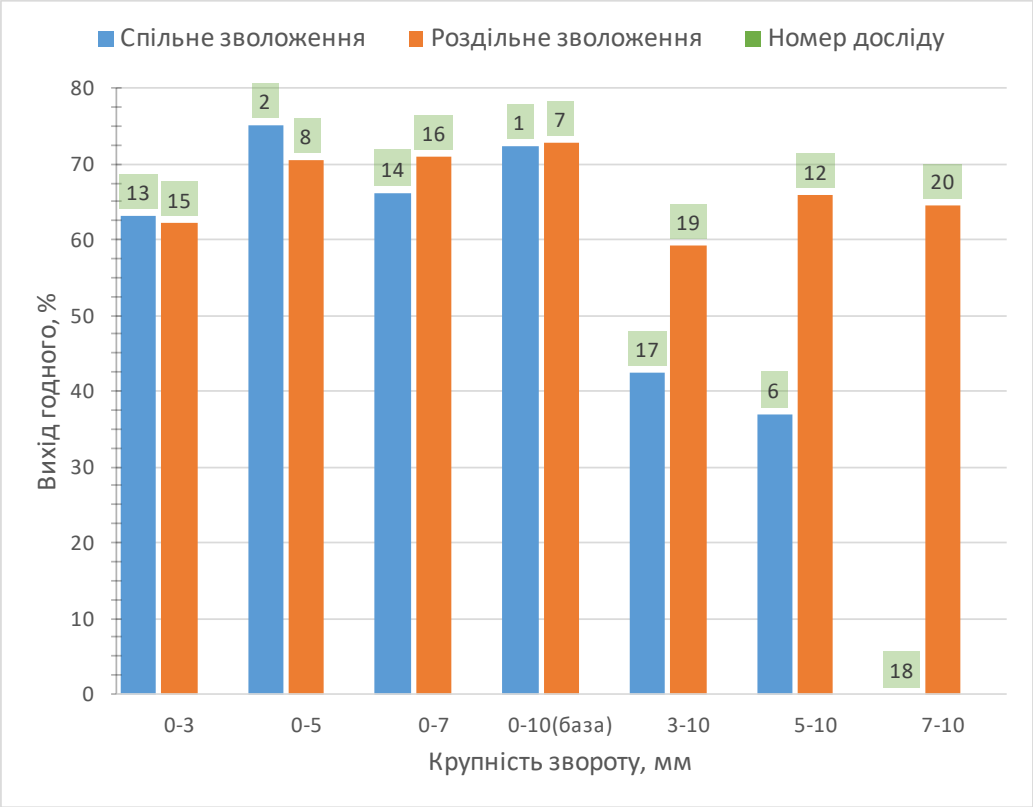


Рис. 2. – Залежність виходу годного агломерату від крупності звороту, 3-4 серія спікань

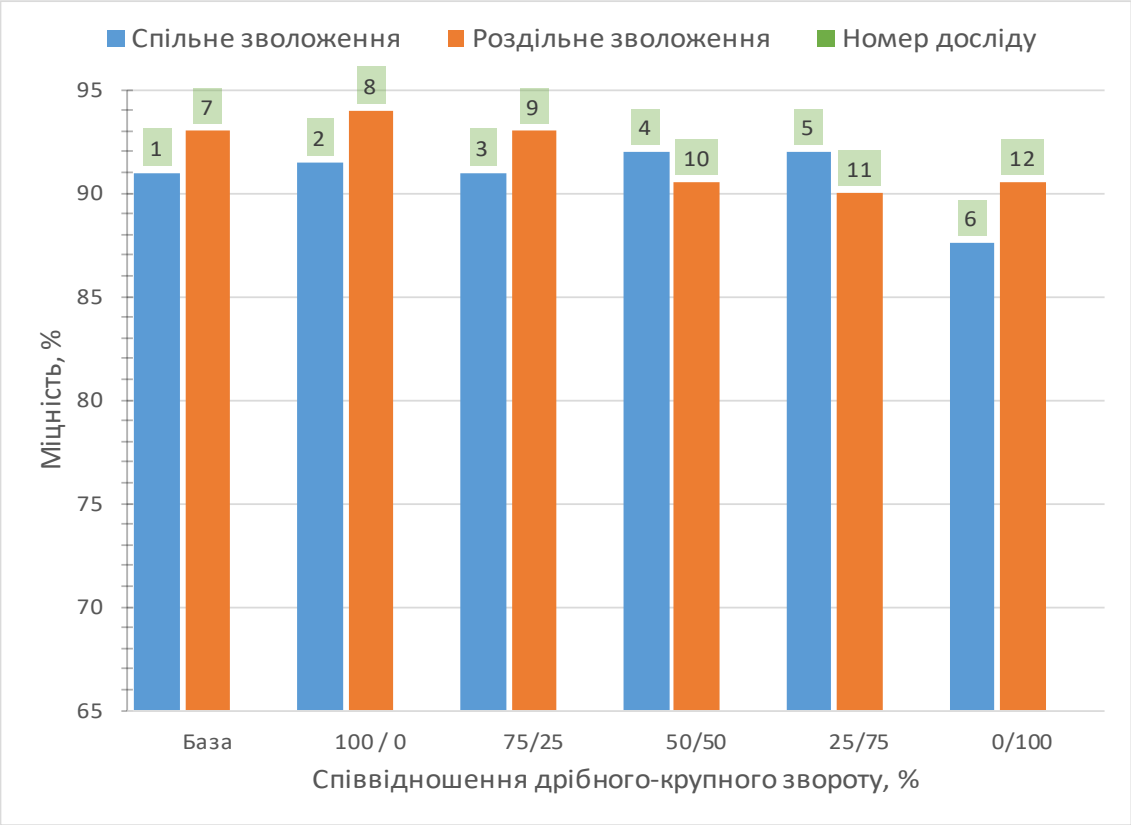


Рис. 3 – Залежність міцності агломерату від кількості дрібного звороту, 1-2 серія спі-кань

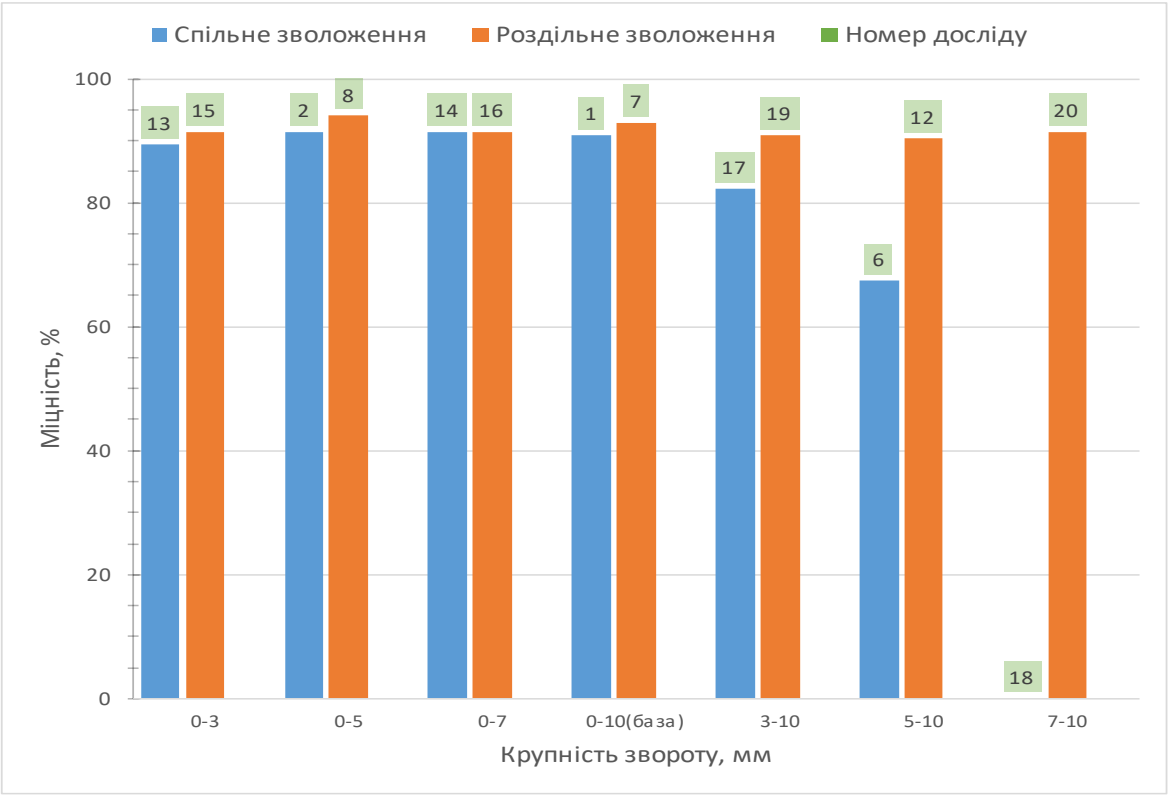


Рис. 4 – Залежність міцності агломерату від крупності звороту, 3-4 серія спі-кань

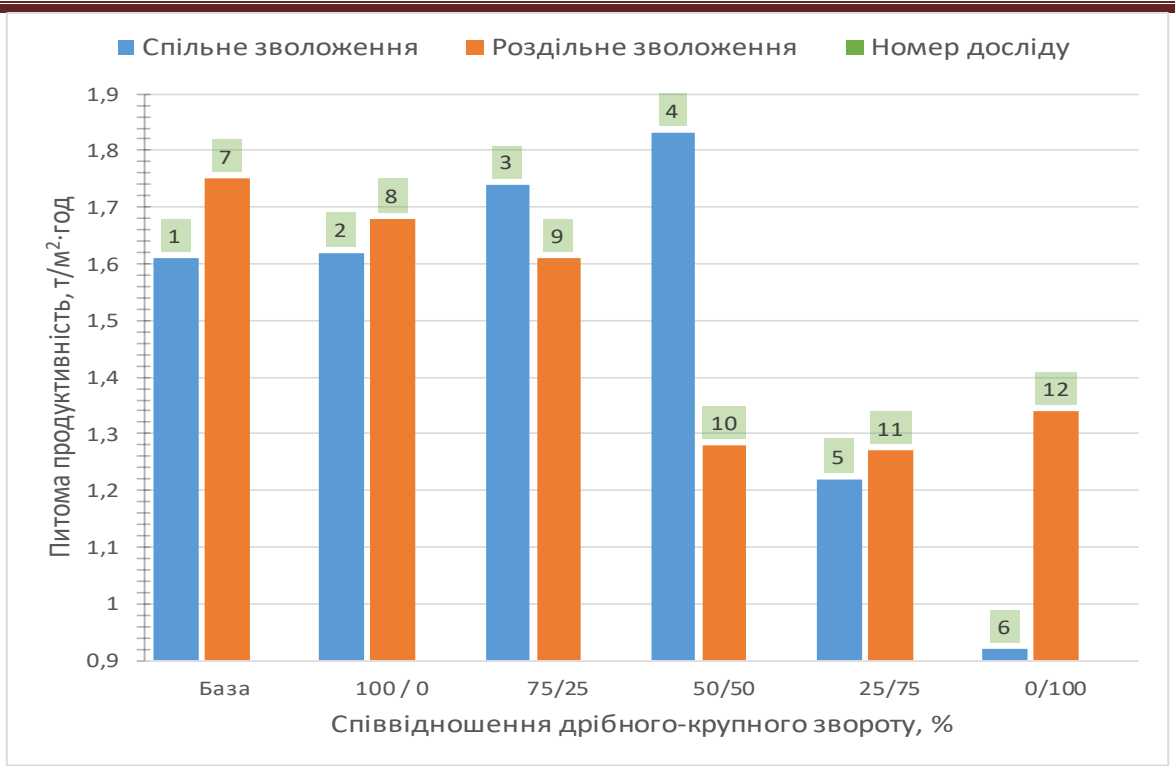


Рис. 5 – Залежність питомої продуктивності аглоустановки від кількості дрібного звороту, 1-2 серія спікань

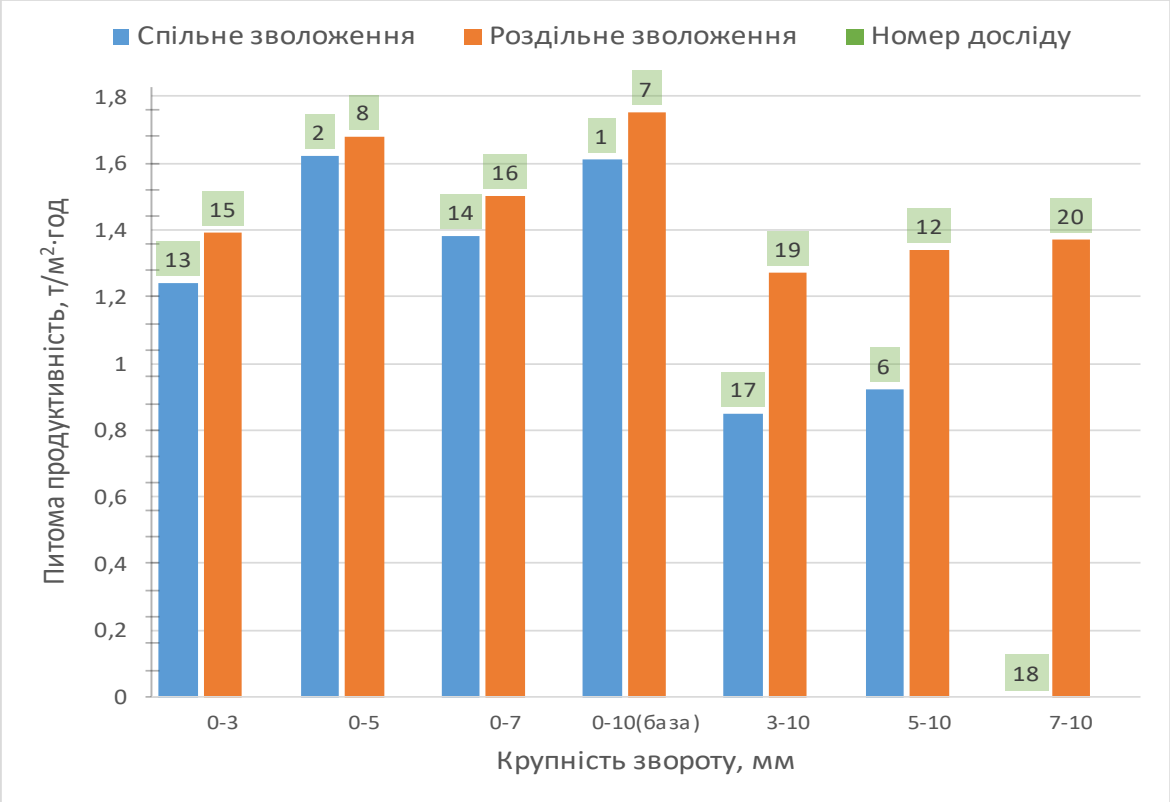


Рис. 6 – Залежність питомої продуктивності аглоустановки від крупності звороту, 3-4 серія спікань

Роздільне зволоження звороту впливало наступним чином. Якщо це дрібний зворот (0-5 мм): зменшується швидкість спікання, зменшується усадка шихти, збільшується питома продуктивність порівняно з дослідами з спільним зволоженням, тобто стає краще результати отриманого агломерату. Якщо це крупний зворот (5-10 мм): збільшується вихід годного та продуктивність порівняно з дослідами з спільним зволоженням усієї шихти.

Роздільне зволоження в цілому добре впливало на збільшення міцності агломерату порівняно с звичайним зволоження. Показники були гірше лише при використані 50/50 та 25/75 % між дрібної та крупною фракцією.

Зволоження базового звороту 0-10 мм недоцільно, тому що не можливо завжди контролювати сталий вміст фракції у звороті. Якщо розглядати №4 – там був приріст питомої продуктивності, але було достатньо сильне зниження виходу годного у порівнянні навіть з базою, проте тривалість спікання було значно вищою.

Найбільша продуктивність процесу спостерігається у дослідах 4 (спільне зволоження шихти, зворот 50 % крупний на 50 % дрібний) - 1,82 т/м^2·год; та 7 (відповідно зволоження тільки звороту, крупність звороту 0-10 мм) – 1,78 т/м^2·год. Тут позитивну роль виконало так зване окреме зволоження звороту, завдяки йому вдалося покращити умови отримання гранул шихти, що відобразилося на газопроникності шихти.

Запропоновані технологнічні рішення є доцільними, актуальними і цікавими, проте існує ряд питань, наприклад повязаних з конструкційними особливостями схемо-потоків шихти на реальному підприємстві, які потребують ретельного вивчення та вирішення.

Список літератури

1. Бережний М.М., Мовчан В.П. Збагачення та окускування сировини. Дніпропетровськ. – Вежа, 2000. – 365 с.

2. Плотніков В.В., Саітгареєв Л.Н. Інтенсифікація агломераційного процесу за рахунок вдосконалення технології комбінованого огрудкування і завантаження шихти. Вісник Приазовського державного технічного університету. 2012. № 25. С. 41–46.

3. Бочка В.В., Сова А.В., Двоєглазова А.В. Улучшение качества агломерата путем усовершенствования способа подготовки шихты. Металл и литье Украины. 2019. № 1–2. С. 3–10.

Наукове видання

ЛИТВО. МЕТАЛУРГІЯ. 2022

Матеріали XVIII МІЖНАРОДНОЇ
НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ
ЛИТВО 2022

Матеріали XI МІЖНАРОДНОЇ
НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ
МЕТАЛУРГІЯ 2022

Редактори: Т.В. Берлізєва, С.В. Гнилоскуренко, Стоянов А.М.

Випуск підготовлено до друку

Національний технічний університет
«Харківський політехничний інститут»