18 - 20
ТРАВНЯ

ЗАПОРІЖЖЯ

XVII МІЖНАРОДНА
НАУКОВО-ПРАКТИЧНА КОНФЕРЕНЦІЯ

ЛИТВО - 2021

X МІЖНАРОДНА
НАУКОВО-ПРАКТИЧНА КОНФЕРЕНЦІЯ

МЕТАЛУРГІЯ - 2021

Міністерство освіти та науки України
Національна академія наук України

Національний технічний університет
«Харківський політехничний інститут»

Фізико-технологічний інститут
металів та сплавів НАН України

Національна металургійна академія України

Асоціація ливарників України

Одеський національний політехнічний університет

Національний університет «Запорізька політехніка»

Білоруський національний технічний університет

Магдебурзький університет ім. Отто-фон-Геріке

AGN University of Science and Technology A. Mickiewicha

Запорізька торгово-промислова палата

МАТЕРІАЛИ

XVII МІЖНАРОДНОЇ НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ ЛИТВО 2021

X МІЖНАРОДНОЇ НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ МЕТАЛУРГІЯ 2021

18 – 20 травня 2021 РОКУ

УКРАЇНА, ЗАПОРІЖЖЯ
2021

УДК 621.74+669(063)

Л64

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.

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

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

Друкується за рішенням Вченої ради Національного технічного університету «Харківського політехнічного інституту», протокол № 4 від 30.04.2021

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

УДК 621.74+669(063)

Л64

ISBN 978-966-488-169-9

© Запорізька торгово-промислова палата»
© АА Тандем, 2021

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 наук України (ФТІМС НАНУ), Київ;

Величко О.Г. – д.т.н., проф., ректор Національної металургійної академії України (НМетАУ), Дніпро;

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

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

Беліков С. Б. – д.т.н, проф., ректор Національного університету (НУ) «Запорізька політехніка», Запоріжжя;

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

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

Афтанділянц Є. Г. – д.т.н., проф., 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;

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 інституту ННІ Механічної інженерії та транспорту (МІТ) НТУ «ХПІ», Харків;

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

Дібров І. А. – д.т.н., проф., президент Російської Асоціації ливарників, Росія;

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;

Затуловський А. С. – д.т.н., ст.н. спів., зав. відділом ФТІМС НАНУ, Київ;

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

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

Луньов В. В. – д.т.н., проф., директор Фізико-технічного інституту НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя;

Лисенко Т. В. – д.т.н., проф., зав. каф. ОНПУ, Одеса;

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

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;

Немененок Б. М. – д.т.н., проф., зав. каф. Металургія чорних та кольорових металів Білоруського національного технічного університету (БНТУ), Білорусь;

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;

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

Ровін С.Л. – д.т.н., доц., зав. каф. Машини та технології ливарного виробництва БНТУ, Білорусь;

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;

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. НМетАУ, 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.

МІСТ

Є. Г. Афтанділянц. ЗАКОНОМІРНОСТІ ЛИВАРНОЇ УСАДКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ 14

Є. Г. Афтанділянц. ТЕРМІЧНА ОБРОБКА ВЕЛИКОГАБАРИТНИХ ЗАГОТОВОК 16

Є. Г. Афтанділянц. ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ НА ВЛАСТИВОСТІ РОЗПЛАВУ СТАЛЕЙ 19

Т. В. Берлізєва, О. І. Пономаренко. ОТРИМАННЯ РІДКИХ ОТВЕРДЖУВАЧІВ ДЛЯ ХОЛОДНОТВЕРДІЮЧИХ СУМІШЕЙ В ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ 23

В. Б. Бубликов, А. В. Нарівський, Ю. Д. Бачинський. ВИСОКОМІЦНИЙ ЧАВУН ЛЕГОВАНИЙ КРЕМНІЄМ І НІКЕЛЕМ 25

В. Б. Бубликов, Ю. Д. Бачинський, О. П. Нестерук, С. М. Медвідь. ЗАСТОСУВАННЯ ВНУТРІШНЬОФОРМОВОГО МОДИФІКУВАННЯ FeSiMgCa-ЛІГАТУРОЮ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ 27

В. Б. Бубликов, Ю. Д. Бачинський, В. О. Овсянников, Н. П. Моісеєва. ДОСЛІДЖЕННЯ ШЛАКІВ, ЩО УТВОРЮЮТЬСЯ ПРИ МОДИФІКУВАННІ РОЗПЛАВУ ЧАВУНУ FeSiMgCa ЛІГАТУРАМИ 29

В. Б. Бубликов, Д. М. Берчук, О. О. Ясинський, В. О. Овсянников. ГРАФІТИЗУВАЛЬНЕ МОДИФІКУВАННЯ FeSiMgCa ЛІГАТУРАМИ ПРИ ОДЕРЖАННІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ.....31

В. Б. Бубликов, О. О. Ясинський, Д. М. Берчук, Ю. Д. Бачинський, О. О. Ясинська. РЕГУЛЮВАННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ПІДВИЩЕННЯМ МАСОВОЇ ЧАСТКИ МАРГАНЦЮ 33

А. М. Верховлюк, Р. В. Петровський, М. І. Науменко, В. М. Бабич. ВПЛИВ ШАГУ ВИТЯЖКИ НА СТРУКТУРУ ЛИТИХ ЗАГОТОВОК НА ОСНОВІ МІДІ.....35

М. М. Ворон. ЗАЛЕЖНІСТЬ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СТАНУ ЛИТИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ AL-LA-NI ВІД ХІМІЧНОГО СКЛАДУ 38

О.А. Глотка, В.В. Гончарова. МАТЕМАТИЧНЕ ПРОГНОЗУВАННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ.....41

С. В. Гнилоскуренко. СТАН СФЕРИ ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ ВЛАСНОСТІ В УКРАЇНІ 44

В. П. Головаченко, Л. К. Шеневідько, Т. Г. Цір, Н. П. Ісайчева, А. Г. Вернидуб. ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ ІЗ СТРУЖКИ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ В УМОВАХ ІМПУЛЬСНОГО КАПСУЛЬНОГО ПРЕСУВАННЯ 48

А.Б.Головня. РІДКОПЛИННІСТЬ МАРГАНЦЕВОМІДНИХ СПЛАВІВ 50

І.А. Гримзін, О.І. Пономаренко, Н.С. Євтущенко, Т.В. Берлізєва, С.Д. Євтушенко. ШЛЯХИ ПОКРАЩЕННЯ ЯКОСТІ ВНУТРІШНІХ ПОВЕРХОНЬ ТОНКОПОЛОСТНИХ ВИЛИВОК 51

Л.О. Дан, Л.О. Трофімова, Л.Н. Шварц. ДОСВІД ПОВЕРХНЕВОГО ГАРТУВАННЯ РОЛИКІВ ТРАЙБ-АПАРАТУ З ЧАВУНУ СШХНМД-63 54

Г. В. Довнар, А. Г. Слуцкий, Б. М. Немененок, Г. А. Румянцева. ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ПРОДУКЦИИ ИЗ ОТХОДОВ ОЛОВЯННЫХ СПЛАВОВ 56

В. С. Дорошенко, І. А. Шалевська. ЛИВАРНО-ТЕРМООБРОБНІ ПРОЦЕСИ ВИРОБНИЦТВА ВИЛИВКІВ, БЛИЗЬКИХ ЗА КОНСТРУКЦІЄЮ ДО ПРИРОДНОГО ПОХОДЖЕННЯ 58

В. С. Дорошенко, А. С. Лисий. 3D ДРУК ДЛЯ ТЕХНОЛОГІЧНОЇ ПІДГОТОВКИ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА 63

В. С. Дорошенко, О. Й. Шинський. ТРИ СТАДІЇ ЗРОСТАННЯ МОЖЛИВОСТЕЙ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА 68

Ю.Г. Дьяченко, М.М. Федоров. ОСОБЛИВОСТІ ОТРИМАННЯ БАГАТОКОМПОНЕНТНИХ, ЗНОСОСТІЙКИХ ПОКРИТТІВ НА ВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЯХ ПРИ ДИФУЗІЙНІЙ МЕТАЛІЗАЦІЇ 71

В.Г. Єфімова. ВИДАЛЕННЯ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ У ПРОМІЖНОМУ КОВШІ ПРИ ПРОДУВАННІ МЕТАЛУ АРГОНОМ 74

А. С. Затуловський, В. О. Щерецький, О. А. Каранда. ВИКОРИСТАННЯ ЛИВАРНИХ МЕТОДІВ ДЛЯ ВИРОБНИЦТВА АЛЮМОМАТРИЧНИХ КОМПОЗИТІВ ТРИБОТЕХНІЧНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ 76

А. С. Затуловський, О. А. Каранда, О. А. Кузьменко. АЛЮМОМАТРИЧНІ КОМПОЗИТИ, ЯКІ АРМОВАНО СТАЛЬНИМИ ГРАНУЛАМИ 79

А. С. Затуловський, О. А. Набока, Л. О. Мудрук. КОМПОЗИЦІЙНЕ ЗМІЦНЕННЯ ПОВЕРХНІ СТАЛЕВИХ ДЕТАЛЕЙ ТРИБОТЕХНІЧНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ 81

В.Г. Іванов, В.П. Пірожкова, В. В. Луньов. РОЛЬ СУБОКСИДІВ У СТАЛЯХ ТА ЧАВУНАХ 83

Л. Х. Іванова, В.С. Довгопола, В.О. Терехін. ВПЛИВ ТЕПЛОВОГО ОБРОБЛЕННЯ НА ЯКІСТЬ ВАЛКОВИХ ЧАВУНІВ 85

Є.І. Івахненко, Є.М. Парахневич. АНАЛІЗ ВПЛИВУ МЕТАЛУРГІЙНИХ ФАКТОРІВ ТА МОДИФІКУВАННЯ НА ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОКРЕМНИСТИХ СПЛАВІВ ЗАЛІЗА.....87

П. Б. Калюжний, М. М. Ворон, О. В. Михнян, О. В. Нейма, А. М. Тимошенко. ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВА ЛИВАРНА ТЕХНОЛОГІЯ ОДЕРЖАННЯ ТОНКОСТІННИХ ТИТАНОВИХ ВИРОБІВ МЕДИЧНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ.....89

П. Б. Калюжний, О. В. Черненко, О. В. Тихонов. ВИРОБНИЦТВО ВИЛИВКІВ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ.....92

П.О. Касай, О.О. Педаш, В.В. Клочихін. СТРУКТУРА Й ВЛАСТИВОСТЕЙ СПЛАВУ INCONEL 718 ВИГОТОВЛЕНОГО ТРАДИЦІЙНИМИ Й ІННОВАЦІЙНИМИ МЕТОДАМИ.....95

Ю. Г. Квасницька, І. І. Максюта, О. В. Михнян, О. В. Нейма. ВИЗНАЧЕННЯ КІНЕТИЧНИХ ПОКАЗНИКІВ ПРОЦЕСУ РОЗЧИНЕННЯ ППС МОДЕЛЕЙ МЕТОДАМИ МАТЕМАТИЧНОГО ПЛАНУВАННЯ.....97

Ю. Г. Квасницька, І. І. Максюта, О. В. Михнян, О. В. Нейма. ДЕСУЛЬФУРАЦІЯ НІКЕЛЕВИХ РОЗПЛАВІВ ПРИ ЗАЛИВАННІ ВИЛИВКІВ В ОБОЛОНКОВІ ФОРМИ, ОТРИМАННІ ЗА ППС МОДЕЛЯМИ.....98

Б.В. Кивгило, М.М. Ямшинський. ВИГОТОВЛЕННЯ БІМЕТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ 100

В.В. Клочихин, С.М. Данілов, Н.О. Лисенко, В.В. Наумик. МОДИФІКУВАННЯ ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ ЖС3ДК-ВІ УЛЬТРАДИСПЕРСНИМИ ПОРОШКАМИ КАРБОНІТРИДУ ТИТАНУ 102

С.Є. Кондратюк, В. І. Вейс, Ж. В. Пархомчук. ТЕРМОЧАСОВА ОБРОБКА РОЗПЛАВУ В ІНТЕРВАЛІ ТЕМПЕРАТУР КРИСТАЛІЗАЦІЇ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ І ЯКОСТІ СТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ 104

С. Є. Кондратюк, Ж. В. Пархомчук, В. І. Вейс. ТЕХНОЛОГІЯ ВИГОТОВЛЕННЯ І ТЕРМІЧНОГО ЗМІЦНЕННЯ ЛИТОГО РІЗАЛЬНОГО ІНСТРУМЕНТУ 105

С. В. Конончук, О. В. Скрипник, В. В. Святський, В. В. Пукалов. ПІДВИЩЕННЯ ПРОДУКТИВНОСТІ ПРОЦЕСУ ЛИТТЯ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕПЛОВОГО РЕЖИМУ КОКІЛЯ.....107

Р. Ф. Ліхацький, М. М. Ворон. МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВІВ СИСТЕМИ CU-V, ОТРИМАНИХ В УМОВАХ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ЛИВАРНОЇ ТЕХНОЛОГІЇ 111

В. А. Локтіонов-Ремізовський, В. Г. Новицький, Н. В. Кир'якова, К. Ю. Герман, М. М. Грибов. ДІАГРАМИ СКЛАД-СТРУКТУРА-ЗНОСОСТІЙКІСТЬ СТАЛІ 120Х15Л З ДОДАТКОВИМ ЛЕГУВАННЯМ 113

І.В. Лук'яненко. ОСОБЛИВОСТІ ВИГОТОВЛЕННЯ ДВОШАРОВИХ ВИЛИВКІВ ІЗ ЧАВУНІВ 116

В.Л. Мазур, В.Л. Найдек, Е.С. Попов. ХАРАКТЕРИСТИКА ЧАВУННИХ І КОМПОЗИЦІЙНИХ ГАЛЬМОВИХ КОЛОДОК ДЛЯ РУХОМОГО СКЛАДУ ЗАЛІЗНИЦІ В УКРАЇНІ 118

А. Г. Малявін, А. С. Затуловський, О. А. Кузьменко, В. О. Щерецький. ПЕРСПЕКТИВИ ЗАСТОСУВАННЯ ВОГНЕТРИВКОГО КАМЕНЕЛИТОГО МАТЕРІАЛУ В ОСНОВНОМУ ТЕХНОЛОГІЧНОМУ ОБЛАДНАННІ ТОВ «ЗТМК» 122

Д.В. Мариненко, А.Є. Русабров, О.І. Пономаренко. ОТРИМАННЯ ЯКІСНИХ КОРПУСНИХ ВИЛИВКІВ З ВИКОРИСТАННЯ СОЛЯНИХ СТРИЖНІВ ВИГОТОВЛЕННИХ ЗА ХТС ТЕХНОЛОГІЄЮ.....125

А. В. Нарівський, О. М. Смірнов, В. Є. Панарін, М. С. Горюк, Ю. П. Скоробагатько, О. В. Ященко. ВПЛИВ КОМБІНОВАНОЇ МГД-ПЛАЗМОВОЇ ДІЇ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ.....126

І. А. Небожак, О. Й. Шинський. ПАРАМЕТРИ ТРИБОСТРУКТУРИ ЛКМ СИСТЕМИ [Al – FeCr], ОТРИМАНОГО ЗА ДОПОМОГОЮ ДИСПЕРСНО-НАПОВНЕНОЇ ГАЗМОДЕЛІ 128

І. А. Небожак, О. Й. Шинський. ХАРАКТЕР ЗВ'ЯЗКУ МІЖ СТРУКТУРНИМИ СКЛАДОВИМИ ЛКМ СИСТЕМИ [Al – FeCr], ОТРИМАНОГО У "ПОРОЖНИНІ" ЛИВАРНОЇ ФОРМИ ЗА ЛГМ-ПРОЦЕСОМ.....131

І. А. Небожак, В. В. Суменкова, О. Й. Шинський. ЗАЛЕЖНІСТЬ ПОКАЗНИКІВ ЗАСВОЄННЯ КРЕМНІЮ МАТРИЧНИМ РОЗПЛАВОМ ВІД ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ЛГМ-ПРОЦЕСУ.....135

А. М. Недужий, А. Г. Вернидуб. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕМПЕРАТУРИ РОЗПЛАВУ І ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ НА МАКРО- ТА МІКРОСТРУКТУРУ СПЛАВУ АК5М2 З ПІДВИЩЕНИМ ВМІСТОМ ЗАЛІЗА.....139

Б.М. Немененок, Г.А. Румянцева, Г.В. Довнар, А.П. Бежок. ВЛИЯНИЕ СЕРЫ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЛИТЕЙНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ.....141

В. Г. Новицький, С. Я. Шипицин, В. Л. Лахненко, В. А. Локтионов-Ремізовский, І. В. Олексенко. ЛИТІ ХРОМИСТІ СТАЛІ ДЛЯ ЕНЕРГЕТИЧНОЇ ПРОМИСЛОВОСТІ.143

В. Г. Новицький, В. Л. Лахненко, С. Я. Шипицин, В. Я. Хоружий, М. О. Кальчук. ТРИБОЛОГИЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЛИТИХ ХРОМИСТИХ СТАЛЕЙ ДО І ПІСЛЯ ПЛАЗМОВО-ДЕТОНАЦІЙНОЇ ОБРОБКИ.....147

О. В. Ноговіцин, В. Л. Лахненко, І. Р. Баранов. ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ДЕФОРМІВНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ В УМОВАХ ВАЛКОВОЇ РОЗЛИВКИ.....149

О. В. Ноговіцин, М. І. Тарасевич, І. В. Корнієць, І. Р. Баранов. ШВИДКІСТЬ РОЗЛИВАННЯ СМУГ З ДЕФОРМІВНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ В УМОВАХ ДВОВАЛКОВОЇ РОЗЛИВКИ-ПРОКАТКИ 152

О.В.Ноговіцин, В.П.Школяренко, К.А.Сіренко, О.Л.Гончаров, Г.О.Антонов, Н.Ф.Зубеніна. ВИБІР РАЦІОНАЛЬНОГО МЕТОДУ ЛИТТЯ ОБИЧАЙОК З АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ, ЩО ДЕФОРМУЮТЬСЯ.....154

Є. М. Парахнєвич, Є. І. Івахненко. ВИРОБНИЦТВО БІМЕТАЛЕВИХ ЗАГОТОВОК ЕЛЕКТРОШЛАКОВИМ НАПЛАВЛЕННЯМ.....156

О. А. Пелікан, В. П. Лихошва, Д. В. Глушков, А. М. Тимошенко, В. В. Ширяєв, Л. М. Клименко. НОВІТНЯ ТЕХНОЛОГІЯ ОДЕРЖАННЯ ПЛАСКИХ ТОНКОСТІННИХ БІМЕТАЛЕВИХ ЗАГОТОВОК НА ОСНОВІ ЛИВАРНИХ ПРОЦЕСІВ З ВИКОРИСТАННЯМ ТЕПЛА СВС-РЕАКЦІЙ.....159

Е. С. Попов, В. Л. Мазур, О. Й. Шинський. УДОСКОНАЛЕННЯ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА В УКРАЇНІ 160

A. G. Prigunova, M. V. Koshelev, A. G. Borisov. MECHANICAL PROPERTIES OF HYPOEUTECTIC ALLOYS OF THE AL-SI-FE SYSTEM TREATED IN THE LIQUID STATE BY A UNIPOLAR PULSED ELECTRIC CURRENT 164

А. Г. Пригунова, В. І. Бєлік, В. Ю. Шейгам, А. Г. Вернидуб. ВПЛИВ ВІБРАЦІЇ В РІДКОМУ СТАНІ НА СТРУКТУРУ СПЛАВУ АК5М2 З ПІДВИЩЕНИМ ВМІСТОМ ЗАЛІЗА 166

Г. А. Румянцева, Б. М. Немененок, А. В. Арабей, И. Г. Раков. МОДИФИЦИРОВАНИЕ ВТОРИЧНЫХ СИЛУМИНОВ СУЛЬФИДОМ СУРЬМЫ 168

А. Є. Русабров, Д. В. Мариненко, О. І. Пономаренко. ПРОБЛЕМИ ВТРАТИ ВУГЛЕЦЮ ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ ВИЛИВКІВ ПРИ ЛИТТІ В ГАРЯЧІ КЕРАМІЧНІ ОБОЛОНКОВІ ФОРМИ 171

A. Semenko, O. Verzilov, U. Kulish, D. Goyda. NUMERICAL SIMULATION OF THE PRESSURE-AND-FLOWRATE CHARACTERISTICS IN CONTINUOUS CASTING WITH CONDITIONS OF SMALL MELTING MASS VOLUMES OF METALLURGICAL MICRO-MILLS 172

О.Д. Семенов, В.З. Куцова, В.Є. Хричиков. ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ УТЯЖИН У ФАСОННИХ ВИЛИВКАХ.....175

Р. А. Сергієнко, О. А. Щерецький, А. М. Верховлюк, М. І. Науменко, Д. С. Каніболоцький. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕМПЕРАТУРИ ПЕРЕГРІВУ РОЗПЛАВУ НА МАКРО- І МІКРОСТРУКТУРУ СПЛАВУ В96Ц.....176

О. В. Середенко, В. О. Середенко. ВПЛИВ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ І ПОСТІЙНОГО МАГНІТНОГО ПОЛЯ НА МОРФОЛОГІЮ ВКЛЮЧЕНЬ ПЕРВИННОЇ ФАЗИ В ЗАЕВТЕКТИЧНОМУ СПЛАВІ АЛЮМІНІЮ З МІДДЮ ТА РІДКІСНОЗЕМЕЛЬНИМИ МЕТАЛАМИ 179

О. В. Середенко, В. О. Середенко, О. А. Паренюк. МІКРОСТРУКТУРА СТРУМОЗ'ЄМНОГО ШАРУ КОНТАКТНИХ ВСТАВОК ПАНТОГРАФІВ ІЗ ДИСПЕРСНОЗМІЦНЕНОГО МАТЕРІАЛУ НА ОСНОВІ МІДІ 181

О. В. Скрипник, В. В. Святський, С. В. Конончук. ЗМІШУЮЧІ БІГУНИ ДЛЯ ПРИГОТУВАННЯ ФОРМУВАЛЬНИХ ТА СТЕРЖНЕВИХ СУМІШЕЙ.....183

А.Н. Смирнов, Т.В. Лысенко, Д.И. Васильев, И.Баца. АНАЛИЗ КОНСТРУКЦИЙ КРИСТАЛЛИЗАТОРОВ МНЛЗ 186

О. М. Смірнов, М. С. Горюк, А. Ю. Семенко, О. П. Верзілов. УПРАВЛІННЯ БЕЗПЕРЕРВНИМ РОЗЛИВАННЯМ МЕТАЛУ МАГНІТОДИНАМІЧНИМ ПРОМІЖНИМ КОВШЕМ ЗА РАХУНОК РЕГУЛЮВАННЯ ЕЛЕКТРОМАГНІТНОЇ СИЛИ 188

Л.І. Солоненко, С.І. Реп′ях, Р.В. Усенко, Р.Д. Кириченко· ВИГОТОВЛЕННЯ ЛИВАРНИХ ФОРМ ПАРО-МІКРОХВИЛЬОВИМ ЗАТВЕРДІННЯМ ПО ЗАМОРОЖЕНИХ ПІЩАНО-ВОДЯНИХ МОДЕЛЯХ 190

М. І. Тарасевич, А. Г. Пригунова, І. В. Корнієць, О. І. Рибіцький, М. В. Кошелєв. ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ РОЗЛИВАННЯ НА УМОВИ ФОРМУВАННЯ ВИЛИВКА АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ.....193

Д.П.Терентьєв, К.О. Костик. ТЕНДЕНЦІЇ ТА ПЕРСПЕКТИВИ УКРАЇНСЬКОЇ ЛИВАРНОЇ ГАЛУЗІ 195

А. М. Тимошенко, В. П. Лихошва, О. А. Пелікан, О. В. Шматко, Л. М. Клименко. КОМБІНОВАНИЙ ЛИВАРНО-ІНДУКЦІЙНИЙ МЕТОД ОТРИМАННЯ ПЛАСКИХ ТОНКОСТІННИХ БІМЕТАЛЕВИХ І БАГАТОШАРОВИХ ВИРОБІВ 196

М.М. Федоров, Ю.Г. Дьяченко. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ВУГЛЕЦЬВМІШЧУЮЧИХ ДОБАВОК НА ВЛАСТИВОСТІ БЕНТОНІТОВОГО ЗВ'ЯЗУВАЛЬНОГО МАТЕРІАЛУ ПРИ ТЕМПЕРАТУРНОМУ НАГРІВАННІ 198

Г. Є. Федоров, С. Я. Шипицин, І. Ф. Кірчу, Д. І. Лиховей, Т. В.Степанова, Н. В. Кір'якова. ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ РОЗПЛАВУ МОДИФІКОВАНОЇ АЗОТОМ ВИСОКОМАРГАНЦЕВОЇ СТАЛІ ПЕРЕД ЗАЛИВАННЯМ У ФОРМИ НА ЇЇ СТРУКТУРУ Й ВЛАСТИВОСТІ 201

Г.Є. Федоров, С.Я. Шипицин, І.Ф. Кірчу, Д.І. Лиховей, Т.В.Степанова, Н.В. Кір'якова. ПІДВИЩЕННЯ УДАРНО–АБРАЗИВНОЇ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ТА ОБРОБЛЮВАНОСТІ ВИСОКОМАРГАНЦЕВИХ СТАЛЕЙ МОДИФІКУВАННЯМ ЇХ АЗОТОМ 205

М.А. Фесенко, А.М.Фесенко. РОЗШИРЕННЯ МОЖЛИВОСТЕЙ ПРОЦЕСУ ВНУТРІШНЬОФОРМОВОГО МОДИФІКУВАННЯ ДЛЯ ВИРОБНИЦТВА ВИЛИВКІВ РІЗНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ.....210

Л. В. Фролова. ВИЗНАЧЕННЯ ОПТИМАЛЬНОЇ КОМБІНАЦІЇ AL-SI В ЧАВУНІ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ДВИГУНІВ ВНУТРІШНЬОГО ЗГОРЯННЯ 212

В.Є. Хричиков, О.В. Меняйло, Р.Р. Баркар. ТЕПЛОФІЗИЧНІ ПРОЦЕСИ УТВОРЕННЯ УСАДКОВИХ ДЕФЕКТІВ У НИЖНІЙ ШИЙЦІ ПРОКАТНОГО ВАЛКА З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ.....214

І. А. Шалевська, Т. В. Шевчук, Є. В. Погребач, Джамал Ібрагім Мусбах. ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛИТИХ АРМОВАНИХ КОНСТРУКЦІЙ ПРИ РІДКОФАЗНОМУ СУМІЩЕННІ КОМПОНЕНТІВ СИСТЕМИ 215

В. Ж. Шемет, А. Ю. Семенко, М. М. Ворон, О. П. Верзілов. ДОСЛІДЖЕННЯ ОСОБЛИВОСТЕЙ УТВОРЕННЯ ТА РОЗПОДІЛЕННЯ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ ПРИ ОТРИМАННІ НОВИХ ВИСОКОПЛАСТИЧНИХ НАДМІЦНИХ СТАЛЕЙ Fe-Mn-Al-C 218

О. Й. Шинський, О. А. Яковишин, С. О. Кротюк, А. В. Шалевський. ПРИСКОРЕНЕ ОХОЛОДЖЕННЯ ПІНОПОЛІМЕРУ ДЛЯ ТЕХНОЛОГІЇ ЛИТТЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ 221

С.Я. Шипицин, О.М. Берднікова, Д.І. Лиховей, Т.В. Степанова, І.Ф. Кірчу, Д.М. Короленко, А.Т. Литвин, С.С. Лопаткин. ВПЛИВ ПАРАМЕТРІВ ГАРЯЧОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ ВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ З ДИСПЕРСІЙНИМ НІТРИДНИМ ЗМІЦНЕННЯМ.....223

С.Я. Шипицин, О.О. Мікосянчик, В.Г. Новицький, Д.І. Лиховей, І.Ф. Кірчу, Т.В. Степанова, Д.М. Короленко, С.С. Лопаткин, А.Т. Литвин. ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ ПРИ СУХОМУ ТЕРТІ КОЧЕННЯМ 227

С.Я. Шипицин, І.Ф. Кірчу, Д.І. Лиховей, Т.В. Степанова, В.Г. Новицький, Д.М. Короленко, С.С. Лопаткин, А.Т. Литвин. ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ ПРИ СУХОМУ ТЕРТІ КОВЗАННЯМ 229

В.П. Школяренко, Г.О. Антонов, О.Л. Гончаров, К.А. Сіренко, Е.В. Захарченко. СИСТЕМА КОНТРОЛЮ ТЕМПЕРАТУРИ РОЗПЛАВУ ПРИ ДОСЛІДЖЕННІ ПРОЦЕСІВ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА 233

В. О. Щерецький, А. С. Затуловський, О. А. Набока, О. А. Каранда. ОДЕРЖАННЯ АНТИФРИКЦІЙНИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ АЛЮМІНІЙ-СВИНЕЦЬ МЕТОДОМ КОНТАКТНОГО ЛЕГУВАННЯ.....235

О. А. Щерецький, Д. С. Каніболоцький, Р. А. Сергієнко, А. М. Верховлюк. ТЕРМОГРАФІЧНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ АЛЮМІНІЮ, ЛЕГОВАНОГО ТИТАНОМ.....237

М.М. Ямшинський,' Г.Є. Федоров. ОКАЛИНОСТІЙКІСТЬ ВИСОКОХРОМИСТИХ СТАЛЕЙ В АГРЕСИВНИХ СЕРЕДОВИЩАХ.....239

УДК 621.74.046:620.178.16

Є. Г. Афтанділянц

Національний університет біоресурсів и природокористування України, Київ

ЗАКОНОМІРНОСТІ ЛИВАРНОЇ УСАДКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ

Закономірності розвитку ливарної усадки досліджували на сталях, що містять від 0,06 до 0,35% масової частки вуглецю; 0,03-2,69% кремнію; 0,1-2,54% марганцю; 0,1-3,06% хрому; 0,012-0,030% азоту; 0,001-0,028% кисню; 0,015-0,037% сірки; 0,004-0,025% фосфору, до 0,26% ванадію.

У процесі охолодження виливку після заливки металу в форму визначали такі параметри вільної ливарної усадки конструкційних сталей, як температура почала ливарної усадки ($t_{нлу}$), максимальна величина перед усадочного розширення ($\varepsilon_{прр}$), температура початку усадки після перед усадочного розширення ($t_{ну}$), коефіцієнт ливарної усадки аустеніту ($К_{лу}$), що визначали за формулою (1).

$$K_{лу} = (l_2 - l_1)/(t_{фп} - t_{ну}) \cdot l_1, \quad (1)$$

де l_1 и l_2 відповідно довжина зразку при температурах початку ливарної усадки після пред усадкового розширення ($t_{ну}$) і розпаду аустеніту ($t_{фп}$).

Враховуючи, що вплив легуючих елементів, модифікаторів і домішок на процес ливарної усадки стали пов'язано в основному зі зміною ними прихованої теплоти кристалізації ($q_{кр}$), величини перегріву над температурою ліквідусу ($\Delta t_л$) і дисперсності дендритної структури ($l_{ст}$, $l_д$) встановили, що кількісна закономірність впливу вихідних факторів на температуру початку ливарної усадки ($t_{нлу}$, °С) має такий вигляд:

$$\begin{aligned} t_{нлу} = {} & 892 - 9{,}53 \cdot \lambda_s + 1{,}135 \cdot q_{кр} + 77{,}34 \cdot l_{ст} + 8{,}691 \cdot \Delta t_л + 490{,}5 \cdot l_{ст} \cdot l_д - \\ & - 81{,}75 \cdot l_{ст}^2 - 782{,}6 \cdot l_д^2 - 0{,}02483 \cdot \Delta t_л \cdot q_{кр}, \\ & R = 0{,}954; \delta = 0{,}43\%; F_p = 16{,}4 > F_т^{0{,}01} = 4{,}3. \end{aligned} \quad (2)$$

Величина максимального предусадкового розширення ($\varepsilon_{прр}$,%) визначається наступною залежністю:

$$\begin{aligned} \varepsilon_{прр} = {} & 2{,}2 - 3{,}2 \cdot 10^{-3} \cdot q_{кр} + 1{,}85 \cdot \Delta_2 - 0{,}924 \cdot l_д - 2{,}09 \cdot 10^{-2} \cdot \Delta t_л + \\ & + 0{,}155 \cdot l_{ст} \cdot l_д - 5{,}32 \cdot 10^{-2} \cdot l_{ст}^2 + 2{,}67 \cdot 10^{-5} \cdot \Delta t_л \cdot q_{кр}, \\ & R = 0{,}914; \delta = 9{,}6\%; F_p = 10{,}2 > F_т^{0{,}01} = 4{,}28. \end{aligned} \quad (3)$$

Температура початку ливарної усадки після предусадкового розширення ($t_{ну}$) з

імовірністю 99% і похибкою 0,15% пов'язана з температурою початку ливарної усадки ($t_{нлу}$) і величиною максимального перед усадочного розширення ($\varepsilon_{прр}$) наступною формулою:

$$t_{ну} = 29{,}9 + t_{нлу} \cdot (0{,}978 - 0{,}068 \cdot \varepsilon_{прр}),$$
$$R = 0{,}993;\ \delta = 0{,}15\%;\ F_p = 676 > F_т^{0{,}01} = 5{,}93.' \qquad (4)$$

Враховуючи, що коефіцієнт ливарної усадки, по фізичному змісту зворотний коефіцієнту лінійного розширення, залежить в основному від сил міжатомних зв'язків елементів визначили його залежність від ступеня легування аустеніту, тобто від хімічного складу сталі. Кількісна закономірність такого впливу має такий вигляд:

$$K_{лу} = (12 + 45 \cdot Si + 78{,}25 \cdot Si \cdot Mn - 46{,}84 \cdot Si \cdot Cr - 595{,}5 \cdot C \cdot Si \cdot Mn -$$
$$-104{,}6 \cdot Si \cdot Mn \cdot Cr + 748{,}5 \cdot C \cdot Si \cdot Mn \cdot Cr) \cdot 10^{-6}, \quad , \qquad (5)$$
$$R = 0{,}894;\ \delta = 6{,}4\%;\ F_p = 9{,}96 > F_т^{0{,}01} = 4{,}32.$$

Зміна повної ливарної вільної усадки досліджених сталей з імовірністю 95% описується наступною формулою:

$$\varepsilon_{лит} = 6{,}63 - 14{,}69 \cdot C - 14{,}69 \cdot C - 0{,}323 \cdot Si + 0{,}377 \cdot Cr + 19{,}2 \cdot V - 226{,}2 \cdot N -$$
$$-17{,}87 \cdot \varepsilon_{прр} + 37{,}5 \cdot К_{лу} \cdot t_{ну} + 1226 \cdot \varepsilon_{прр} \cdot К_{лу} \cdot t_{ну}, \quad , \qquad (6)$$
$$R = 0{,}828;\ \delta = 7{,}4\%;\ F_p = 3{,}53 > F_т^{0{,}05} = 2{,}77.$$

Аналіз впливу легуючих елементів на зміну ливарної усадки стали 20ХГСЛ показує, що з ростом вмісту в сталі марганцю і хрому ливарна усадка збільшується, а в разі вуглецю, кремнію, азоту та спільного легування азотом і ванадієм - зменшується (рис. 1).

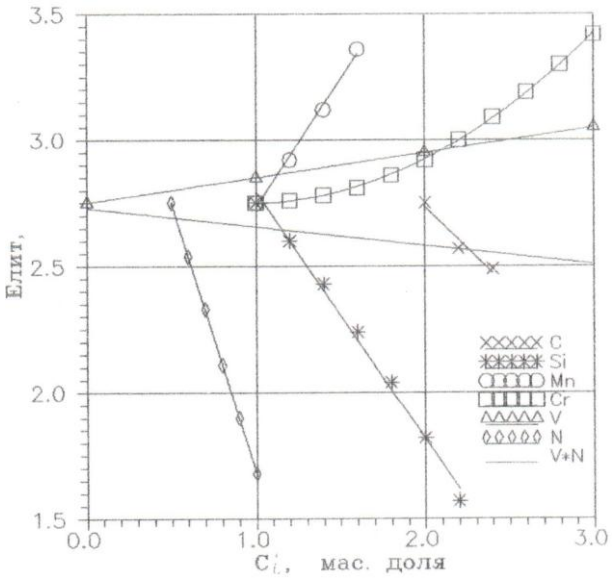


Рис. 1. Вплив елементів на ливарну усадку конструкційної сталі.
Температура заливки - 1550 °С.
Вміст С і V становить 0,1;
N-0,01; N·V-0,001 частку значень наведених на осі абсцис.

За питомою ефективністю впливу елементи можна розташувати в наступній

послідовності: Cr, V, Si, Mn, C, V+N, N.

УДК 669.18.621:539.21

Є. Г. Афтанділянц

Національний університет біоресурсів і природокористування України, Київ

ТЕРМІЧНА ОБРОБКА ВЕЛИКОГАБАРИТНИХ ЗАГОТОВОК

Ротор турбіни є одним з найбільш відповідальною частиною великогабаритних заготовок. В умовах експлуатації турбіни, ротор піддається дії центробіжних сил, обертального та згинального моментів, розтягуючих сил та навантаження від власної ваги, працює при підвішених температурах в пару та газу в умовах вібрації з знакозмінними напругами. Тому термічної обробки роторів приділяється особлива увага.

Термічна обробка роторів складається з антифлокенної обробки після куванння, попередньої та кінцевої термічної обробки.

Температура закінчення кування ($t_{зк}$) складає:

- для доевтектоїдних сталей - $t_{зк} = t_{A_{c3}} + (50-70)$, ^{o}C; (1),

- для заевтектоїдних сталей $t_{зк} = t_{A_{c1}} + (50-70)$, ^{o}C. (2).

При виготовленні масивних поковок з виливок, для попередження флокенів, охолодження після кування проводять по режимах, які забезпечують видалення або розподіл водню.

Поковки роторів із вуглецевих та низьколегованих сталей (I-III групи флокеночутливості) після кування охолоджують на повітрі до температури 600-640 ^{o}C. Розподіл сталей за ступенем флокеночутливості наведено в таблиці 1.

Таблиця 1. Розподіл сталей за ступенем флокеночутливості.

Група	Клас сталі	Марка сталі
I	Вуглецеві	35, 40
II	Низьколеговані	40ХА
III		35ХНМА, 35ХМ, 34ХМА, 25ХМФА
IV	Середньолеговані	35ХН3МА, 20Х3МВФА, 25ХН3МФА, 35ХН3МФА, 35ХН2М, 35Х2Н3М, 25Х2Н4МФА, 38ХН3МФА, 27ХН3МФА

Час охолодження поковок роторів на повітрі від 900°С показано на рис. 1.

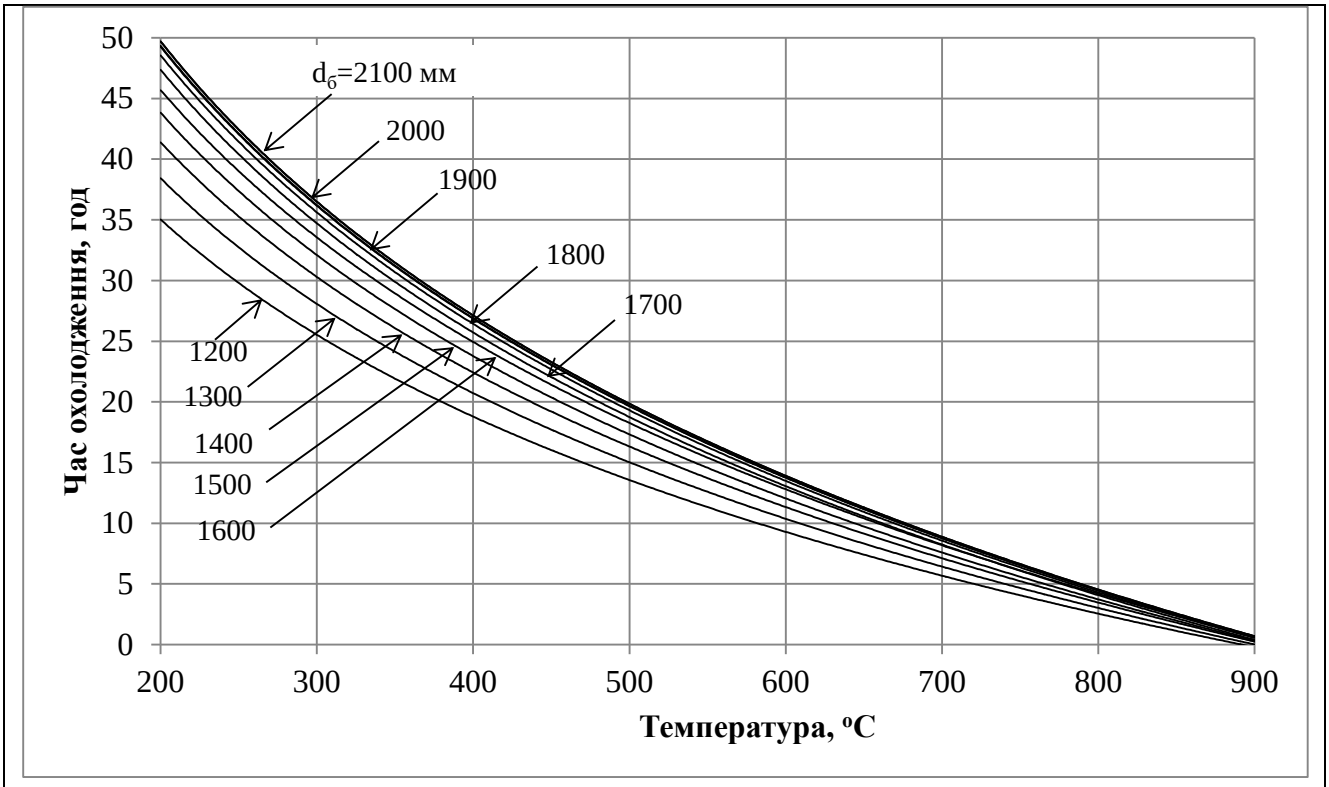


Рис. 1. Вплив максимального діаметру бочки ротора на час охолодження поковок роторів на повітрі від 900 °С.

В залежності від максимального діаметру бочки ($d_б$, мм), поковки витримують (т, год) при температурі 600-640 °С у відповідності із наступною формулою:

$$\tau = 0{,}04 \cdot d_б - 4, \quad (3).$$

Після витримки при 600-640 °С поковки охолоджуються до 400 °С зі швидкістю (V_{400}, °С/ год)

$$V_{400} = 197{,}77 - 24{,}66 \cdot \ln(d_б), \quad (4),$$

а від 400 до 250 °С на повітрі.

Обробка поковок роторів із середньо легованих сталей

Середньолеговані сталі характеризуються більш високою стійкістю аустеніту, ніж вуглецеві та низьколеговані сталі. Швидкість дифузії водню в аустеніті значно нижче, ніж у фериті. Тому необхідно створити умови для розпаду аустеніту, а потім ізотермічною витримкою при 600-650 °С забезпечити видалення водню. Найбільш

повний і прискорений розпад аустеніту в цих сталях досягається переохолодженням до 280-300 °С і наступним нагрівом до 600-650 °С.

Поковка роторів із середньолегованих сталей (IV групи флокеночутливості) після ковкі охолоджують на повітрі до температури 640-660 °С, а в інтервалі температур від 640-600 °С до 280-320 °С зі швидкістю:

$$V_{280–320} = 177{,}66 - 19{,}58 \cdot \ln(d_б), \quad (5),$$

В залежності від максимального діаметру бочки ($d_б$, мм) поковки витримують (т, год) при температурі 280-320 °С, у відповідності із наступною формулою:

$$\tau = 3{,}92 \cdot \ln(d_б) - 16{,}33, \quad (6).$$

Після витримки при 280-320 °С поковки нагрівають до 630-650 °С із швидкістю ($V_{630 - 650}$, °С/год)

$$V_{630–650} = 171{,}66 - 19{,}58 \cdot \ln(d_б), \quad (7)$$

та витримують ($т_{630 – 650}$, год) при 630 – 650 °С на протязі

$$\tau_{630–650} = 46{,}98 \cdot \ln(d_б) - 219{,}98, \quad (8).$$

Охолодження від 630-650 °С до 400 °С проводиться зі швидкістю (V_{400}, °С/год)

$$V_{400} = 151{,}66 - 19{,}58 \cdot \ln(d_б), \quad …(9).$$

Кінцева температура охолодження ($t_{ко}$, °С) визначається наступною залежністю

$$t_{ко} = 231{,}66 - 19{,}58 \cdot \ln(d_б), \quad (10),$$

а швидкість охолодження ($V_{400\text{-}tко}$, °С/год) від 400 °С до кінцевої температури охолодження ($t_{ко}$, °С)

$$V_{400–t_{ко}} = 27{,}56\exp(-0{,}002 \cdot d_б), \quad (11).$$

Встановлені закономірності дозволяють реалізувати якісну термічну обробку таким відповідальним великогабаритним заготовкам, як ротори.

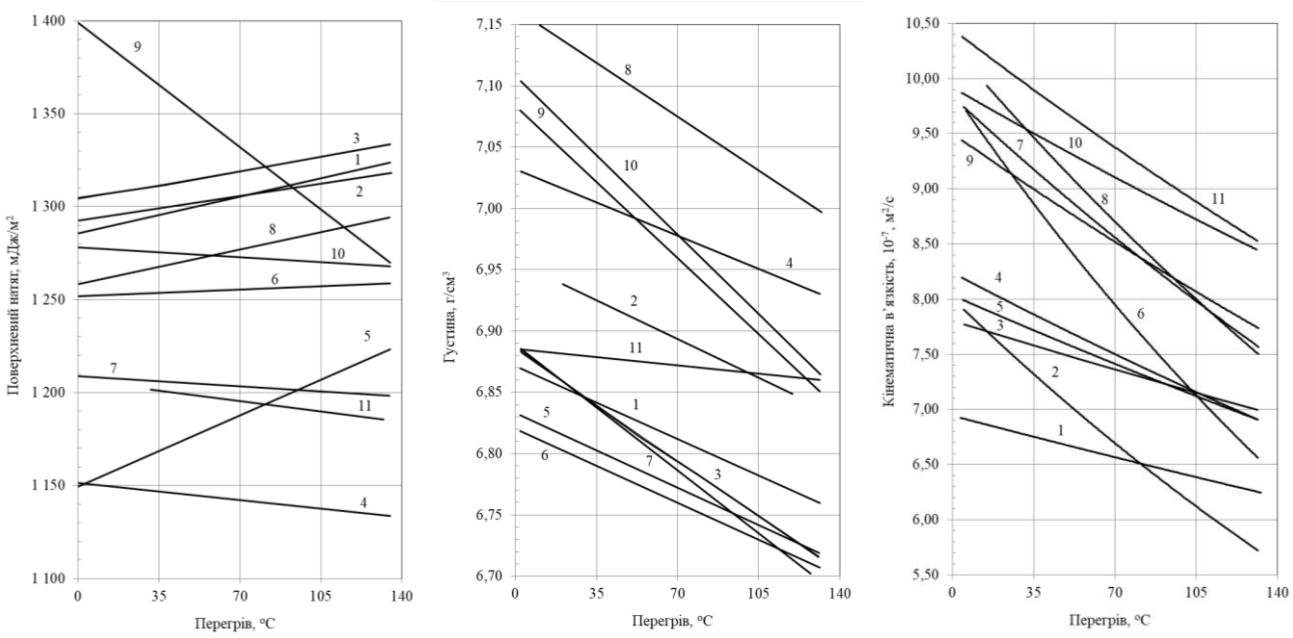
УДК 621.74:669.15-194

Є. Г. Афтанділянц

Національний університет біоресурсів и природокористування України, Київ

ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ НА ВЛАСТИВОСТІ РОЗПЛАВУ СТАЛЕЙ

Для ефективного управління процесом отримання якісних сталевих виливків необхідно досліджувати вплив хімічного складу на властивості рідкого металу. Вплив легуючих елементів, модифікаторів і домішок на такі основні властивості рідкого металу, як густина, поверхневий натяг і в'язкість досліджували в області хімічних складів, характерних для низько- і середньолегованих конструкційних сталей в межах мас. долі % вуглецю від 0,06 до 0,42%; кремнію - 0,08-1,8%; марганцю - 0,2-3,0%; хрому - 0,2-1,57%; ванадію до 0,24%; сірки - 0,013-0,028%; фосфору - 0,005-0,025%; кисню - 0,0022-0,028%; азоту - 0,012-0,035%



а б в

Рис. 1 - Політерми поверхневого натягу (а), густини (б) і кінематичної в’язкості (в) досліджених розплавів низько- і середньолегованих конструкційних сталей.

Цифри на рисунку відповідають наступним маркам сталей: 1 – армко-залізо; 2, 3 – армко-залізо +азот+ванадій; 4, 5 – 20ХГСАФЛ; 6 - 30Х2Г2С2Л; 7, 8 - 30Х2Г2С2АФЛ; 9 - 40ХГ3СЛ; 10, 11 - 40ХГ3С АФЛ.

Виконаний множинний регресійний аналіз показав, що інтегральний вплив елементів і перегріву на властивості рідкого металу в дослідженій області визначається наступними залежностями:

- поверхневий натяг ($\sigma_р$, мДж/м^2)

$$\sigma_p = 2019 - 5281 \cdot C + 607 \cdot Si + 701 \cdot Mn - 783 \cdot Cr - 31646 \cdot S + 22437 \cdot P + \\ + 12437 \cdot O - 5243 \cdot N + 4{,}2 \cdot V + 3{,}55 \cdot 10^{-2} \cdot \Delta t_л \quad , \qquad (1);$$

R = 0,95; δ = 1,4 %;

- густина ($\rho_р$, г/см^3)

$$\rho_p = 7{,}54 - 13{,}9 \cdot C + 2{,}16 \cdot Si + 1{,}8 \cdot Mn - 2{,}23 \cdot Cr - 30{,}3 \cdot S + 34{,}7 \cdot P + \\ + 26{,}7 \cdot O - 1{,}81 \cdot N + 5{,}1 \cdot 10^{-3} \cdot V - 1{,}22 \cdot 10^{-3} \cdot \Delta t_л \quad , \qquad (2);$$

R = 0,93; δ = 0,5 %;

- кінематична в'язкість (ν, м^2·с)

$$\nu = (-1{,}21 + 33{,}9 \cdot C - 1{,}05 \cdot Si - 2{,}85 \cdot Mn + 2{,}61 \cdot Cr + 300 \cdot S - 156 \cdot P + \\ + 37{,}9 \cdot O + 16{,}3 \cdot N + 5{,}9 \cdot 10^{-3} \cdot V - 1{,}43 \cdot 10^{-2} \cdot \Delta t_л) \cdot 10^{-7} \quad , \qquad (3);$$

R = 0,97; δ = 2,6 %;

- динамічна в'язкість (η, Па·с)

$$\eta = (-0{,}343 + 12{,}3 \cdot C - 0{,}961 \cdot Si - 0{,}522 \cdot Mn + 6{,}4 \cdot 10^{-2} \cdot Cr + 185 \cdot S - 81{,}2 \cdot P + \\ + 46{,}7 \cdot O + 13 \cdot N + 9{,}98 \cdot 10^{-3} \cdot V - 1{,}09 \cdot 10^{-2} \cdot \Delta t_л) \cdot 10^{-3} \quad , \qquad (4);$$

R = 0,97; δ = 2,6 %,

де C, Si, Mn, Cr, S, P, O, N, V вміст (мас. частка %) в розплаві вуглецю, кремнію, марганцю, хрому, сірки, фосфору, кисню; азоту та ванадію, відповідно; $\Delta t_л$ – перегрів розплаву над температурою ліквідусу, °C; R – множинний коефіцієнт кореляції; δ - середня помилка апроксимації.

Аналізуючи експериментальні дані, слід зазначити неоднозначність напрямків впливу легуючих елементів на властивості розплавів промислових сталей. Так V, Si, Mn, O, P закономірно підвищують, а Cr, N, C, S знижують поверхневий натяг розплавів. У той же час вплив елементів на густину має іншу закономірний-ність - V, Mn, N, Si, O, P підвищують, а Cr, C, S знижують її значення. Навіть відносно кінематичної і динамічної в'язкості спостерігається різний вплив. Так, якщо кінематичну в'язкість елементи підвищують в наступній послідовності V, Cr, N, C, O, S, а знижують - Si, Mn, P, то у випадку динамічної в'язкості спостерігаються інші закономірності: V, Cr, C, N, O, S - підвищують, а Mn, Si, P знижують її значення. Більш постійний вплив спостері-

гається при оцінці зміни властивостей в залежності від перегріву над температурою ліквідусу.

З рис. 1 видно, що зі збільшенням величини перегріву в'язкість і густина досліджених сталей знижується, в той час як поверхневий натяг змінюється неоднозначно. Кількісний аналіз експериментальних даних показує, що найбільш істотний вплив на властивості розплавів конструкційних сталей надають сірка, фосфор і кисень. Однак в даний час відсутні можливості керування властивостями рідкого металу за допомогою зміни вмісту цих елементів в розплаві, оскільки існуючі технології виплавки сталей спрямовані на отримання мінімально можливої концентрації цих шкідливих елементів в стали.

Вуглець і азот також надають ефективний, приблизно однаковий вплив на властивості рідкої сталі. Кремній, марганець, хром і ванадій надають на порядок менш істотне, ніж вуглець і азот, вплив на поверхневий натяг, кінематичну і динамічну в'язкість і близьке на густину розплавів конструкційних сталей. Порівнюючи вплив цих елементів на фізико-механічні властивості сталей в твердому стані, а також на такі технологічні властивості як тріщиностійкості і зварюваність, при виборі легуючих елементів і модифікаторів для цілеспрямованої зміни властивостей промислових розплавів перевагу слід віддати азоту.

Аналізуючи зміну поверхневого натягу, слід зазначити істотним вплив, перш за все, вмісту азоту і його залежність від змісту інших елементів. Відповідно до формули 2, вплив ванадію на поверхневий натяг сталей на кілька порядків менше, ніж азоту.

У разі армко-заліза практично не спостерігається вплив азоту на поверхневий натяг (рис. 1а, лінії 1-3). У той же час при його введенні в розплав стали 40ХГЗСЛ в кількості до 0,035% N поверхневий натяг закономірно знижується (лінії 9-11). Збільшення ступеня легування розплаву хромом до 1,57% і кремнієм до 1,8% при одночасному зниженні вмісту вуглецю до 0,30-0,33% і марганцю до 1,66 -1,82% призводить до екстремального впливу азоту. Так збільшення вмісту азоту до 0,023% в розплаві сталі 30Х2Г2С2Л знижує поверхневий натяг розплаву на 50-90 мДж/м^2 (лінії 6, 7). Подальше збільшення вмісту азоту в цій сталі до 0,032% призводить до помітного підвищення поверхневого натягу.

Переходячи від окремого випадку до загальної закономірності, характерної для області хімічних складів, що містять (мас. част. %), від 0,06 до 0,42% вуглецю; 0,08 - 1,8% кремнію; 0,2 - 3,0% марганцю; 0,2 - 1,57% хрому; 0,012 - 0,028% сірки; 0,005 - 0,025% фосфору; 0,0022 - 0,028% кисню; до 0,24% ванадію; 0,012 - 0,035% азоту і,

оцінюючи внесок кожного фактору, можна відзначити, що V, Si, Mn, O, P закономірно підвищують, а Cr, N, S, C знижують поверхневий натяг промислових розплавів конструкційних сталей (формула 1). Це вказує на те, що зі збільшенням вмісту елементів зростає кількість атомів або кластерів, що містять V, Si, Mn, O, P в обсязі розплаву, а Cr, N, S, C - на міжфазної поверхні.

Такий вплив елементів можна пояснити як явищем концентраційної буферності, так і тим, що для кисню і фосфору пік адсорбції досягається, по-видимому, при вмісті менше нижньої межі дослідженої області, в той час як для азоту, сірки і вуглецю - за верхньою межею досліджених концентрацій. Це припущення підтверджується тим, що максимальне зниження поверхневого натягу заліза киснем спостерігається при вмісті до $(2 – 3)\cdot10^{-4}$ %, що відповідає нижній межі дослідженого інтервалу змісту елементів. Там же зазначається, що якщо при $2{,}09\cdot10^{-4}$ % O температурний коефіцієнт поверхневого натягу негативний, то при $3{,}49\cdot10^{-4}$ % O - позитивний.

Вплив вуглецю пов'язано, в основному з посиленням поверхневої активності сірки, оскільки збільшення вмісту вуглецю в розплавах, які містять сірку, не призводить до зміни поверхневого натягу заліза.

Результати експериментального дослідження визначення густини розплавів промислових сталей наведено на рис. 1б, а ефективність впливу компонентів розплаву показана формулою 2. Видно, що Cr, C і S закономірно знижують, а V, Mn, N, Si, O, P підвищують густину розплавів конструкційних сталей.

Аналіз впливу елементів на зміну в'язкості розплавів за експериментальними даними, що наведені на рис. 3, показав, що Si, Mn і P закономірно знижують, в той час як V, Cr, N, C, O, S підвищують в'язкість розплавів низько- і середньолегованих сталей (формули 3, 4). З формул 4, 5 випливає, що зміна вмісту елементів в розплаві призводить, у випадку C, Cr, S, V, Si, Mn, P до прямої, а O і N до зворотної кореляції між в'язкістю розплаву і енергією активації в'язкої течії.

Аналізом отриманих аналітичних рівнянь показано, що вплив хімічного складу на властивості розплаву конструкційної сталі істотно. За ступенем зростаючого впливу елементи розташовуються в наступній послідовності: поверхневий натяг - збільшують V, S, Mn, O, P і зменшують Cr, N, C, S; кінематична в'язкість - збільшують V, Cr, N, C, O, S і зменшують Si, Mn, P; щільність - збільшують V, Mn, N, Si, O, P і зменшують Cr, C, S.

УДК 621.744.3

Т. В. Берлізєва, О. І. Пономаренко
Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут»,
Харків

ОТРИМАННЯ РІДКИХ ОТВЕРДЖУВАЧІВ ДЛЯ ХОЛОДНОТВЕРДІЮЧИХ СУМІШЕЙ В ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

Метою даної роботи є дослідження добавок, що застосовуються в ливарному виробництві, які використовуються для формувальних сумішей . Такими добавками можуть бути фурфурілгідроксіпропілціклокарбонати, що отримують при синтезі фурфурилгліцидного ефіру з фурфуріловим спиртом. Його можуть отримувати з фурфуролу і 5-гідроксиметилфурфуролу, які в свою чергу утворюються з пентозанів і гексозанів, що отримують при гідролізі деревної сировини.

Вуглеводи (цукру) – одна з найбільш важливих і поширених груп природних органічних сполук. Вони складають 80% маси сухої речовини рослин і близько 2% сухої речовини тваринних організмів. Вуглеводи мають загальну формулу $C_n(H_2O)_m$.

Всі вуглеводи можна розділити на наступні класи: моносахариди (прості цукри, мономери); олігосахариди; дисахариди; полісахариди.

Моносахариди є гетерофункціональних сполук. В їх молекулах одночасно містяться і карбонильная (альдегидная або кетонна), і кілька гідроксильних груп, тобто моносахариди являють собою полігідроксікарбонільние з'єднання – полігідроксіальдегіди і полігідроксікетони.

Більшість зустрічаються в природі моносахаридів – це пентози і гексози. Велика кількість пентози і гексози міститься в деревині, які отримують шляхом комплексної переробки деревини.

Деревина – продукт біологічного (рослинного) походження, що представляє складний комплекс, як в анатомічному, так і хімічному відношенні і складається з безлічі компонентів. Деревина приблизно на 99% складається з органічних речовин.

Подрібнену деревину піддають гідролізу розведеної сірчаної кислотою при нагріванні під тиском. При гідролізі геміцелюлози і целюлоза розкладають-

ся. Геміцелюлози перетворюються в гексози: глюкозу, галактозу, манозу і пентози: ксилозу і арабинозу; целюлоза - в глюкозу.

Взаємодія кислот з деревиною призводить до утворення найпростіших цукрів з полісахаридів і використовується в якості основної реакції в гідролізним виробництві.

Фурфурол можна отримувати в якості основного продукту при гідролізі багатих пентозанами деревини листяних порід (берези, осики) і сільськогосподарських рослинних відходів.

Листяні породи дерев характеризуються підвищеним вмістом гемицеллюлоз і їх промислові гідролізати містять до 45% пентоз від загальної кількості цукрів, тому на їх основі отримують фурфурол і ксилозу.

Фурфурол утворюється з пентозанов і поліуроніди, зміст яких в деяких видах листі ної деревини може становити до 30%, а 5-гідроксиметилфурфурол - з гексозанов.

Основним напрямком переробки фурфуролу і 5-гідроксиметилфурфурол є гідрування їх в фурфуриловий спирт .

Фурфуриловий спирт, як і фурфурол, застосовується в якості змочувача абразивних порошків при виробництві абразивних кіл, в тому числі для синтезу фурфурилгліцидного ефіру і фурфурілгідроксіпропілціклокарбоната, що застосовується в якості добавок в ливарному виробництві, натомість пропіленкарбонатів.

Для експериментів була обрана формувальна суміш містить від 3 до 4% рідкого скла і фурфурілгідроксіпропілціклокарбонат в кількості 0,4 ... 1%. Суміш готувалася наступним чином: спочатку в пісок додавали рідке скло і перемішували 3 хв., Потім додавали фурфурілгідроксіпропілціклокарбонат і ще перемішували впродовж 2 хв. Потім суміш витримували в 9-місцевої прес-формі впродовж 1 години. Потім зразки випробовувалися на міцність на стиск через 30, 60, 90, 180 хв. і через 24 год., а також на обсипальність і живучість.

УДК 669.131.7:669.15-196.57:669.046.516.2:546.74

В. Б. Бубликов, А. В. Нарівський, Ю. Д. Бачинський

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

ВИСОКОМІЦНИЙ ЧАВУН ЛЕГОВАНИЙ КРЕМНІЄМ І НІКЕЛЕМ

Високоміцний чавун з кулястим графітом завдяки високим фізико-механічним і експлуатаційним характеристикам та відносно низькій ціні є конструкційним матеріалом, який широко використовується практично у всіх галузях промисловості. Однак, нині стандартні його марки у багатьох випадках не відповідають постійно зростаючим вимогам до матеріалів, які необхідні для створення нової техніки.

У звичайних високоміцних чавунах кремній є основним графітизувальним елементом і його масова частка, згідно ДСТУ3925-99, не перевищує 2,9 %. При більшій кількості кремній виступає легувальним елементом, який сприяє формуванню у виливках вільної від карбідів феритної структури і зростанню механічних власти-востей. При досягненні граничної масової частки кремнію, яка залежить від кількості у розплаві шкідливих домішок (фосфор, сірка та ін.), способу модифікування, швидкості охолодження та інших факторів, відбувається окрихчування твердого розчину.

Значних успіхів досягнуто у розробленні нових феритних високоміцних чавунів, що леговані кремнієм в кількості 3,0-4,3 % і отримали назву «high-silicon ductile irons» [1, 2]. Максимальний тимчасовий опір під час розтягування σ_B таких чавунів обмежується значенням 600 МПа, відносне видовження δ – 10 % [3]. При більшій кількості кремнію значно зменшується пластичність. Одним з перспективних напрямків подальшого підвищення міцнісних характеристик високоміцних чавунів, що леговані кремнієм, є використання інших хімічних елементів для додаткового зміцнення твердого розчину. Одним з таких елементів є нікель. Тому проведення досліджень для встановлення закономірностей впливу процесів комплексного легування розплаву кремнієм і нікелем на структуроутворення і механічні властивості феритного високоміцного чавуну є актуальним.

В мікроструктурі дослідних виливків були виявлені включення кулястого графіту діаметром 10-25 мкм, щільність розподілу яких в металевій основі склала 450-900 шт./мм^2, а ступінь сфероїдизації графіту знаходився в межах 90-95 %. З під-

вищенням масової частки кремнію від 3,0 % до 4,0 % розмір включень графіту зменшується, а щільність їх розподілу – збільшується. Кількість фериту в металевій основі чавуну при цьому зростає від 85 до 100 %.

Встановлено, що при вмісті у високоміцному чавуні 3,0-3,5 % Si можна одержувати $\sigma_B \geq 500$ МПа, $\sigma_{0,2} \geq 430$ МПа, $\delta \geq 15$ %. При вмісті 3,5-4,0 % Si, зростають показники σ_B (>580 МПа) і $\sigma_{0,2}$ (≥470 МПа), зменшується δ (до 12 %). В легованому 0,5 % Ni високоміцному чавуні в результаті підвищення масової частки кремнію з 3,0 до 4,0 % відносне видовження δ зменшується на 20,7 % (від 15,0 % до 11,9 %), а показники міцності підвищуються в середньому на 15,3 %: тимчасовий опір під час розтягування σ_B збільшується на 15,2 % (від 618 МПа до 712 МПа), умовна границя плинності $\sigma_{0,2}$ на 15,5 % (від 490 МПа до 566 МПа). Таким чином, високоміцний чавун з масовими частками кремнію 4,0 % та нікелю 0,5 % має підвищені (в середньому на 30 %) показники міцності, порівняно з нелегованим нікелем металом, що містить 3,0 % кремнію. Аналіз даних свідчить, що при вмісті у високоміцному чавуні 3,0-3,5 % кремнію та легуванні його 0,5 % Ni можна одержувати виливки, метал яких матиме $\sigma_B \geq 600$ МПа, $\sigma_{0,2} \geq 470$ МПа, $\delta \geq 12$ %, а при 3,5-4,0 % Si – $\sigma_B \geq 650$ МПа, $\sigma_{0,2} \geq 500$ МПа, $\delta \geq 10$ %.

Отримані високоміцні чавуни мають однофазну термодинамічно-стабільну леговану феритну матрицю, що забезпечує високі показники міцності та пластичності литих виробів. Одержані науково-технічні результати є перспективними і можуть використовуватися при створенні нових спеціальних марок високоміцного чавуну з підвищеним комплексом механічних та експлуатаційних характеристик.

Список літератури

1. Weiß, P. Mechanistic approach to new design concepts for high silicon ductile iron / P. Weiß, A.Tekavcic, A. Bührig-Polaczek // Materials Science and Engineering: A. – 2018. – Vol. 713. – P. 67-74. https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.12.012.

2. Бубликов, В. Б. Легований кремнієм високоміцний чавун та його застосування / В. Б. Бубликов, А. В. Нарівський, Ю. Д. Бачинський, О. О. Ясинський // Процеси лиття. – 2020. – №1. – С. 20-29. https://doi.org/10.15407/plit2020.01.020.

3. Weiß, P. Influence of nickel and cobalt on microstructure of silicon solution strengthened ductile iron / P. Weiß, J. Brachmann, A. Bührig-Polaczek, S. F. Fischer // Materials Science and Technology. – 2015. – Vol. 31, No. 12. – P. 1479-1485. https://doi.org/10.1179/1743284714Y.0000000735.

УДК 669.131.7:669.046.516:669.046.52

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

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

ЗАСТОСУВАННЯ ВНУТРІШНЬОФОРМОВОГО МОДИФІКУВАННЯ FeSiMgCa-ЛІГАТУРОЮ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

Високоміцний чавун з кулястим графітом є прогресивним литим конструкційним матеріалом, що має широкі можливості застосування у сучасних конструкціях або обладнані. Заміна сталевих деталей, що отримуються прокатуванням або куванням, на високоміцний чавун дозволяє значно підвищити техніко-економічні показники виробництва. Так при зміні гарячештампованої заготовки деталі «шестерня-кулачок» зі сталі 45Х на литу із високоміцного чавуну марки ВЧ600-3 її маса та трудомісткість механічного оброблення зменшуються на 41 % та 62 %, відповідно (табл. 1).

Таблиця 1 – Техніко-економічні показники виготовлення «шестерні-кулачка»

Вид заготовки	Маса заготовки, кг	Трудомісткість механічного оброблення, хв
Гарячештампована зі сталі	70	243
Відлита із високоміцного чавуну	41	151

Розроблена технологія базується на застосуванні прогресивного внутрішньоформового процесу модифікування розплаву, який протікає без піроефекту і виділення в атмосферу оксиду магнію та інших шкідливих речовин, що докорінно покращує умови праці персоналу і екологію довкілля, в порівнянні з широко розповсюдженим модифіку-вання у відкритих ковшах, коли згорає 65-75 % магнію. В результаті зменшення втрат магнію від окислення повітряною атмосферою витрата магнієвих лігатур зменшується в 2,0-2,5 рази [1].

При литті «шестерні-кулачка» випробувано два варіанти внутрішньоформового модифікування: традиційний – FeSiMg7 лігатурою, і спеціально розроблений – FeSiMg7Ca4 лігатурою. Введення до складу FeSiMg лігатури кальцію зменшує масові частки кисню і сірки в розплаві перед кристалізацією, зменшує переохолодження від введення в рідкий чавун магнію, сприяє графітизації, зменшує усадку. В результаті

модифікування розплаву і інтенсифікації графітоутворення підвищуються механічні властивості високоміцного чавуну і зменшується їх анізотропія у виливках [2].

Хімічний склад і механічні властивості контрольних партій виливків з високоміцного чавуну наведено в табл. 2. Зразки для механічних випробувань виготовляли з приливних до виливків «шестерня-кулачок» стандартних клинових проб з товщиною основи 25 мм.

Таблиця 2 – Хімічний склад та механічні властивості високоміцного чавуну, отриманого модифікуванням лігатурами FeSiMg7 та FeSiMg7Ca4

№ партії виливків	Лігатура	Масова частка елемента, %					Механічні властивості	
		C	Si	Mn	S	P	$\sigma_в$, МПа	δ, %
1	FeSiMg7	3,20	2,72	0,30	0,024	0,072	610	10,0
2		3,20	2,78	0,40	0,019	0,072	590	9,0
3		3,25	3,03	0,35	0,021	0,07	550	12,0
4		3,10	3,13	0,39	0,018	0,07	610	9,0
5	FeSiMg7Ca4	3,20	3,15	0,40	0,016	0,08	690	9,0
6		3,15	3,20	0,41	0,018	0,08	701	12,0
7		2,95	3,45	0,41	0,016	0,08	650	13,0
8		2,85	3,32	0,40	0,014	0,08	720	12,5

Аналіз одержаних даних свідчить, що в результаті модифікування лігатурою FeSiMg7Ca4 одночасно збільшуються показники тимчасового опору під час розтягування σ_B (на 17 %) та відносного видовження (на 15 %) високоміцного чавуну, в порівнянні з модифікуванням лігатурою FeSiMg7. Таким чином, встановлено, що застосування внутрішньоформового модифікування лігатурою FeSiMg7Ca4 забезпечує отримання доволі високих механічних властивостей (σ_B = 650-720 МПа; δ = 9-13 %), які значно перевищують вимоги до марки ВЧ600-3 ($\sigma_B \geq 600$ МПа; $\delta \geq 3$ %).

Список літератури

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

2. Бубликов, В.Б. Кальций в высокопрочном чугуне / В. Б. Бубликов // Процессы литья. – 2007. – №5. – С. 4-10.

УДК 669.131.7:621.745.45:669.046.581:549.454.2

В. Б. Бубликов, Ю. Д. Бачинський, В. О. Овсянников, Н. П. Моісеєва
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ
otdel.vch@gmail.com

ДОСЛІДЖЕННЯ ШЛАКІВ, ЩО УТВОРЮЮТЬСЯ ПРИ МОДИФІКУВАННІ РОЗПЛАВУ ЧАВУНУ FeSiMgCa ЛІГАТУРАМИ

В технологіях отримання високоміцного чавуну з кулястим графітом для модифікування розплаву широко застосовуються FeSiMg лігатури. Введення до складу такої лігатури кальцію підвищує ступені розкислення та десульфурації розплаву, зменшує переохолодження від введення магнію, покращує його засвоєння, зменшує схильність високоміцного чавуну до утворення відбілу та усадку, сприяє підвищенню механічних властивостей металу у виливках. Специфіка модифікування FeSiMgCa лігатурами полягає в утворенні значної кількості тугоплавкого в'язкого кальцій-силікатного шлаку, який ускладнює розчинення лігатур у розплаві чавуну [1].

Ціль роботи – дослідження реакційних шлаків і визначення реагентів для зниження температури їх плавлення, в'язкості, підвищення рафінувальної здатності.

Експериментально встановлено, що при модифікуванні розплаву чавуну FeSiMg лігатурою утворюється 1,5-2,0 % реакційного шлаку від її маси. При модифікуванні FeSiMgCa лігатурою, в складі якої у кальцієвмісних фазах є оксид кальцію CaO та інші, кількість реакційного шлаку сягає 25-30 % від її маси.

При взаємодії FeSiMgCa лігатур з розплавом чавуну з оксидів утворюється кальцій-силікатний шлак, до складу якого поряд з CaO і SiO_2 також входять оксиди заліза, магнію, марганцю. Через широкий інтервал між лініями ліквідусу (1544 °C) і солідусу (1436 °C) [2] такий шлак за температури модифікувального оброблення чавуну 1400-1480 °C містить 50-60 % твердої фази і характеризується високою в'язкістю, що ускладнює розчинення FeSiMgCa лігатури в рідкому чавуні. Знизити в'язкість та підвищити рідкоплинність кальцій-силікатного шлаку дозволяють добавки фторидів лужних і лужноземельних металів.

Встановлено, що найбільш ефективним і раціональним для зниження в'язкості і підвищення рідкоплинності реакційного шлаку є застосування фториду кальцію CaF_2. При додаванні до кальцій-силікатного шлаку 50 % CaF_2 утворюється легкоплавка евтектика з температурою плавлення ~1140 °C [3]. Експериментально встанов-

лено, що введення FeSiMgCa лігатури з присадкою 15-20 % флюориту кальцію ефективно знижує в'язкість реакційного шлаку і створює умови для повного розчинення FeSiMgCa лігатури з розміром фракції 10-30 мм під час заповнення ковша металом. Застосування лігатури більш дрібної фракції (менше 10 мм) небажане, бо призводить до зменшення ступеню переходу магнію з лігатури в чавун, що негативно впливає на форму графіту, яка утворюється при кристалізації. Фракція розміром 35-40 мм за час заповнення ковша ~40 с не встигає повністю розчинитися – її залишки інтенсивно окислюються на поверхні розплаву з утворенням піроефекту, що значною мірою знижує ефективність процесу модифікування.

Флюорит кальцію входить до складу плавикошпатових концентратів. Експериментальне випробування різних їх марок в якості розріджувальної шлак добавки при модифікуванні FeSiMgCa лігатурою показало, що оптимальним для ефективного модифікування в ковші є застосування плавикошпатових концентратів марок ФК95; ФК92; ФК85, в яких міститься 95; 92; 85 % фториду кальцію, відповідно.

Основними засобами інтенсифікації процесу розчинення FeSiMgCa лігатури в рідкому чавуні є підвищення температури розплаву на 50-80 °С, в порівнянні з FeSiMg лігатурою, і застосування флюсувальної добавки, що знижує температуру шлакової системи. Експериментально підтверджено, що шлак, який утворюється при модифікуванні FeSiMgCa лігатурою з добавкою флюориту кальцію в кількості 20 % від маси лігатури, виконує функцію рафінування, виступаючи свого роду адгезійним фільтром, що зменшує забруднення розплаву неметалевими вкрапленнями як наявними в складі лігатури, так і тими, що утворюються в процесі модифікування. За рахунок цього створюються умови для підвищення механічних властивостей високоміцного чавуну, який одержується.

Список літератури

1. *Суменкова, В. В.* Шлаки, образующиеся при обработке чугуна лигатурами типа ЖКМК / В. В. Суменкова, Т. Я. Фетисова, В. Б. Бубликов // Литейное производство. – 1984. – № 1. - С. 6-7.

2. *White, J. F.* Reactions between liquid CaO-SiO_2 slags and graphite substrates / J. F. White, J. Lee, O. Hessling, B. Glaser // Metallurgical and materials transactions B. – 2017. – vol. 48, is. 1. – p. 506-515. https://doi.org/10.1007/s11663-016-0788-5.

3. *Briggs, J.* Iron foundry slags and fluxes: Part II / J. Briggs, E. J. Jago // Foundry management and technology. – 1976. – vol. 104, no. 12. – p. 101-105.

УДК 669.131.7:669.046.516.4:669.15-198

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

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

otdel.vch@gmail.com

ГРАФІТИЗУВАЛЬНЕ МОДИФІКУВАННЯ FeSiMgCa ЛІГАТУРАМИ ПРИ ОДЕРЖАННІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

Прогресивним напрямом розвитку технологій високоміцного чавуну є підвищення ефективності модифікування. Модифікування безпосередньо в ливарних формах є екологічно чистим, технологічним і економічним процесом, в результаті якого забезпечується значний перехід магнію з лігатури в рідкий метал при скороченні до мінімуму інтервалу часу від початку модифікування до кристалізації розплаву. Одночасно з цим внутрішньоформове модифікування забезпечує найбільш оптимальне для властивостей високоміцного чавуну структуроутворення, що дозволяє отримувати тонкостінні виливки без високотемпературного графітизувального відпалу.

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

Вивчали ефективність графітизувального модифікування в ливарній формі комплексними залізо-кремній-магній-кальцієвими лігатурами FeSiMg2,5Ca2,5 та FeSiMg7Ca7. Графітизувальне модифікування відбувалося після сфероїдизувального модифікування в ковші залізо-кремній-магній-кальцієвою лігатурою.

Після сфероїдизувального модифікування в ковші чавун мав наступну масову частку хімічних елементів, в %: 3,2-3,5 C; 2,30-2,55 Si; 0,28-0,32 Mn; до 0,14 Cr; 0,032-0,037 Mg; 0,018-0,020 S; до 0,07 P.

Після ковшового модифікування FeSiMgCa лігатурою ступінь сфероїдизації графіту в структурі зразків ступінчастої проби з товщиною стінки 2,5-10 мм склав 80-85 %, кількість цементиту становила 15-40 %, а фериту – до 10 %.

При додатковому внутрішньоформовому графітизувальному модифікуванні лігатурою FeSiMg2,5Ca2,5 цементит в кількості 2-3 % утворюється тільки в окремих місцях мікроструктури зразка товщиною 2,5 мм на відстані 2-5 мм від бічної поверхні. В інших перетинах структурно-вільного цементиту не було. Ступінь сфероїдизації включень графіту в зразках товщиною 2,5 мм складає 95 %, а в інших знижується до 90 %. Модифікування FeSiMg2,5Ca2,5 значною мірою сприяє утворенню ефективних центрів кристалізації кулястого графіту, які визначаються щільністю включень кулястого графіту на одиницю площі шліфа. Особливо контрастно це проявляється в умовах високої швидкості охолодження, характерної для зразків товщиною 2,5 мм, де кількість включень сягає 1100 шт/мм^2, а при збільшенні товщини зразків до 10 мм – зменшується до 450 шт/мм^2. При цьому кількість фериту становить 65 % для зразків товщиною 2,5 мм і зменшується до 53 % при збільшенні їх товщини до 10 мм.

При додатковому внутрішньоформовому графітизувальному модифікуванні лігатурою FeSiMg7Ca7 в структурі зразків цементит відсутній і спостерігається найбільш високий ступінь сфероїдизації графіту, який у всіх перетинах ступінчастої проби знаходиться на рівні 95-97 %. Ця лігатура забезпечує найбільший рівень інокуляції, який для зразків товщиною 2,5 мм складає 1200 шт/мм^2, а при збільшенні товщини зразків до 10 мм – зменшується до 500 шт/мм^2. Кількість фериту в металевій основі становить 70 % для зразків товщиною 2,5 мм і збільшується до 95 % при збільшенні їх товщини до 10 мм.

При модифікуванні лігатурами FeSiMg2,5Ca2,5 та FeSiMg7Ca7 твердість майже однакова: для зразків товщиною 2,5 мм становить 233 і 227 НВ, при збільшенні товщини зразків до 10 мм твердість зменшується до 197 та 190 НВ, відповідно.

Таким чином, запропоновано концепцію використання залізо-кремній-магній-кальцієвих лігатур у якості графітизувальних модифікаторів при одержанні високоміцного чавуну у ливарних формах. Модифікування ефективно запобігає утворенню відбілу у тонкостінних виливках, підвищує ступінь сфероїдизації включень графіту, сприяє феритизації та диспергуванню структури. Застосування внутрішньоформового графітизувального модифікування при отриманні високоміцного чавуну дозволяє відмовитися від традиційної для тонкостінного лиття операції енергоємного відпалу, що проводиться для розкладання структурно-вільних карбідів, і відкриває перспективу подальшого зниження ваги деталей в машинобудуванні.

УДК 669.131.7:669.747

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

РЕГУЛЮВАННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ПІДВИЩЕННЯМ МАСОВОЇ ЧАСТКИ МАРГАНЦЮ

Широке застосування чавуну, в порівнянні з іншими матеріалами, наприклад зі сталлю, пов'язане з його перевагами (більш низька собівартість, менша температура плавлення, кращі ливарні властивості і ін.). Невисока міцність виробів зі звичайного сірого чавуну обумовлена загостреною формою включень графіту, які виступають концентраторами напружень, що сприяють зародженню і поширенню тріщин. Ці недоліки призводять до збільшення розмірів деталі при проектуванні і, отже, збільшення її маси. Високоміцний чавун з кулястою формою графіту позбавлений вищезазначених недоліків. Заміна сталі високоміцним чавуном забезпечує зниження маси виливків на 15-30 %, витрат енергії – на 25-40 %, часу на виробництво – на 15-20 %. Механічні властивості литих виробів залежать від структури металу, яка визначається хімічним складом і швидкістю охолодження. У високоміцних чавунах до основних хімічних елементів, що визначають структуру, відносяться вуглець, кремній, марганець, магній.

В даний час підприємства України, що виробляють високоміцний чавун методом ковшового модифікування, з одного боку, для забезпечення необхідної рентабельності використовують шихтові матеріали звичайної якості з масовою часткою сірки 0,03-0,04 % і часто з підвищеною до 1 % масовою часткою марганцю, а з іншого боку, намагаються не застосовувати дорогі легувальні елементи – мідь і нікель, дешевшим замінником яких у багатьох випадках може бути марганець. У такій технологічній ситуації підприємства мають проблеми з отриманням тонкостінних виливків без відбілу і з необхідним рівнем механічних властивостей. Для розкладання структурно-вільного цементиту термічним обробленням потрібні значні додаткові витрати, а багато невеликих підприємств взагалі не мають термічних печей для графітизувального відпалу виливків з високоміцного чавуну.

Марганець, порівняно з кремнієм, має протилежний вплив на структуру високоміцного чавуну – він зменшує активність вуглецю і число зародків в розплаві, чим гальмує графітизацію чавуну в процесі кристалізації і сприяє утворенню відбілу. З підвищенням масової частки марганцю збільшується кількість перліту в структурі, підвищуються тимчасовий опір під час розтягування і твердість, знижується пластичність високоміцного чавуну.

Метою роботи було дослідження впливу кремнію на механічні властивості високоміцного чавуну з підвищеною масовою часткою марганцю (1,0 %). В якості шихти застосовували переробний ливарний чушковий чавун хімічного складу (мас. частка, %): 4,1 C; 0,75 Si; 0,35 Mn; 0,06 Cr; 0,035 S; 0,08 P. Для отримання необхідних масових часток кремнію (2,0-3,5 %) і марганцю (1,0 %) в кінці плавки в розплав чавуну вводили розрахункову кількість феросиліцію і феромарганцю. Розплав модифікували в ковші лігатурою FeSiMg7Ca7P3M3. Для визначення структури і механічних властивостей високоміцного чавуну в кожному досліді відливали стандартні клиновидні проби з товщиною основи 25 мм.

Зі збільшенням масової частки кремнію в високоміцному чавуні з 1,0 % марганцю збільшуються тимчасовий опір під час розтягування σ_B і відносне видовження δ, зменшується твердість НВ. При 2,0 % кремнію в високоміцному чавуні в структурі стандартних клиновидних проб утворюється до 10 % евтектичного цементиту. В результаті цього чавун має твердість 268-270 НВ, тимчасовий опір під час розтягування 570-575 МПа і характеризується вкрай низькими показниками відносного видовження (1,30-1,35 %) та ударної в'язкості (4,9-5,1 Дж/см^2). При 2,5 % кремнію в структурі металу є окремі міжзеренні включення цементиту в кількості 1-2 %. Такі ж включення карбідів в кількості до 1 % спостерігаються і в мікроструктурі високоміцного чавуну за масової частки кремнію в ньому 3,0 %. Високоміцний чавун з 2,5-3,5 % кремнію і 1,0 % марганцю має тимчасовий опір під час розтягування σ_B = 605-620 МПа, твердість 220-230 НВ, відносне видовження δ = 5-10 %. Ударна в'язкість при збільшенні масової частки кремнію з 2,5 до 3,0 % підвищується з 12 до 17 Дж/см^2, при 3,5 % Si знижується до 10 Дж/см^2.

На основі результатів експериментального дослідження отримані кількісні закономірності, що характеризують вплив масової частки кремнію на механічні властивості високоміцного чавуну з 1,0 % марганцю. Встановлено, що при відповідному коригуванні технологічних параметрів можна отримувати високоміцний чавун з тимча-

совим опором під час розтягування σ_B > 600 МПа при відносному видовженні δ > 5 % без застосування легування дорогими міддю або нікелем.

УДК 669.35:621.9.048

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

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

ВПЛИВ ШАГУ ВИТЯЖКИ НА СТРУКТУРУ ЛИТИХ ЗАГОТОВОК НА ОСНОВІ МІДІ

Відомо, що якість мідного дроту суттєво залежить від способу його одержання. Наприклад, при безперервному литті часто зустрічаються такі дефекти, як підкоркові газові раковини і пори, тріщини та недоливи, а також міжкристалітні тріщини. Вони часто призводять до розривів. Причиною таких дефектів є шкідливі домішки, низька температура литва та умови тепловідводу при кристалізації. При цьому необхідно відмітити, що практично неможливо контролювати наростання твердої кірки у литій загатовці в зонах первинного та вторинного охолодження під час безперервного горизонтального литва.

Протягом довгого часу визначали та випробували в промислових умовах технологічні умови, які забезпечували одержання виливків з якісною поверхнею. Наприклад, при литті міді зі швидкістю вище допустимої виникають вісьові горячі тріщини. Висока швидкість витяжки та температура лиття, також інтенсивне охолодження приводять до формування великої ствбчастої структури та підвищують віроємність утворення тріщин. Якість виробів визначається їх кристалічною структурою, рівнем механічних експлуатаційних властивостей та їх рівномірностю за хімічним складом. Всі ці фактори в значній мірі залежать від технологічних параметрів плавки і лиття: технології плавки, температури, швидкості лиття і витяжки, умов охолодження та інш.

При безперервному та напівбезперервному способі литва розплав, який подається в кристалізатор з високою температурою, кристалізується нерівномірно, тому що центральна частина виливка твердне повільніше, ніж поверхневий шар. Це часто призводить до утворення горячих трішин [1].

В даній роботі були визначені оптимальні умови одержання мідного дроту з якісною поверхнею методом безперервного лиття та встановлено взаємозв'язк між структурою (макро- і мікроструктурою) зразків і фізико-механічними властивостями.

Дослідження проводили на установці безперервного лиття з різним шагом витяжки заготовки. Сировиною була вторинна попередньо рафінована мідь. Хімічний склад Cu наведено в таблиці.

Таблиця. Хімічний склад вторинної рафінованої міді

Cu (99,9930 % мас. дол.)					
вміст домішок, % мас. дол.					
Ag	$2{,}04\cdot10^{-3}$	Zn	$2{,}64\cdot10^{-4}$	Cr	$3{,}22\cdot10^{-5}$
Fe	$1{,}33\cdot10^{-3}$	Mn	$1{,}05\cdot10^{-4}$	P	$2{,}86\cdot10^{-5}$
Pb	$1{,}03\cdot10^{-4}$	Te	$8{,}40\cdot10^{-5}$	Se	$3{,}22\cdot10^{-5}$
Sn	$2{,}52\cdot10^{-4}$	Bi	$5{,}50\cdot10^{-5}$	Al	$6{,}36\cdot10^{-5}$
Ni	$5{,}39\cdot10^{-4}$	As	$3{,}21\cdot10^{-5}$	Cd	$9{,}70\cdot10^{-6}$
Sb	$1{,}73\cdot10^{-4}$	Si	$1{,}83\cdot10^{-5}$	Mg	$3{,}90\cdot10^{-6}$
S	$1{,}25\cdot10^{-4}$	Co	$4{,}99\cdot10^{-5}$	O_2	$1{,}71\cdot10^{-7}$

Після різної швидкості витяжки вирізали зразки для дослідження фізичних, механічних властивостей та макро- і мікроструктури. Одержані результати досліджень наведено в роботі [2]. Встановлено, що максимальні значення одержаних величин спостерігаються при шагу витяжки 8,2 мм. На рисунку 1 а-в показано мікроструктури зразків контактного мідного дроту, який одержано з різним шагом витяжки в процесі безперервного лиття. Всі вони в центрі зерна мають поліедричну форму. Площа, яку займають дані зерна також залежить від шагу витяжки і зменшується з його зростанням. Починаючи від шагу витяжки 3,3 мм до 8,2 мм зерна міді стають більш тонкими та кулеподібними (шаг 8,2 мм). При збільшені шагу витяжки до 14,1 мм та 16,8 мм зерна подрібнюються і стають трошки коротшими.

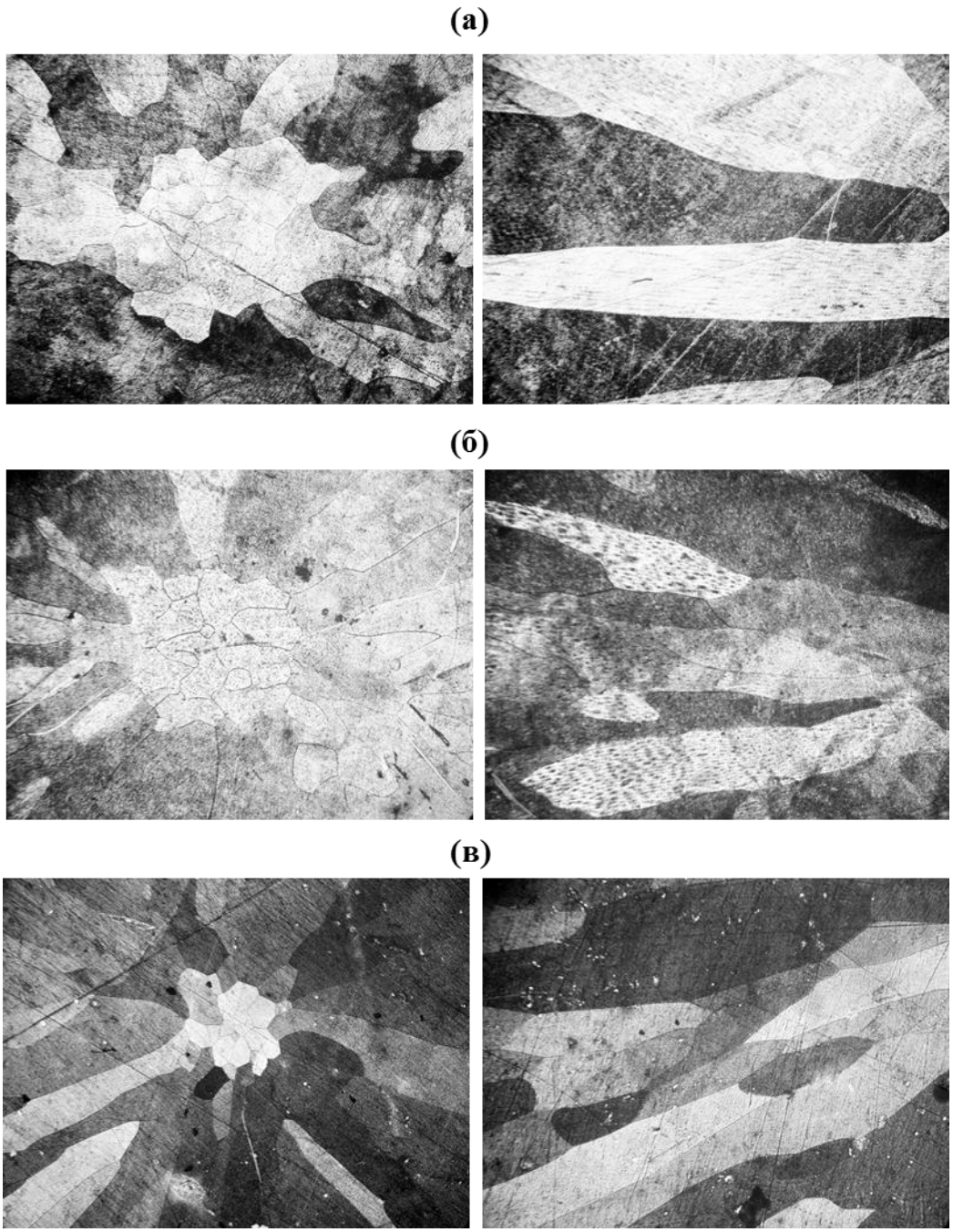


Рис. 1. Мікроструктура міді після витяжки: а) шаг 3,3 мм, б) 8,2 мм, в) 16,8 мм, х100

Таким чином проведені досліди показали, що характер твердннення змінюється від направленої кристалізації (від країв зразка до центру) до частково об'ємної. Зменшення шагу витяжки з одного боку збільшує час впливу на заготовку охолодження з боку кристалізатора, а з іншого – збільшує час впливу з боку металоприймача. Виходячи з цього (рис. 1 а-в) можна заключити, що при малих значеннях шагу витяжки домінуючим на заготовку є вплив тепла від металоприймача, а при великих – вона

недостатньо охолоджується в кристалізаторі. Експериментально показано, що оптимальним шагом витяжки при безперервному литті міді є 8,2 мм, який забезпечує достатній час для кристалізації і при цьому передача тепла від металоприймача не завдає відповідного впливу.

Список літератури

1. Верховлюк А.М., Петровский Р.В., Червоний І.Ф. Одержання безперервно литих виробів із сплавів на основі вторинної міді // Научный взгляд в дудущее. Одесса: Куприенко СВ.- 2019.- вып. 13.- т. 1.- 118 с. (С. 22-38), DOI:10.30888/2415-7538.2019-13-01-009 (база РИНЦ, INDEXCOPERNICUS (ICI 88.47)).

2. Верховлюк, А.М. Вплив швидкості витяжки на властивості контактного дроту [Текст] / А.М. Верховлюк, Р.В.Петровський, І.Ф. Червоний, В.Л. Лахненко // Modern Scientific Researches / Yolnat PE, Minsk, Belarus. – Декабрь 2020. - Выпуск №14; Часть 1. - С. 19-26. – Библиогр.: с. 25. ISSN 2523-4692. DOI: 10.30889/2523-4692.

УДК 669.7.017:669.71-24-854

М. М. Ворон

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

ЗАЛЕЖНІСТЬ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СТАНУ ЛИТИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al-La-Ni ВІД ХІМІЧНОГО СКЛАДУ

До сучасних металевих матеріалів все частіше висуваються вимоги, які мають забезпечувати можливість експлуатації готових виробів в екстремальних умовах. Зокрема, особливу увагу приділяють матеріалам, які поєднують в собі декілька важливих характеристик одночасно. Так, наприклад, використання алюмінієвих сплавів в якості жароміцних матеріалів має ряд переваг в плані простоти одержання, високої технологічності, ефективності переробки та повторного використання, тощо. Тим не менш, жароміцні алюмінієві сплави потребують розширення діапазону робочих температур [1-4].

Класичним прикладом алюмінієвих сплавів, які працюють за температур близько 150-250 °С є ливарні сплави систем Al-Si-Cu та Al-Si-Cu-Ni типу АК8М3, АК12М2, АК10М2Н та деякі інші, з яких виготовляють деталі двигунів внутрішнього згорання.

Для підвищення високотемпературної міцності цих сплавів зазвичай використовують модифікування та мікролегування [5, 6]. Іншою перспективною тенденцією є розробка нових сплавів, в яких реалізується механізм зміцнення матриці дрібнодисперсними інтерметалідними частинками, що не розчиняються в алюмінії при підвищених температурах [2]. Згідно [7] теоретичний максимум робочої температури для таких сплавів знаходиться на рівні 475 °С, проте реальні результати поки що наближаються до рівня 300-350 °С і належать алюмоматричним порошковим композитам [8] та евтектичним сплавам систем Al-Ni-Ce та Al-La-Ni, які є більш простими та економічно доцільним варіантом і за своєю будовою є схожими на композиційні матеріали [9, 10].

Зазвичай систему Al-La-Ni розглядають як основу для одержання аморфних сплавів [11], проте особливості будови евтектик Al-Al_3Ni та Al-$Al_{11}La_3$ дозволяють розглядати її також як основу для жароміцних ливарних сплавів.

В сплавах системи Al-La-Ni евтектика Al-Al_3Ni може мати волокнисту будову манометрових розмірів, в той час як евтектика Al-$Al_{11}La_3$ також характеризується нанорозмірними виділеннями лантановмісної фази, проте має переважно пластинчасту будову. Для визначення структурно-фазових особливостей будови сплавів системи, що розглядається було проведено серію досліджень з виплавки композицій Al-La-Ni різних хімічних складів.

Дослідження показали, що при евтектичній та близькій до неї концентрації нікелю (~6 % мас.) на ряду з евтектикою утворюються нерівномірно розподілені включення Al_3Ni розмірами 1-3 мкм. При збільшенні вмісту нікелю до 7,5 % мас. розміри окремих інтерметалідних включень могли досягати 10-15 мкм. З пониженням концентрації нікелю до 5 % мас., середній розмір частинок Al_3Ni зменшувався до 1-2 мкм разом з підвищенням рівномірності їх розподілу. Вміст лантану в досліджуваних сплавах при цьому складала 12±1 % мас, що також відповідало евтектичній концентрації.

При зменшенні вмісту нікелю до 2 % мас. окремі частинки Al_3Ni не утворювалися. Натомість, майже весь нікель входив до складу евтектики, разом із лантаном, якого у сплаві було також 2 % мас. Варто також відзначити в 2-2,5 рази більш крупнозернисту будову сплаву, порівняно зі структурними картинами попередніх дослідів. Зі збільшенням вмісту лантану до 6% мас. в областях існування евтектики почали розрізнятися частинки алюмініду нікелю розмірами 0,5-2 мкм. Сплав Al-10La-2Ni характеризувався найбільш однорідною структурою та будовою її евтектичних областей. Інтерметалідні складові евтектики мали розміри <100 нм при ширині евтектичних ді-

лянок 2-10 мкм та середніх розмірах гілок дендритів 20-50 мкм. Окремі малочисельні більш крупні включення Al_3Ni знаходились в евтектичних областях та мали розміри близько 1 мкм.

Таким чином, можна стверджувати, що зниження вмісту нікелю в сплавах системи Al-La-Ni нижче евтектичної концентрації з 6 до 2 % мас. позитивно впливає на структуроутворення шляхом зменшення кількості нерівномірно розподілених частинок Al_3Ni, які значно краще впливають на структуру і механічні властивості, коли входять до складу потрійної евтектики з лантаном. При цьому, вміст лантану має знаходитись ближче до евтектичної концентрації задля забезпечення умов утворення рівномірної евтектики, яка містила б в своєму складі майже весь нікель, що одночасно перешкоджало б утворенню окремих крупних виділень Al_3Ni по межах зерен і в областях існування евтектики.

Список літератури

1. Awe S., Seifeddine S., Jarfors A., Lee Y., Dahle, A. Development Of New Al-Cu-Si Alloys For High Temperature Performance // Advanced Materials Letters. – 2017. – № 8 (6). – pp. 695-701.

2. Белов Н.А., Алибин А.Н. Перспективные алюминиевые сплавы с повышенной жаропрочностью для арматуростроения как возможная альтернатива сталям и чугунам // Материалы в машиностроении. – 2010. – №2 (65). – С. 50-54.

3. Kasprzak W., Emadi D., Sahoo M., Aniolek M. Development of Aluminium alloys for high temperature applications in diesel engines // Materials Science Forum. – 2009. – Vols. 618-619. – pp. 595-600.

4. Toshiyuki Tanaka, Yasuki Kamitakahara. Highly heat-resistant aluminum alloy “KS2000” // Kobelko technology review.– 2017. – № 35.– pp. 28-33.

5. Золотаревский В.С., Белов Н.А., Металловедение литейных алюминиевых сплавов. – М.: МИСиС. – 2005. – 376 с.

6. Molina R., Amalberto P., Rosso M. Mechanical characterization of aluminium alloys for high temperature applications. Part 1: Al-Si-Cu alloys // Metallurgical science and technology. – 2011. – Vol. 29-1. – pp. 5-15.

7. Knipling K. E., Dunand D. C., Seidman D. N. Creteria for development castable, creep-resistant aluminium-based alloys – A review. Z. Metallkd. – 2006. – № 97. – pp. 246-265.

8. Немененок Б.М., Рафальский И.В. Современное состояние производства алюминиевых сплавов, упрочненных неметаллическими наполнителями // Металл и литье Украины. – 2017. – №2-3. – С. 45-49.

9. Белов Н.А., Наумова Е.А., Акопян Т.К. Эвтектические сплавы на основе алюминия: Новые системы легирования. – М.: Издательский дом «Руда и Металлы», 2016. – 256 с.

10. Akopyan T.K., Belov N.A., Naumova E.A., Letyagin N. Nanostructured Al matrix composites based on Al -Ni –La // Material Letters. – 2019. – vol. 245. – pp. 110 –113.

11. Huang Z.H., Li J.F., Rao Q.L., Zhou Y.H. effects of La content on the glass transition and crystallization process of Al-Ni-La amorphous alloys // Intermetallics. – 2007. – № 15. – pp. 1139-1146.

УДК 669.245.018.044:620.193.53

О.А. Глотка, В.В. Гончарова

Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжжя

МАТЕМАТИЧНЕ ПРОГНОЗУВАННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

Одна з ключових проблем сучасного авіаційного двигунобудування - підвищення робочої температури газу. За останні 50 років розвитку реактивної авіації температура водневомісного газу на вході в турбіну зросла з 1200 К в двигунах другого покоління до 1800-1950 К в двигунах п'ятого покоління. Приблизно 70% цього приросту було отримано за рахунок вдосконалення систем повітряного охолодження лопаток газових турбін, а 30% - в результаті підвищення рівня механічних властивостей жароміцних нікелевих сплавів [1].

В результаті емпіричного підходу сучасні ливарні жароміцні нікелеві сплави містять понад 10 основних легуючих елементів. В даний час ці сплави розробляють за допомогою методів моделювання термодинамічних процесів кристалізації і нагріву, які дозволяють оптимізувати склад з необхідним комплексом властивостей [2, 3].

Для експериментально-теоретичних досліджень температурної працездатності сформована робоча вибірка сплавів, що складається з відомих промислових сплавів для рівновісного литва вітчизняного і закордонного виробництва, наступних марок:

ЖС6У, ЖС6К, ВЖЛ12У, ВЖЛ12Е, В1900, IN 100, MAR M200, MAR M246, TRW NASA 6A , WAZ16, U500, U700, ЖС3ДК, ЖС3ЛС, ВХ4Л, ЧС88У, ЧС104, RENE77, IN939, IN738LC, CM681, RENE220, NFP1916, ЧС70С, CM939WELDABLE. Вибірка сплавів була зроблена з позиції різноманітності хімічних складів (систем легування), які за змістом основних елементів мають широкий діапазон легування.

В результаті обробки експериментальних даних, вперше запропоновано співвідношення $К_{\gamma'} = 5 \cdot \frac{\sum_{\gamma'}(Al+Ti+Nb+Ta+Hf)}{\sum_{\gamma}(Cr+W+Mo+Re+Co+Ru)}$ елементів для оцінки термодинамічної стабільності фаз, яке враховує комплексний вплив всіх компонентів сплаву. Дане співвідношення добре корелює з температурами $t_{п.р}$, $t_{евт}$ і t_S, які, в свою чергу, добре корелюють з жароміцних сплавів.

Зв'язок температур повного розчинення γ'-фази, евтектичного перетворення і солідусу із запропонованим співвідношенням адекватно описують регресивні моделі (табл. 1). Підвищення теплофізичних характеристик сплавів зі збільшенням параметра $К_{\gamma'}$ зв'язується зі збільшенням легування сплавів як γ'-утворюють елементами, так і елементами знаходяться в γ-твердому розчині.

Таблиця 1 – Математичні залежності теплофізичних характеристик жароміцних нікелевих сплавів від параметра $K_{\gamma'}$

Критична температура	Математичні залежності
Температура повного розчинення γ'-фази	$t_{пр}^{\gamma'}$=150,56ln($K_{\gamma'}$)+1120,3
Температура евтектичного перетворення γ+γ'	$t_{эвт}^{\gamma+\gamma'}$=-5,3757($K_{\gamma'}$)^2+57,694($K_{\gamma'}$)+1165,8
Температурний інтервал гомогенізуючого відпалу	$\Delta t_{гом}$=84,603($K_{\gamma'}$)$^{-1,295}$
Температура солідус	t_S=38,458ln($K_{\gamma'}$)+ 1265,4

За допомогою побудованих регресійних моделей можна з високою точністю прогнозувати критичні температури сплавів без попередніх експериментів методом диференціального термічного аналізу, а також розраховувати ширину температурного інтервалу для ефективного гомогенізуючої відпалу в залежності від вмісту легуючих елементів в сплаві.

Отримані результати показують, що відношення подібної групи елементів практично однонаправленно діють на діаграми (поведінку фігуративних точок діаграм

стану від віртуальних сплавів) розглянутих жароміцних сплавів. Гарний збіг розрахункових і експериментальних результатів дозволило вважати, що «перетин» багатовимірних парабол різних гіперповерхонь фазових рівноваг дає можливість отримати бінарний перетин умовних діаграм рівноваги з лініями рівноважних фаз відповідають фізичної реальності.

Таким чином, використовуючи наведені математичні залежності (табл. 1) можна розрахувати температуру ліквідусу і ширину температурного інтервалу кристалізації, що істотно впливає на технологічність сплаву при формуванні бездефектной структури в виливках.

Список литературы

1. Каблов, Е.Н. Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С. Т. Кишкина : науч.-техн. сб. : к 100-летию со дня рождения С. Т. Кишкина / Под общ. ред.Е.Н. Каблова. – М. : Наука, 2006. –272 с.

2. Логунов, А.В. Температуры растворения упрочняющих фаз в жаропрочных никелевых сплавах / А.В. Логунов, Н.В. Петрушин, И.М. Хацинская // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1977. - № 6. - С. 67-68.

3. M. Zielińska Surface modification and its influence on the microstructure and creep resistance of nickel based superalloy RENE 77 / M. Zielińska, J. Sieniawsk // Archives of metallurgy and materials. – 2013. Vols. 58. – PP. 95-98. DOI:10.2478/v10172-012-0157-6

УДК 347.77.012.3

С. В. Гнилоскуренко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

expo@ptima.kiev.ua

СТАН СФЕРИ ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ ВЛАСНОСТІ В УКРАЇНІ

Економічне зростання держав ґрунтується на прискоренні науково-технічного прогресу за рахунок постійного вдосконалення технологічних процесів, що характеризують сучасне виробництво. Саме результати розумової, інтелектуальної діяльності та їх високий рівень забезпечують прогрес суспільства та добробут народу. Зростання національних економік, що базуються на суспільстві знань, відбувається навіть за умови відсутності власних сировини та енергоресурсів. А наявність лише ресурсів не є запорукою росту.

Науково-технічні досягнення, їх надійна правова охорона й використання забезпечують випуск продукції, конкурентоздатної на ринку. У розвинених країнах соціально-економічний прогрес забезпечують інновації та система охорони інтелектуальної власності [1].

Поняття "інтелектуальна власність" виникло в процесі тривалої практики юридичного закріплення за авторами їхніх прав на результати своєї інтелектуальної діяльності у сфері науки, виробництва, мистецтва і літератури. Це було визначено у Конвенції про заснування Всесвітньої організації інтелектуальної власності (ВОІВ) [2], до якої згодом долучилася і Україна. У наш час роль і значення інтелектуальної власності (ІВ) інтенсивно зростають, вона давно вже стала найбільш цінним капіталом людства і практично усі країни світу проголосили третє тисячоліття ерою ІВ.

Результати науково-дослідної діяльності часто стають основою нового винаходу, удосконалення методів виробництва. Проте винахід — це лише ідеальне розв'язання практичного завдання, яке ще не може бути використане безпосередньо у виробництві. Винахід треба певним чином матеріалізувати, втілити у певну конструкцію, технологію, речовину тощо. Створення і впровадження у виробництво нової техніки складають сутність важливої наступної стадії технічного прогресу, без якої винаходи залишаються не реалізованими та не приносять практичної користі. Ті ж з них, що не мають промислової та економічної цінності, вважаються «патентним сміттям» [3].

Таким чином метою творчості винахідника має бути проходження шляху від зародження ідеї, її захисту до втілення у продукцію і реалізації на ринку, що становить сутність інновації. Факт володіння і захисту є важливим, оскільки забезпечує потужний стимул для інноваційної діяльності.

За даними міжнародної статистики рівень використання винаходів у провідних країнах світу становить у середньому 5-6 % чинних патентів; в середньому 45 % фірм у Європі здійснюють ліцензування до 5 % пакета патентів; 19 % фірм - 5-10 %; 12 % фірм - 10-20 %; в результаті виконання Шостої Рамкової програми ЄС впроваджено 6,6 % патентів [4].

Це пояснюється наявністю в державах - членах ЄС масштабних програм комерціалізації результатів досліджень, проведення прикладних досліджень та реалізації інноваційних проектів у рамках національних і загальноєвропейських програм досліджень та розробок; в США та інших країнах -програм фінансування трансферу технологій міністерствами, запровадженням податкових стимулів інноваційної діяльності, а також створенням у державах - членах ЄС та у США інфраструктури трансферу технологій, що поєднує наукові установи, університети та промислові підприємства [5].

В Україні зазначені важелі сьогодні практично відсутні, зокрема тому і рівень впровадження винаходів сягає лише декількох процентів. Розвиток системи інтелектуальної власності на сьогодні є одним із небагатьох шансів країни залишити останні місця у світі за рівнем доходів [6].

Останні роки триває процес реформування сфери ІВ в Україні. Зокрема у 2020 році прийнято Закон України [7], яким визначено, що Державне підприємство «Український інститут інтелектуальної власності» (Укрпатент) виконує функції Національного органу інтелектуальної власності. Колегіальними органами Укрпатенту є: Апеляційна палата (розглядає заперечення щодо рішень прав набуття прав на об’єкти ІВ тощо); Атестаційна комісія (проведення атестації патентних повірених); Апеляційна комісія (розгляд у справах щодо ІВ). Всі ці організації разом з центральним органом виконавчої влади - Міністерством розвитку економіки, торгівлі та сільського господарства України натепер складають основу державної системи ІВ в Україні.

Фактори, пов’язані з пандемією, вплинули на розвиток сфери ІВ в усьому світі. В Україні за попередніми даними у 2020 році активність у поданні заявок на об’єкти промислової власності (ОПВ) зменшилася на 19,5 %, порівняно з 2019 роком і становила понад 46,0 тис. заявок [8]. При цьому кількість заявок на винаходи, корисні мо-

делі, промислові зразки та торговельні марки зменшилася на 17,4 %, 37,5 %, 24,3 % та 15,8 % відповідно (Таблиця 1).

Таблиця 1 - Показники надходження заявок на ОПВ

Об'єкти промислової власності	**2016**	**2017**	**2018**	**2019**	**2020**	**2020 у % до 2019**
Усього надійшло	51 559	53 465	54 786	57 189	46 032	80,5
Винаходи	4 093	4 046	3 969	3 852	3 180	82,6
Корисні моделі	9 559	9 118	9 120	8 459	5 284	62,5
Промислові зразки	2 302	2 480	3 042	2 678	2 027	75,7
Торговельні марки	35 605	37 817	38 652	42 194	35 539	84,2

При цьому із загальної кількості 77,2 % складають торговельні марки а на винаходи, корисні моделі та промислові зразки залишається тільки 6,9%, 11,5% та 4,4% відповідно. Іноземні заявники перевищили за кількістю національних - 57,3 % (проти 45,5 % у 2019 році), а розподіл за країнами – США (515 заявок), Німеччина (220), Швейцарія (202), Китай (99), Велика Британія (97) та ін.

Розподіл заявок за основними технічними напрямами свідчить, що майже 15,6 % (432 шт.) складає напрям «Лікарські препарати», 7,3 % (202) – «Органічна тонка хімія», 6,6 % – «Біотехнологія», 6,0 % (167) – «Хімічна сировина», 5,6 % (156) - «Інші спеціальні машини» (машинобудування), 5,0 % (141) – «Матеріали, металургія».

Найбільш активними у 2020 році серед національних заявників-юридичних осіб були організації, які працюють у галузі «Освіта» і «Наукові дослідження та розробки» (86,8 % заявок). Так, закладами освіти подано 2 748 заявок на винаходи і корисні моделі, науковими організаціями – 691 заявка, і лише 521 заявка припадає на інші галузі.

Винахідницька активність у промисловості залишається низькою, промисловими підприємствами подано 190 заявок на винаходи і корисні моделі (проти 271 заявки в попередньому році), що становить 4,8 % від загальної кількості поданих заявок.

Загалом огляд рейтингових позицій України стосовно подач заявок на об'єкти промислової власності показує непоганий потенціал наших винахідників у світі - 23-тє місце (Доповіді Всесвітньої організації інтелектуальної власності «Світові індикатори в сфері інтелектуальної власності» (World Intellectual Property Indicators) [6]. Але подальша реалізація цих заявок і перетворення в інновації є вкрай низькими.

Аналіз наведених статистичних даних показав значний спад винахідницької діяльності в Україні за минулий рік. Критичним питанням залишається ефективність використання винаходів, їх впровадження та перехід до інноваційного шляху розвитку, важливим підґрунтям чого може бути дієва система підтримки сфери ІВ та зважена національна стратегія її розвитку.

Список літератури

1. О. П. Орлюк, Г. О. Андрощук, О. Б. Бутнік-Сіверський та ін. Право інтелектуальної власності. К.: Видавничий Дім «Ін Юре», 2007. С. 696.

2. https://wipolex.wipo.int/en/text/283854

3. Рязанова Н. Переменить на свою сторону. Юридична практика № 51-52 (1200-1201) 2020.

4. Survey on patent licensing activities by patenting firms. European Commission. Directorate-General for Research and Innovation. 2013. P. 17.

5. Г. Авігдора, Ю. Капіца. Законодавче регулювання інноваційної діяльності в Європейському Союзі та державах — членах ЄС. К.: Фенікс, 2011. С. 13-48.

6. Хустов В. Інтелектуальна власність – останній шанс на вихід із кризи. Голос України. № 5, 2021. [Електронний ресурс].

7. Про внесення змін до деяких законодавчих актів України щодо створення національного органу інтелектуальної власності, Закон України. Відомості Верховної Ради України, № 45, 2020, ст.387.

8. Промислова власність у цифрах. Показники діяльності у сфері промислової власності за 2020 рік.

УДК 669.715:678.027.7:62-492.2

В. П. Головаченко, Л. К. Шеневідько, Т. Г. Цір, Н. П. Ісайчева, А. Г. Вернидуб

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

metal@ptima.kiev.ua

ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ ІЗ СТРУЖКИ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ В УМОВАХ ІМПУЛЬСНОГО КАПСУЛЬНОГО ПРЕСУВАННЯ

Аналіз літературних даних свідчить про унікальні властивості пресованих конструкційних матеріалів, виготовлених із застосуванням гранул алюмінієвих сплавів, які швидко (10^3 К/с) закристалізовані. Проте багатоступінчатість технологічних операцій (вакуумна обробка, ізотермічне пресування під високим тиском), суттєво звужує область практичного використання гранульної металургії у виробництві фасонних виливків.

Найбільш складною науково-технічною задачею гранульної металургії є вирішення проблеми нейтралізації оксидної плівки гранул в процесі їх консолідації.

Розроблений у Фізико-технологічному інституті металів та сплавів НАН України спосіб імпульсного пресування, який базується на використанні гранульної шихти, в тому числі стружки металів, дозволяє вирішити проблему оксидної плівки, в якому вона відіграє позитивну роль. Це розширює область технологічних температур до інтервалу кристалізації гранул, реалізуючи технологію капсульного лиття, в якому метал гранули знаходиться в оксидній оболонці в рідкому або двофазному стані.

Пошук ефективних методів формування виливків з використанням гранульної шихти і додаткового її нагріву за рахунок виділення дисипативної енергії в умовах імпульсного пресування сплаву в рідко-фазному стані (вміст рідкої фази від 30 % до 40 %) сприяє одержанню високоякісних виливків. Виготовлення дослідних зразків проводили з використанням лабораторної установки імпульсного пресування.

Імпульс сили створювали за рахунок вільного падіння вантажу масою 100 кг, який розміщали на заданій висоті. При цьому діапазон енергії пресування складав 500…1500 Дж. На рис. 1 приведені литі вироби: плита і зразок для механічних випробувань, одержаних методом імпульсного пресування стружки сплаву А9.

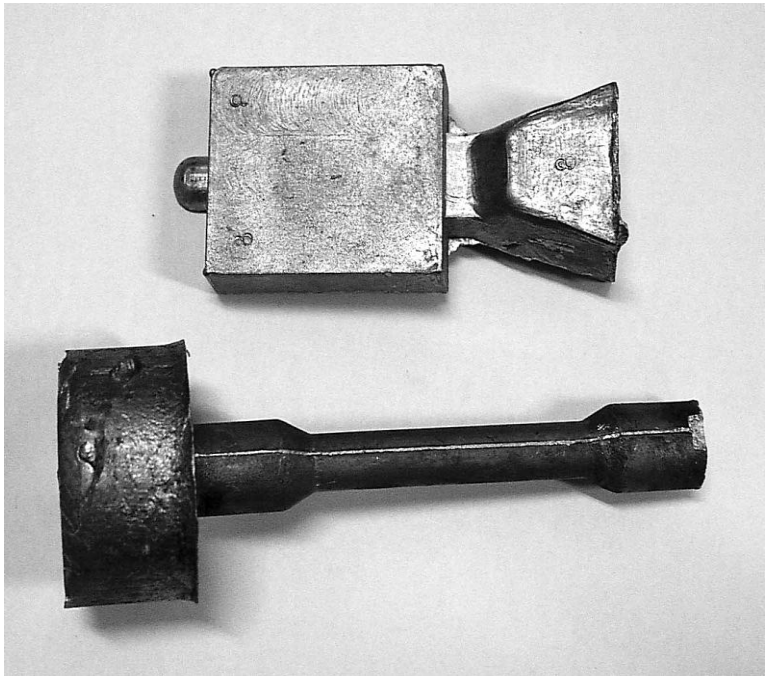
Проведеними дослідженнями встановлена величина додаткового дисипативного нагріву гранульної шихти в фазі деформації, яка в залежності від ступеню де-

формації гранулометричного складу і енергії пресування в умовах експерименту склала від 10 °С до 20 °С.

Методом термічного аналізу встановлено вміст неметалевих включень (Al_2O_3) у виливках, одержаних з використанням гранульної шихти, в тому числі стружки ливарних алюмінієвих сплавів, який становить 1 %...1,35 % мас. частк..

Досягнуто рівень міцності $\sigma_в$ = 200 МПа для литих зразків із стружки сплаву АК9, а для термозміцнених - $\sigma_в$ = 280 МПа…300 Мпа при відносному подовженні δ = 3,5 %...4 % і питомій вазі 2,66 г/см^3…2,68 г/см^3.

Нова технологія прямої переробки ливарних алюмінієвих сплавів рекомендована для виготовлення як ординарних виливків, так і виливків, працюючих в умовах підвищеного абразивного зносу (наприклад, комбайнові шківи та інше).



а

б

Рис.1 - Литі вироби: плита (а) і зразок для механічних випробувань (б), отримані методом імпульсного пресування гранульної шихти

УДК 621.72.669

А.Б.Головня

Харківський машинобудівельний коледж, Харків

РІДКОПЛИННІСТЬ МАРГАНЦЕВОМІДНИХ СПЛАВІВ

Одним із способів зниження вібрації та шумів, при роботі агрегатів, є виготовлення деталей та механізмів з металевих сплавів високого демпфірування, які за рахунок внутрішнього тертя знижують амплітуди вимушених коливань, та змінюють частотні характеристики шумів в чутному діапазоні.

Для високонавантажених конструкцій, найбільш перспективними в цьому сенсі, можуть бути сплави системи Mn – Cu, так як мають конструкційні характеристики міцності на рівні конструкційних сталей: $б_в$=426...478 Мпа, δ= 21,5...16,%, двойні с Mn 75%, $б_в$=563...565 Мпа, δ= 27...27,3,%, ліговані ,с Mn 52%, також вони немагнітні та корозійностійкі, зокрема в морській воді [1,2].

Двійні або леговані сплави цієї системи можуть містити, по масі, марганцю від 75% до 80% і відповідно міді, від 25% до 20%, або марганцю від 50% і міді від 35%, залишок припадає на легуючі елементи.

Після термічної обробки, гомогенізаційного відпалу, демпфірующая здатність цих сплавів може перевищувати демпфірующую здатність вуглеводистих сталей в 100-150 разів [3].

Марганцевомідні сплави привабливі ще і тім, що володіють значною технологічною або практичною рідкоплинністю , в окремих випадках вище ніж у сірих чавунів, що дозволяє отримувати з них виливки складної конфігурації.

Звісно, що в середині групи сплавів на їх рідкоплинність впливають такий фактор, як коливання співвідношення основних та легуючих елементів , від яких залежить інтервал кристалізації та кінетика первісних кристалізаційних процесів.

Інтервал кристалізації двійних сплавів Mn-Cu повільно збільшується в напрямку зростання марганцевій складовій, згідно діаграмі [1], при 40% Mn він становіть 10^{o}C, а при 80% Mn - 85^{o}C,

Спеціальні проведенні дослідження – умовно істинної рідкоплинності (УІР), з однаковою температурою перегріву над температурою ліквідусу, показали на те, що

в напрямку зростання марганцевій складові відбувається і зростання УІР, так при 55% Mn, УІР досягає 725мм, а при 65% Mn, УІР = 950мм.

Дослідження технологічної, або практичної рідкоплинності, показали, що цій параметр більш у легованих сплавів, наприклад у сплавів с 52% Mn, він може становити (990-1070) мм, а у подвійного Г75Д25, с 75% Mn - 810мм [4].

Ці ефекти обумовлені впливом легуючих елементів на кінетику кристалізації, та форму первинних кристалів.

Список літератури

1. Фастов Ю.К. Сплавы с высокими демпфирующими свойствами: монография/ Ю.К.Фастов, Ю.Н. Шульга; М., «Металлургия», 1973. - 256 с.

2. А.с. 1436519 СССР, МКИ^5 С 22 С 22/00. Сплав на основе марганца/ А.Б.Головня, В.Ф.Пелих, Б.И.Баронин, О.А.Прокопенко (СССР); Харьков. политехн. ин-т. - №4420706/31-02; заявл. 10.05.88; опуб.30.01.90, Бюл. №14.

3. Кох Б.А. Механические свойства и структура сварных соединений марганцевомедных сплавов высокого демпфирования/ Б.А.Кох, И.Т.Березин, В.И.Парфенов// Сварочное производство. -1977. - №3. – С.31-34.

4. Головня А.Б. Опыт снижения уровня вибрации с использованием литых ме-таллических материалов высокого демпфирования / А.Б.Головня // Процессы литья. – 2003. - №2. – С. 86 – 92.

УДК 621.744

Гримзін І.А., Пономаренко О.І., Євтущенко Н.С., Берлізєва Т.В., Євтушенко С.Д.

Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут», Харків

ШЛЯХИ ПОКРАЩЕННЯ ЯКОСТІ ВНУТРІШНІХ ПОВЕРХОНЬ ТОНКОПОЛОСТНИХ ВИЛИВОК

Підвищення складності, точності і зниження товщини стінки литих деталей поряд з вимогами мінімізації трудових витрат і ефективним захистом навколишнього середовища значно впливають на розвиток технологій виробництва виливків. Це в

повній мірі відноситься і до технології виготовлення ливарних форм і стрижнів. Ливарний стержень служить для виконання переважно внутрішніх порожнин в виливки. Процеси виготовлення стрижнів, що займають важливе місце (25 ... 30% від всієї трудомісткості) у виробництві виливків, постійно удосконалюються. Це пояснюється зростаючими вимогами до якості стрижнів – міцності, точності геометричних розмірів, тривалості зберігання готового стрижня, вибивальності його з виливки, газотвірної здатності, а також необхідністю загального зниження вартості виливків і поліпшення умов праці, екологічними вимогами.

Стрижні при заливці форми з усіх боків оточені рідким металом, відчувають значні силові навантаження, піддаються впливу високих температур, тому вони повинні мати високий комплекс властивостей. Це, в більшій мірі, забезпечується вибором складу відповідної стрижневою суміші і конструкцією стрижня.

Для отримання тонких порожнин у виливках доцільно використовувати соляні стрижні, що легко видаляються. Одним з переваг соляних стрижнів є те, що їх не потрібно вибивати, тобто їх легко можна видалити з готової деталі шляхом розчинення в нетоксичного середовищі, наприклад у воді.

Однією з перспективних технологій отримання стрижнів є використання для їх приготування холоднотвердіючих сумішей (ХТС). Перехід на виготовлення стрижнів з ХТС різко підвищує точність виливків, культуру виробництва, зводить до мінімуму втрати від браку, знижує трудомісткість виробництва.

Тому, основним завданням дослідження є розробка прогресивних технологій виготовлення соляних стрижнів для тонкополосних виливків на основі холоднотвердіючих сумішей.

Для цього були поставлені і вирішені наступні завдання:

- вивчено сучасний стан питання по використанню технологічного процесу отримання соляних стрижнів;

- експериментально визначені властивості соляних стрижнів на основі використання методик визначення міцності на стиск, обсипальності і живучості сумішей;

- проведено планований експеримент і встановлено закономірності наростання міцності суміші, живучості та обсипальності.

Суміші для ХТС в своєму складі містять наповнювач, в’яжучий матеріал і отверджувач. Основою суміші є наповнювач. Цей компонент, який повідомляє суміші необхідну міцність при стисненні, вогнетривкість, певні теплофізичні характеристики. В якості наповнювача стрижневий суміші використовуємо технічну сіль NaCl з грануло-

метричним складом тип А. Форма, розмір і однорідність її зернового складу робить вирішальний вплив на властивості суміші.

В'яжуче обволікає зерна піску і відокремлює їх один від одного тонким шаром. В'яжучи компоненти повідомляють сумішей міцність і пластичність. Зниження вмісту в'яжучих матеріалів в сумішах сприяє зниженню кількості газів, що утворюються в процесі заливки і полегшує умови вибивальності виливка.

Структурно-механічні властивості формуються протягом усього циклу приготування суміші. Раціональна послідовність введення компонентів суміші, час перемішування, оптимальний режим приготування суміші забезпечують досягнення її однорідності та максимуму міцності.

Для експериментів були обраний наступний склад компонентів суміші: сіль NaCl з гранулометричним складом тип А, рідкий оверджувач Dursil C1, а також в'яжуча речовина Recril Slow Set C.

Стрижнева суміш готувалася наступним чином: сіль просіюється на ситі з розміром осередків 0,315 мм, а потім в сіль додавали отверджувач і перемішували протягом трьох хвилин, потім вводили в'яжуче і перемішували ще дві хвилини.

Для дослідження параметра міцності на стиск пропонованих сумішей виготовляли стандартні зразки. У прес-формі зразки витримували деякий час, а потім витягували і випробовували через певний час. Зазвичай це 0, 30, 60, 90, 180 хвилин і 24 години.

Для оптимізації стрижневий суміші був проведений запланований експеримент. Для проведення дослідження використовували планування типу 23-1 (напівреплікі повного факторного експерименту для двох змінних).

Як параметр оптимізації (у) були обрані основні фізико-механічні показники властивостей формувальної суміші: міцність на стиск, обсипальність, живучість (у1, у2, у3). Вивчалися суміші з різним процентним вмістом в'яжучого і отверджувача.

Варіюваними факторами були: кількість введеного в суміш в'яжучого (х1), кількість використовуваного отверджувача (х2). Контролювалися наступні фізико-механічні властивості суміші: міцність на стиск, обсипальність, живучість.

Після реалізації напівреплікі 23-1 отримані наступні лінійні рівняння регресії:

1) $\sigma_{ст}$ = 1,54+0,43X1+0,04 X2+0,06 X1,2 ,[МПа];

2) Обсип. = 1,11-0,08 X1-0,23 X2-0,43 X1,2 , [%];

3) Жив. = 16,25+3,75X1-3,25X2 , [хв.];

Аналіз математичних моделей показав, що вплив варійованих факторів на параметри оптимізації відповідає теоретичним уявленням про формування властивостей суміші під час її приготування. Міцність суміші збільшується зі збільшенням кількості в'яжучого і отверджувача. Живучість збільшується зі збільшенням кількості в'яжучого і зі зменшенням кількості отверджувача. Обсипальність зменшується зі зменшенням кількості в'яжучого і отверджувача.

Оптимальний вміст в'яжучого становить від 4,0 до 6,0%, а отверджувача від 0,3 до 0,4%. Був розроблений технологічний процес отримання тонкополосних виливків з ХТС для стрижнів, що легко видаляються. В результаті було покращено якість поверхні внутрішніх поверхонь виливків, скорочено цикл виготовлення стрижнів і знижені витрати на очистку лиття, за рахунок ліквідації операції вибивання, забезпечена екологічна безпека технологічного процесу внаслідок використання нетоксичних матеріалів.

УДК 621.744.3

Л.О. Дан[1], Л.О. Трофімова[1], Л.Н. Шварц[2]

[1]ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», м. Маріуполь
[2]ТОВ «Південний механоливарний завод», м. Маріуполь

ДОСВІД ПОВЕРХНЕВОГО ГАРТУВАННЯ РОЛИКІВ ТРАЙБ-АПАРАТУ З ЧАВУНУ СШХНМД-63

Від експлуатаційної стійкості та ціни прокатного інструменту залежить технологічна та економічна ефективність роботи прокатних цехів, якість і собівартість продукції, що виробляється.

В результаті проведених нами раніше досліджень [1 - 4] була розроблена, досліджена і успішно випробувана альтернативна традиційній технологія виготовлення прокатних валків і роликів з чавуну з пластинчастим і кулястим графітом. При її реалізації заготівлі відливають методом ЛГМ або в піщано-глинясту форму, механічно обробляють, а на заключному етапі піддають об'ємній термічній обробці. Після гартування з аустенітної області та середнього відпуску в структурі металу присутні продукти розпаду мартенситу, карбіди і невелика кількість аустеніту. За рахунок цього за-

безпечуються високі експлуатаційні характеристики виробів. В умовах одиничного і дрібносерійного виробництва виключення з технологічного циклу етапів виготовлення стаціонарного кокілю або виливниці машини відцентрового лиття суттєво здешевлює виріб і скорочує час підготовки виробництва. Крім того, механічна обробка чавуну, що має невелику твердість значно простіша ніж відбіленного чавуну с високою твердістю після лиття в металеву форму. Слід зазначити, що висока твердість на всій глибині ролика або валка збільшує термін його служби. Разом з тим наскрізне прогартування унеможливлює виконання після термообробки шпонкового пазу, при його наявності в деталі. Загартування же деталей з готовим шпонковим пазом зазвичай призводить до браку по тріщинах. Даний факт обмежує застосування запропонованої технології у виробництві.

У даній роботі при виготовленні роликів трайб - апарату прокатної лінії «Garret» застосували замість об'ємної термообробки поверхневе термозміцнення.

Роботу було виконано на ТОВ «Південний механоливарний завод», м. Маріуполь. Заготівлі роликів відливали з високоміцного низьколегованого хромом, нікелем, молібденом і міддю чавуну СШХНМД-63. Метал виплавляли в індукційній печі ємністю 400 кг з кислою футеровкою з «чистих» шихтових матеріалів. Модифікування для отримання кулястого графіту здійснювали в ковші «сендвіч» процесом за допомогою модифікатора ФСМг-7. Лиття за моделями, що газифікуються. Після охолодження, вибивання, обрубування і очищення заготівлі піддавали відпалу для зняття ливарних напруг і механічно обробляли до чистових розмірів крім виконання шпонкового пазу. На наступному етапі виконували загартування ТВЧ і відпуск.

Для забезпечення заданої глибини загартованого шару - не менше 15 мм і необхідної твердості чавуну після гартування емпіричним шляхом підібрали частоту току, що подається на індуктор, температуру нагрівання і час витримки при температурі гартування. Охолодження здійснювали струменевою подачею води на нагріту поверхню. Отримання твердості робочого шару роликів даного типу, яка регламентується ТУ У 27.1- 26524137-1291-2007 (63 - 70 од. за Шором), досягали наступним відпуском при температурі 370 - 380 °С.

Останньою операцією технологічного циклу було виконання шпонкового пазу за розмірами креслення.

В даний час партія роликів, що була виготовлена за описаною вище технологією, проходить експлуатаційні випробування на одному з металургійних підприємств.

Список літератури

1. *Дан Л.А.* Совершенствование технологии изготовления прокатных валков из Cr-Ni-Mo ВЧШГ / Л.А. Дан, Л.А. Трофимова, Л.Н. Шварц // Вісник Приазовського державного технічного університету: Зб. наук. пр. – Маріуполь: ПДТУ, 2005. – Вип. 15. – С.84-87.

2. *Дан Л.А.* Термоупрочнение литых валков ТПХН-51 / Л.А. Дан, Л.А. Трофимова, В.А. Степин // Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве: II Междунар. науч.-техн. конф. - Краматорск: ДГМА, 2009. – С.67-68

3. *Дан Л.А.* Технология изготовления чугунных прокатных валков для условий мелкосерийного и единичного производства / Л.А. Дан, Л.А. Трофимова, И.В. Мороховский // Известия ВУЗов. Ч.М. – 2011. - №1. – С. 44-47.

4. *Дан Л.А.* Новая технология изготовления прокатных валков из легированного высокопрочного чугуна / Л.А. Дан, Н.А. Рудковская // Пути повышения качества и экономичности литейных процессов: VIII Междунар. конф. - Одесса: ОГПУ, 2004. – С. 42–43.

УДК 658 567

Г. В. Довнар, А. Г. Слуцкий, Б. М. Немененок, Г. А. Румянцева

Белорусский национальный технический университет, г. Минск

ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ПРОДУКЦИИ ИЗ ОТХОДОВ ОЛОВЯННЫХ СПЛАВОВ

Способность олова легка восстанавливаться из основного минерала (касситерита) и образовывать сплавы с большинством цветных металлов известно человечеству с древних времен. Олово используется для пайки и нанесения коррозионностойких покрытий – лужения, а также для производства оловянных бронз и баббитов. В странах дальнего зарубежья основная часть запасов олова (75 %) сосредоточена в легко обогащаемых россыпных рудах, из которых производится 70 % общего количества выпускаемых концентратов. В странах СНГ 90 % запасов олова приходится

на коренные руды. Содержание олова в рудах составляет от 0,1 до 4 % (в большинстве месторождений от 0,5 до 3 %).

В Республике Беларусь отсутствуют собственные месторождения оловянного сырья, поэтому основным источником олова являются его производственные отходы. К одному из видов таких отходов относится оловянно-свинцовая изгарь, которая по усредненному составу содержит около 67 % металлической составляющей, а также оксиды олова и свинца. Наиболее ценным компонентом таких отходов является олово, стоимость которого значительно превышает стоимость многих цветных металлов и составляет порядка 2500 российских рублей за 1 кг.

Анализ химического состава оловянно-свинцовой изгари показал, что в ее металлической части содержится около 42 % олова, примерно 24 % свинца и до 1,5 % меди. Шлаковая составляющая изгари состоит из 18 % оксидов олова и 11 % оксидов свинца. На долю соединений никеля, кальция, висмута и кремния приходится до 5 %.

Результаты ситового анализа показали, что основная часть изгари (около 90 %) имеет размер частиц более 3 мм. Наиболее подходящей продукцией, которую можно получить из данной изгари, являются оловянно-свинцовые припои марок ПОС40, ПОС61 и ПОС61М. При этом следует учитывать, что наиболее универсальным является припой марки ПОС61, в котором содержание меди не должно превышать 0,05 %. В припое марки ПОС61М допускается 1,2–2 % меди, но он не пригоден для пайки «волной».

В результате первичной плавки изгари получен 50 % выход оловянно-свинцового сплава. По результатам термограмм охлаждения данного сплава установлено, что он соответствует ПОС40 с температурой ликвидус 236,6 ºС и температурой солидус 180 ºС. Спектральный анализ подтвердил содержание в сплаве 40,03 % Sn; 59,26 % Pb; 0,2 % Cu; 0,31 % Fe; 0,11 % Sb; 0,04 % Ag; 0,05 % Bi.

Переплав различных партий оловосодержащих отходов (изгари) показал, что содержание основных компонентов и примесей в составе получаемого сплава колеблется в следующих пределах: 40,03–62 % Sn; 39–59,26 % Pb; 0,05–0,87 % Cu; 0,1–0,31 % Fe; 0,03–0,11 % Sb; 0,02–0,04 % Ag; 0,01–0,05 % Bi.

Это свидетельствует о смешивании изгари с оловосодержащими отходами других производств (припоями, типографскими и антифрикционными сплавами).

Одним из сдерживающих факторов более глубокой переработки изгари в качественные припои типа ПОС61 является загрязнение получаемого сплава медью

(до 2 %), железом, никелем, сурьмой. Для его получения был апробирован способ очистки ПОС61М от примесей методом фильтрации. Продукт первичной плавки в специальной установке с возможностью термостатирования расплава с точностью ±1,5 ºС в температурном диапазоне жидкого состояния сплавов олово-свинец вплоть до 350 ºС. Продолжительная выдержка расплава при пониженных температурах, близких к линии ликвидус и вплоть до эвтектического превращения (180 ºС), позволяла выделиться кристаллам интерметаллических соединений в конгломераты, так как температура их образования значительно превышала температуру начала кристаллизации оловянносвинцового сплава. Последующая фильтрация расплава через термостойкий керамический фильтр с размером открытых пор 15–20 мкм позволила эффективно отделить интерметаллиды с получением фильтрата в виде слитка ПОС61 и фильтростатка, содержащего Sn, Pb и до 10 % Cu.

Использование флюсов при первичной плавке изгари повысило выход годного до 70 %, а продукт фильтрации по химическому составу соответствовал припою марки ПОС61, что позволило использовать его при пайке без ограничений.

Список литературы

1. Комплексная переработка оловянно-свинцовой изгари в припои и лигатуры / Б. М. Немененок [и др.] // Литье и металлургия. – 2020. – № 1. – С. 93–98.

УДК 517.3/621.74

В. С. Дорошенко, І. А. Шалевська

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

doro55v@gmail.com

ЛИВАРНО-ТЕРМООБРОБНІ ПРОЦЕСИ ВИРОБНИЦТВА ВИЛИВКІВ, БЛИЗЬКИХ ЗА КОНСТРУКЦІЄЮ ДО ПРИРОДНОГО ПОХОДЖЕННЯ

Серед стратегічних цілей Національної економічної Стратегії на період до 2030 р., затвердженою постановою Кабінету Міністрів України від 3.03.2021 р. № 179, вказано: “Посилення конкурентоспроможності виробленої в Україні промислової продукції, впровадження ресурсо- та енергоефективних технологій”. Сучасній тенденції до зниження металоємності продукції відповідає

випуск просторових виливків тонкостінної оболонкової та (чи) комірчастої конструкції. Лише процес лиття за моделями, що газифікуються, (ЛГМ) дозволяє виробництво таких виливків з невисокою собівартістю. При ЛГМ характерно, що ливарна модель взаємодіє з двома плинними середовищами – металом, що заливається та заміщує модель зсередини, і сипким піщаним середовищем, що оточує модель ззовні при виготовленні ливарної форми. Така концепція функціональної взаємодії моделі з плинними середовищами в теорії ливарних процесів висвітлює особливі можливості ЛГМ та вперше на рівні проблеми оптимізації литих конструкцій викликає питання: «як твердотільні конструкції (моделей та виливків) можуть оптимально розміститись в плинному середовищі, заповнюючи певний об'єм простору (ливарного контейнера) з найменшими витратами ресурсів?».

По суті, в живій та неживій природі еволюцією відібрано саме такі, найбільш ресурсоефективні, «підкоряючі» простір конструкції, що часто за своєю будовою відображають фрактальну (за виразом Б. Мандельброта), а не евклідову геометрію, нерідко мають поверхні, що визначені в класичній математиці як мінімальні (за площею) та періодичні мінімальні поверхні, а «біонічні» конструкції відповідають співвідношенням золотої пропорції та послідовності Фібоначчі. Тому для розробки конструкцій легковагих виливків доцільне застосування математичних виразів вказаних мінімальних поверхонь, методи фрактального аналізу, геометричні закономірності побудови піни, найпростіших кристалічних ґраток згідно Браве, структуру кристалу алмаза, як найтвердішого природного матеріалу, квазікристалів та аморфних металів, спіральної молекули ДНК тощо. Проектування каркасно-комірчастих виливків поєднували зі складанням разових моделей з деталей, що повторюються (в тому числі періодично), тоді по одній прес-формі для деталі можна зібрати крупну комірчасту чи стільникову модель.

Також багато корпусних виливків (двигунів, насосів, трубної арматури, люків тощо) мають у своєму складі тонкі пластинки, міцність при згинанні котрих (для розрахунку при мінімізації їх товщини чи маси) за теорією пружності описується математичною формулою за умови, що товщина цих пластин має відношення до найменшого характерного розміру в плані не більше 1/5. Більш складний математичний опис притаманний оболонковим конструкціям, як правило, оптимальні обриси яких відповідають рівнянню цепної лінії, що провисає. Однак нами розроблено метод фізичного моделювання оболонок різних геометричних обрисів і

опуклості фіксуванням провисання нагрітої термопластичної плівки під дією гравітаційних сил на задану «глибину».

Таким чином, ЛГМ розкриває процес конструювання виливків з огляду взаємодії разової моделі її з плинними середовищами в поєднанні з експлуатаційним призначенням виливка, що дозволяє проектувати легковагі виливки каркасної, стільникової чи оболонкової будови за аналогами конструкцій природнього походження і способами математичного та фізичного моделювання з оптимальною кривизною оболонок та за критерієм «мінімальна маса – максимальна міцність», що знижує їх металоємність. При цьому для живлення металом тонких периферійних стінок виливка легка оброблюваність пінополістиролу дозволяє нескладно виготовити різнофасонні ливникові системи сприятливих щодо гідравліки конструкцій, а також стимулювати проливання металом таких стінок дією вакууму форми та (чи) надмірного тиску на метал, що заливається чи, навіть, кристалізується.

Із зменшенням товщини стінок при проектуванні виливка виникає потреба лиття з високоміцних сплавів («у тоншу стінку – дай міцніший метал»), які сьогодні, замість створення нових марок, частіше удосконалюють із вже існуючих марок сплавів, для контролю литої структури яких та оптимізації литих конструкцій нами розроблено метод термоаналізу [1]. Спираючись на результати наших досліджень впливу швидкості охолодження виливків на їх структуру, розроблено методи створення таких мікроструктур, що відповідають підвищеним властивостям металу. Найбільш актуальною є увага до лиття з залізовуглецевих сплавів, приблизна доля литва з чавуну в світі - 70 %, а зі сталі – 10 %. Розроблені нами способи ЛГМ зі сталей та графітизованих чавунів для отримання багатофазних мікро- і макронеоднорідних структур методами ступінчастого охолодження з литого аустенітного стану (ізотермічне гартування тощо) значно підвищують механічні і службові властивості виливків, економлять легуючі елементи та енерговитрати, а також, за потреби, одночасно дозволяють регулювати оброблюваність виливків різанням.

Крім зміцнення металу та поліпшення його експлуатаційних властивостей за рахунок відповідного структуроутворення (бейніт, аусферит, різне поєднання їх з феритом, мартенситом тощо), перспективними є дослідження утворення в виробах з чавуну та сталі багатофазної структури з залишковим метастабільним аустенітом, що зазнає при навантаженні на виливок динамічне деформаційне мартенситне перетворення, як механізм зміцнення і адаптації матеріалу до зовнішніх впливів (тріп-

ефект), дія якого аналогічна для сталі Гадфільда. Ці дослідження і їх впровадження у виробництво раніше описано, зокрема, такими вченими нашого інституту, як Волощенко М. В., Неіжко І. Г., Гаврилюк В. П. та інші, тому наші роботи гуртуються на об'ємному масиві фундаментальних і прикладних досліджень цих відомих вчених ливарників і металознавців.

Сплави, що утворюють мартенсит деформації, відносять до нового покоління адаптивних матеріалів з регульованими властивостями, бо вони зміцнюють їх при експлуатації виливків, самовільно реагуючи на зовнішні механічні дії зміною власної структури і характеристик. Орієнтувались на дані з дисертації д. т. н. Волощенка С. М., за якими при гартуванні виливків з високоміцного чавуну з ізотермічною витримкою протягом 1, 2 і 3 годин отримано в їх структурі, відповідно, 35, 31 і 27 % залишкового аустеніту, а пластична деформація виливка приводила до розпаду приблизно 1/5 від початкової кількості залишкового аустеніту з утворенням мартенситу, який зміцнює деформований шар металу. До речі, тривалість ізотермічного гартування для регулювання кількості залишкового аустеніту і утворення мартенситу деформації як тріп-ефект, співмірна з тривалістю охолодження виливка в формі.

Утворення бейнітних структур у виливках та механізм протидії деформації за тріп-ефектом (коли в зонах інтенсивної пластичної течії розвивається ряд твердофазних перетворень, ініційованих деформацією) ґрунтуються на структурно-фазовій перебудові з суттєвою зміною фізико-механічних властивостей металу, що пов'язано здебільшого з карбідоутворенням, зокрема, яке для різних залізовуглецевих сплавах відпрацьоване методами термічної обробки, заснованими на утворенні карбідів заліза, які блокують зрушення мікрокристалічних зерен і служать основною причиною зміцнення цих сплавів при деформації. Найдрібніші частинки карбідів (мартенситу) грають роль шпильок чи пластинок, які «замикають» та армують площини зсуву чи «зшивають» матеріал в місці виникнення тріщини.

З метою отримання ізотермічно загартованого виливка з чавуну чи сталі з утворенням у ньому бейнітної структури чи залишкового аустеніту для перетворення останнього в мартенсит деформації нашим відділом розроблено ряд способів ливарного процесу, в якому для цього виконується ступінчасте охолодження виливка. За базовий взято спосіб ЛГМ в вакуумованій формі з піску (без зв'язуючого компоненту), сипкість якого після зняття вакууму дозволяє швидке вибивання з форми гарячого виливка і його ступінчасте охолодження за режимом ізотермічного гартування для отримання, зокрема, високоміцного чавуну з бейнітною структурою і залишковим ау-

стенітом. У варіанті цього способу ізотермічну витримку виконують в нагрітому формувальному піску, засипаючи ним виливок в такому ж контейнері, як і при формуванні моделі.

Таким методом лиття з охолодженням виливка реалізують, крім широко застосованої (1) швидкої формовки в сипкому середовищі (з нетривалою вібрацією форми), такий резерв і не менші переваги сипкого піску, як (2) можливість легкого видалення (вибивання) гарячого в аустенітному стані виливка з ливарної форми для його охолодження за режимом гартування в водному, газовому (в тому числі в термічній печі) чи (3) газо-дисперсному (піщаному) середовищі з наступною ізотермічною витримкою в сипкому нагрітому середовищі, для чого розроблено способи (4) застосовування того ж сипкого кварцового піску. Таким чином, в нових способах ЛГМ, перевага плинності формувального піску нами застосовувалась до чотирьох разів: для виготовлення форми за разовими моделями при формовці з короткочасною вібрацією, швидкої вибивки з форми гарячого виливка, його охолодження в псевдозрідженому піску та в якості середовища для ізотермічної витримки виливка при гартуванні до багатофазної металоструктури типу бейніт-ферит-мартенсит.

Для зручності видалення з сипкого піску форми дрібних гарячих виливків з метою ступінчастого охолодження в контейнерну опоку поміщають традиційний для термічної обробки таких деталей сітчастий металевий кошик (чи дротяну корзину), в якому після затвердіння виливків їх виймають з піщаної форми, і в цьому кошику проводять ізотермічне загартування, минаючи перлітне перетворення в металі з отриманням в ньому багатофазних структури, включно з залишковим аустенітом. Для досягнення в литві протягом такого гартування заданої кількості аустеніту (парамагнітної фази) нами розроблено конструкцію магнітного датчика (за методом магнітної феритометрії), що подає сигнал про закінчення циклу ступінчастого охолодження. А швидке охолодження виливка безпосередньо в ливарній контейнерній формі відпрацьовано методом псевдозрідження піску в цій формі.

Отже, вбудувавши ізотермічне загартування (як вид термообробки, застосовуваний раніше окремо) в процес ЛГМ, замість того, щоб за традиційних ливарних процесів в цей час охолоджувати виливок в піщаній формі, розроблено низку технологій лиття ізотермічно загартованих чавунних і сталевих конструкцій не лише підвищеної міцності, але й із структурою металу для здійснення тріп-ефекту. Цим створено технологічні основи виробництва литва з матеріалів, які відносять до нового покоління адаптивних матеріалів з їх само-реагуванням на зовнішні впливи. А також розробле-

но схеми планувань для переобладнання раніше спроектованих цехів ЛГМ досить некапіталоємними установками для ливарних комплексів і планування роторно-конвеєрних ліній. Описані технології з керуванням структурою (передусім зміцненням) литих деталей при їх кристалізації і охолодженні для виробництва легковагих тонкостінних виливків відповідають загальносвітовому розвитку промисловості.

Список літератури

1. Дорошенко В. С., Кравченко Е. В. Новые способы отбора проб при идентификации свойств металла методом термоанализа, с возможностью оптимизации конструкций отливок // Литейное производство. - 2017. - №2. - С. 28-33.

2. Дорошенко В. С. Литье по газифицируемым моделям в вакуумируемые формы из сыпучего песка // Металлургия машиностроения. - 2021. - № 2. - С. 42-45.

УДК 621.74.045

В. С. Дорошенко, А. С. Лисий

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

doro55v@gmail.com

3D ДРУК ДЛЯ ТЕХНОЛОГІЧНОЇ ПІДГОТОВКИ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

Зниження металоємності, підвищення конструктивної досконалості виливків та продуктивності їх випуску, в тому числі із застосуванням 3D технології, є одним із напрямів автоматизації та цифровізації ливарного виробництва, як основної заготівельної бази машинобудування [1]. При цьому важливим є застосування інформаційних та адитивних технологій на етапі технологічної підготовки (ТП) виробництва [2]. Нерідко ТП виробництва з виготовленням оснастки є вельми тривалим процесом, що впливає на кінцеву ціну виробу та коректується за аналізом якості першої партії виливків, технологічності методів і операцій їх лиття, а відпрацювання нових методів формовки і нових литих конструкцій непростої геометрії збільшують терміни їх виготовлення, що позначається на ефективності виробництва.

На етапі ТП виробництва все ширше застосовують такі інформаційні технології: системи автоматизованого проектування технологічних процесів лиття, системи комп'ютерного аналізу міцності і якості деталей, 3D технології, комп'ютерні бази даних і довідкові системи тощо. Це скорочує терміни і трудомісткість ТП виробництва нової номенклатури виливків, їх металоємність, витрати на механічну обробку, дозволяє запобігти дефектів литва. Технології швидкого прототипування, зменшуючи терміни ТП, є одним з варіантів підвищення ефективності виробництва виливків з високою якістю поверхні і низьким браком. Цією технологією за моделями деталей з CAD-додатків створюють тривимірні фізичні моделі-прототипи чи піщані форми без інструментального їх виготовлення за напрямками з такими назвами [2].

1. Технологія Investment Casting - виготовлення моделей, що виплавляються чи випалюються. На 3D принтері друкують модель виливка, отриману з електронної тривимірної моделі деталі в системі комп'ютерного проектування; видрукувану модель покривають міцною вогнетривкою оболонкою, утворюючи форму для лиття, потім модель виплавляють чи випалюють в печі. При цьому без виготовлення модельної оснастки для отримання разової моделі пристосовуються до діючого виробництва.

2. Технологія Direct Cast - друк на 3D принтері ливарних піщаних форм, які заливають аналогічно типовим піщаним формам, що без потреби отримання традиційної оснастки скорочує термін виготовлення виливка. Технологію Direct Cast на етапі ТП виробництва реалізують за такою схемою (рис. 1) [2].

Рис. 1. Етапи розробки ливарного процесу з 3D друком ливарної форми.

Підвищення ефективності ТП ливарного виробництва за рахунок впровадження цифрових технологій проаналізовано на двох схемах конструкторсько-технологічної підготовки виробництва (КТПВ). На рис. 2 приведена схема КТПВ без застосування цифрових технологій [2].

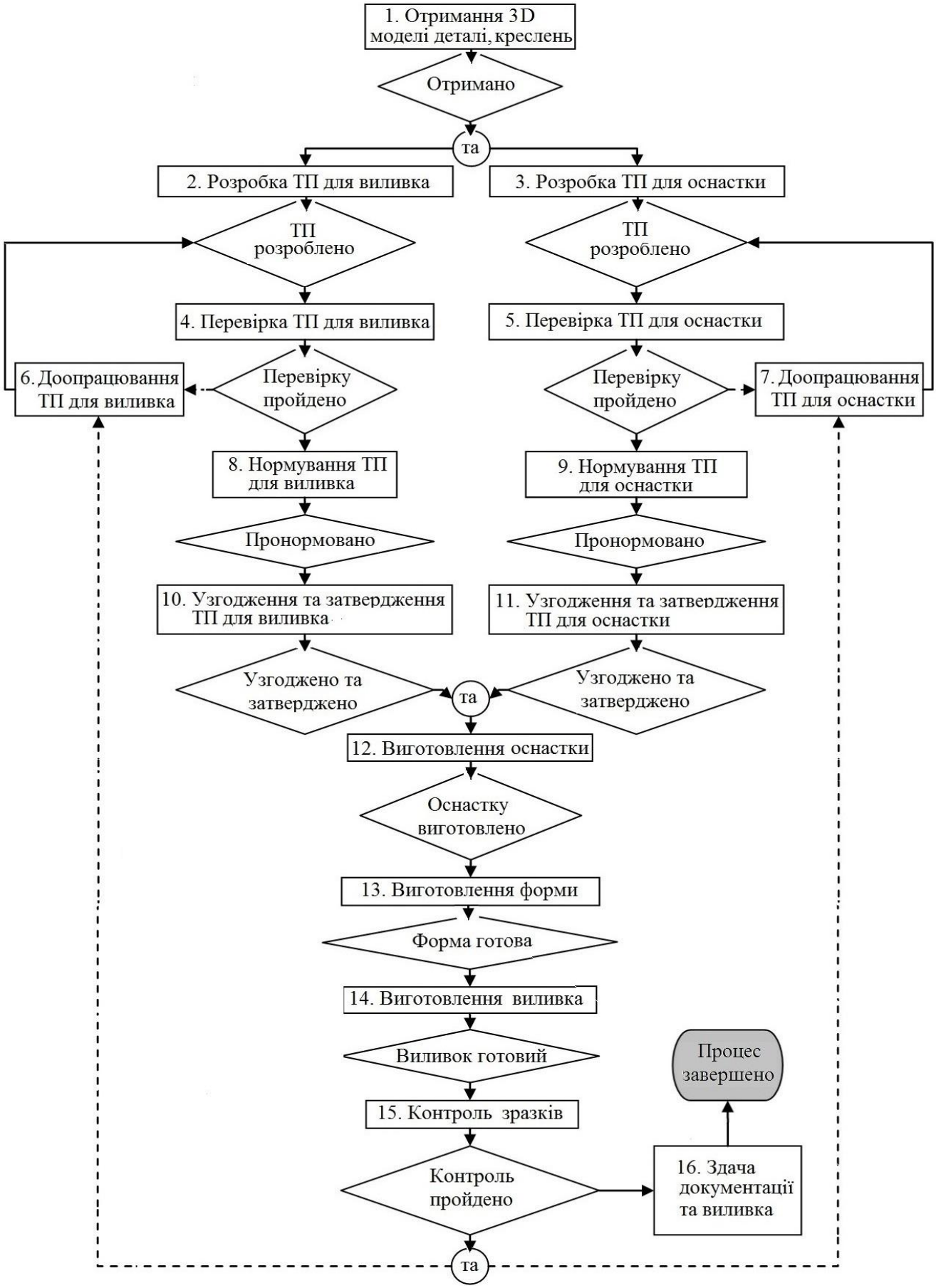


Рис. 2. Схема КТПВ без застосування нових цифрових технологій.

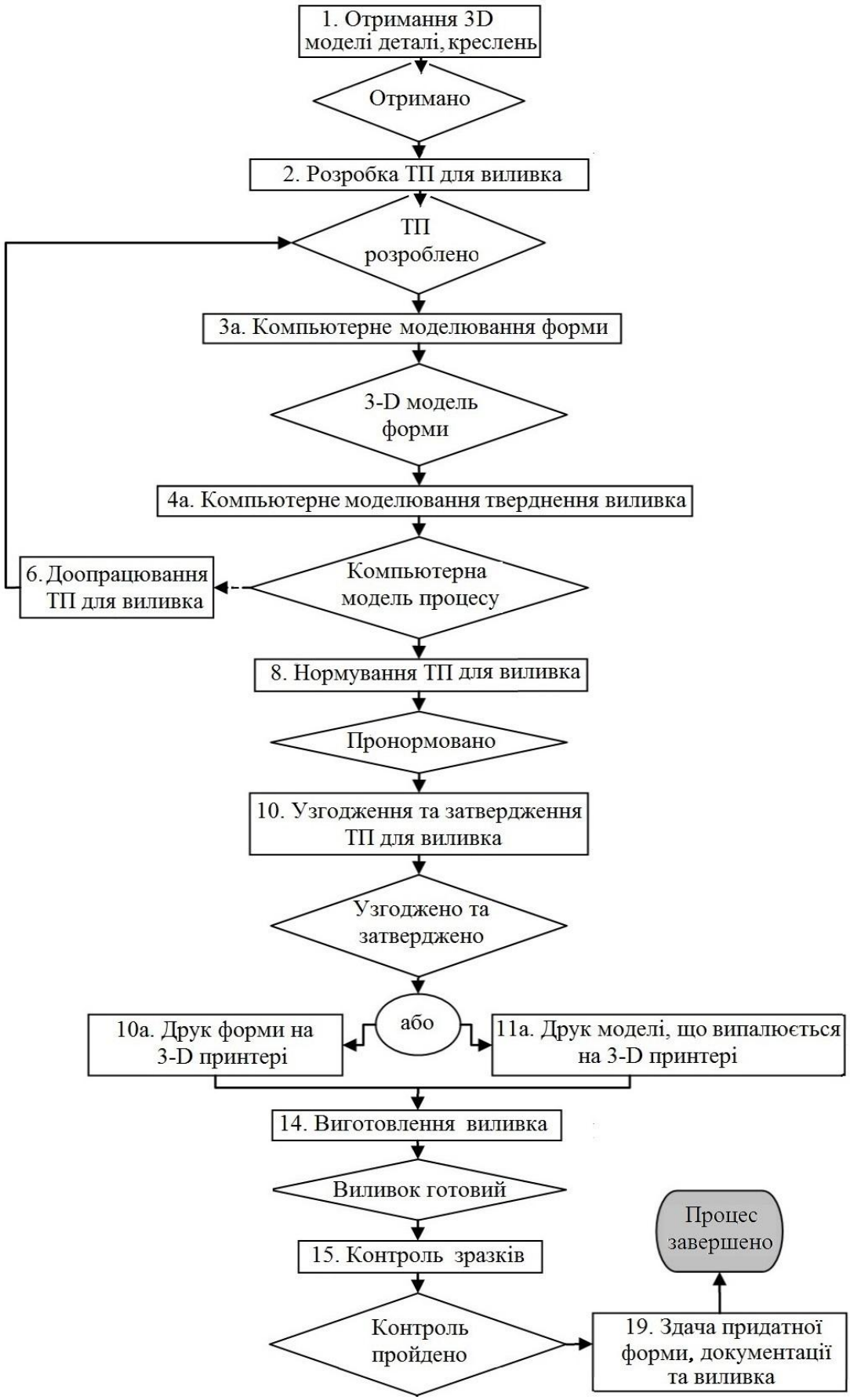


Рис. 3. Схема КТПВ із застосуванням 3D цифрових технологій.

Етапи 2-15 виконуються фахівцями на підставі нормативних документів, особистого досвіду, розрахункових схем і типових технологій. При цьому етапи доопрацювання оснастки і конструкторсько-технологічної документації 5-15 можуть повторюватись кілька разів (до моменту отримання придатної партії виливків) з корегуванням оснастки, до завершення формування документації, що забезпечує процес отримання придатних виливків.

КТПВ (схема на рис. 3) здійснюють з комп'ютерним моделюванням форми 3а, комп'ютерним аналізом затвердіння виливка для визначення параметрів процесу лиття 4а і друком форм 10а чи моделей 11а [2]. За рахунок комп'ютерного моделювання форми виключаються етапи 3, 5, 7, 9, 11, 12, 13 (рис. 2). Етапи 2, 3а, 4а, 6, 8 (рис. 3) включають комп'ютерне моделювання процесу лиття, 10а - етап 3D друку форми, етап 11а - друку разової моделі. Доопрацювання форми чи моделі здійснюється з внесенням змін до розробленого КТПВ на основі комп'ютерного моделювання та розрахунку процесів взаємодії в системі «виливок-форма». Комп'ютерне моделювання процесу лиття дозволяє скоротити кількість випробувань форми, ливникової системи, підібрати оптимальні параметри технологічного процесу, що знижує тривалість КТПВ нової номенклатури виливків.

Швидке прототипування не вимагає виготовлення оснастки і розробки технологічного процесу для неї, забезпечує скорочення часу виготовлення форми для лиття. При порівняльному аналізі ефективності двох схем КТПВ з визначенням показників ефективності ливарного виробництва також враховують якість поверхні виливка, яка нерідко служить показником його технологічності та визначає ступінь його наближення до кінцевої деталі і впливає на вартість остаточної обробки.

Список літератури

1. Шинский О. И. Снижение металлоемкости литейной продукции – основа развития отрасли // Оборудование и инструмент д / профессионалов. - 2011. - № 1. - С. 78-79.

2. Левкина О. Ю. Применение информационных технологий в организации конструкторского-технологической подготовки литейного производства авиастроительного предприятия // Известия высших учебн. заведений. Поволжский регион. Технич. науки. - 2013. - № 1. - С. 115–122.

УДК 621.74.04

В. С. Дорошенко, О. Й. Шинський

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

doro55v@gmail.com

ТРИ СТАДІЇ ЗРОСТАННЯ МОЖЛИВОСТЕЙ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

Тези відображають аналіз розвитку ливарних процесів з огляду конструкційної різноманітності литих заготовок, для виготовлення яких придатні ці процеси, на фоні давно існуючих процесів та з появою і впровадженням у виробництво знакових оригінальних технологій. Наведено кілька прикладів із відкритих джерел світової технічної інформації та перспективний напрям наших досліджень.

Раніше і зараз здебільшого при формовці в парних опоках лили і ллють те (1), що могли заформувати. З розвитком лиття за разовими моделями, зокрема, що газифікуються, додалась можливість лити те (2), що могли змоделювати. З появою адитивного виробництва - 3D технологій додалась можливість лити те (3), що могли надрукувати чи «виростити». Причому зараз надрукувати можуть як ливарну модель (разову чи багаторазову), так і форму, а також виливок. Таким чином, йдеться про три стадії зростання можливостей ливарного виробництва.

З появою моделей, що газифікуються, з досить легкою (і 3D) обробкою для них пінополістиролу (ППС) і формовкою в сипкому піску з'явилась можливість лити каркасно-комірчасті виливки, що схожі на конструкції живої і неживої природи. Це приклад того, що кожна стадія збільшувала розмаїття конструктивної номенклатури виливків, а також і ряд можливостей (приклади - розроблені нами способи) впливу на структуру і властивості литого металу. Якщо на першій стадії головним чином лили те, що «лягало» в роз'єм півформ і дозволяло протяжку моделі, то на другій стадії стали лити ще те, яку разову модель змогли виготовити, склеїти і заформувати в об'ємі сипкого (вібро-плинного чи «псевдорідкого») формувального піску та підживити розплавом металу для задовільного ним формозаповнення.

А третя стадія розширила можливості для першої і другої (та створила і створює свої), зокрема, можливістю досить швидкого впровадження у виробництва нової номенклатури литва за рахунок 3D друкування і форм, і моделей, і виливків, так би мовити, «з повітря» без паперової документації на модельно-формувальну оснастку, а саме: з цифрових файлів за комп'ютерними програмами. Комп'ютерні програми

тепер стали здатні до оптимізації (згідно експлуатаційних чи заданих умов) литих конструкцій і неминуче «привели» до природоподібних конструкцій, бо природна еволюція вже відібрала конструкції, що найбільш ресурсоефективно підкорюють простір. Зокрема, біонічні конструкції, мовби долаючи гравітацію, ростуть знизу вверх («до сонця»), якраз в тому напрямку, в якому зручно їх адитивно друкувати на 3D принтерах, наслідуючи природні.

В якості прикладу застосування програм, якими за допомогою комп'ютера проектують легковагі конструкції, на рис. 1 показано, як компанія Sandia спроектувала для утримання вантажу конструкцію легкого кронштейна [1], що може витримувати кілька різновидів навантажень, залишаючись при цьому структурно стабільним при мінімізації вібрації, що йде від зовнішніх кріплень. А на рис. 2 - приклад аналогічного кронштейна «біонічної» конструкції, що був вилитий в піщаній формі, виготовленій 3D друком на принтері Voxeljet [2].

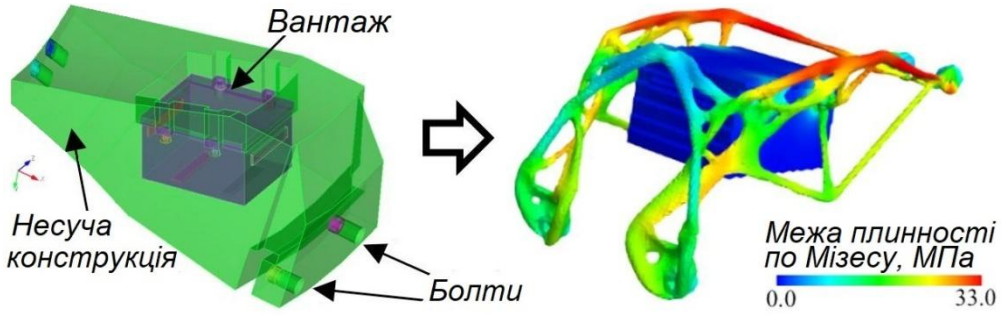


Рис. 1. Приклад проектування легковагої конструкції кронштейну.

Рис. 2. Каркасний виливок: а - при обробці; б – після видалення заливів і надливів.

Ще одним прикладом застосування 3D технологій при суміщенні другої і третьої стадії розвитку технологій лиття є 3D друк полімерних моделей лопатей крильчатки (рис. 3), як описано в роботі [3]. На рисунку [3] зображено моделі, що були виготовлені як цільними (а), так і з порожниною, яка утворюється при склейці моделі з двох половинок (б). Показано серцевину моделі (в) у вигляді комірчастих розпірок

(каркасу) для утримання зовнішніх оболонок моделі, що особливо важливо при наступному виготовленні форми без деформації порожнистої моделі. Також показано крильчатку з металевими лопатями, вилитими в оболонкові форми після випалювання з них друкованих моделей (г) аналогічно методу Replicast.

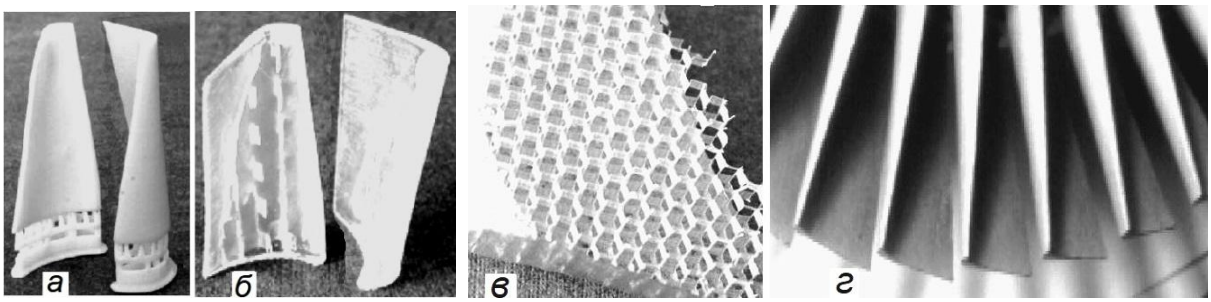


Рис. 3. Приклади друкованих полімерних моделей: а – модель лопаті цільна; б - модель лопаті з двох половин і порожниною після їх склейки; в - стільникова структура розпірок крильчатки; а також г - крильчатка з металевими лопатями, за такими моделями.

Технологія лиття за моделями, що випалюються, подібна до технології лиття за моделями, що виплавляються, яка характерна високою собівартістю виливків. Значно нижча була б собівартість виливків по технології лиття за друкованими моделями, що газифікуються (ЛГМ). Але маса друкованих моделей на одиницю об’єму вища від моделей з ППС, та 3D моделі залишають значно більше твердих залишків після прожарювання керамічних форм. Тому слід провести дослідження для розробки методів ЛГМ за друкованими моделями, порожнинні моделі яких (оболонки з розпірками) можна застосовувати для ЛГМ за деякою аналогією з вакуумно-плівковою формовкою, з’єднавши їх порожнини з атмосферою трубчастими випорами. Тоді газовиділення (у т. ч. пікові) від газифікації полімеру виводяться на поверхню форми, де гази можуть підпалюватись для знешкодження аналогічно [4].

Список літератури

1. Jan Vandenbrande. DARPA Trades Challenge Problems Overview. 6.03.2020. URL: http://solidmodeling.org/trades-cp/

2. Foundry corporate news. 24.11.2020. URL: https://www.foundry-planet.com/d/amazone-tests-new-production-processes-with-the-design-freedom-of-3d-printing/

3. Митраков Г.Н., Евдокимов С.Н. и др. Использование аддитивных технологий при литье по выжигаемым моделям // Омский научный вестник. 2015. - № 2. – С. 80-84.

4. Заявка № u202007026 Україна, МПК8 B22C 9/04, B22 C7/02. Спосіб лиття металу за моделями, що газифікуються, з окисленням продуктів газифікації / О.Й. Шинський, В.С. Дорошенко. Заявл. 02.11.2020.

УДК 621.785.5

Ю.Г. Дьяченко, М.М. Федоров

Донбаська державна машинобудівна академія, Краматорськ

ОСОБЛИВОСТІ ОТРИМАННЯ БАГАТОКОМПОНЕНТНИХ, ЗНОСОСТІЙКИХ ПОКРИТТІВ НА ВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЯХ ПРИ ДИФУЗІЙНІЙ МЕТАЛІЗАЦІЇ

Відомо, що порошкові поверхневі шари забезпечують вуглецевим сталям найбільш високі показники зносостійкості, чим при однокомпонентному або двокомпонентному насиченні [1]. Викликано це тим, що при однокомпонентному насиченні на поверхні металовиробів формуються структури, які забезпечують вузький діапазон властивостей у виробі. Проведення комплексного легуючого насичення шляхом послідовного багаторазового однокомпонентного насичення, наприклад, бором, а потім хромом і алюмінієм, значно збільшує енерговитрати [2]. При цьому застосування легованих, високовуглецевих сталей, а також альтернативних багатоциклових процесів хіміко-термічної і подальшої термічної обробки, таких як цементація, з подальшим гартуванням і відпустком низьковуглецевих сталей, знижує рентабельність виробництва [3]. Дуже важливими характеристиками, які впливають на формування зносостійких поверхневих шарів, є склад насичуючої суміші, температурний режим процесу і вміст вуглецю в досліджуваних сталях [4]. Проте даних про формування комплексних дифузійних шарів недостатньо.

Мета роботи: встановити вплив вуглецю на показники зносостійкості вуглецевих сталей після дифузійної металізації і визначити оптимальну температуру процесу, при якій на поверхні виробу формується оптимальний зносостійкий шар.

Для встановлення впливу вуглецю на показники зносостійкості вуглецевих сталей після дифузійної металізації застосовували в якості матеріалу дослідження стали Ст3, 45, У7 і У13 стандартного хімічного складу. В якості складових насичуючих сумішей, застосовували порошки карбіду бору B_4C, ферохрому FeCr, окислу алюмінію Al_2O_3, і кріоліту Na_3AlF_6. Насичення сталевих зразків проводили в контейнері з плавким затвором. Герметизацію контейнера здійснювали подрібненим склом. Процес дифузійної металізації проводили при температурі 1000^oC впродовж 5 годин, склад порошкової суміші, що насичує, складався з B_4C - 40%, FeCr - 10%, Al_2O_3 - 43%, і Na_3AlF_6 - 7%. Випробування на відносний знос проводили за методикою, запропонованою в роботі [5].

В результаті проведених випробувань на зносостійкість встановлено, що зі збільшенням вмісту вуглецю у сталях після дифузійної металізації, аж до 0,7%, зносостійкість підвищується. Проте, сталь У13, що містить вуглецю близько 1,3% має показники зносостійкості нижче, ніж сталь, що містить вуглецю 0,7 і 0,45%.

Для визначення оптимальної температури процесу дифузійної металізації, при якій на поверхні виробу формується дифузійний шар з високим показником механічних властивостей, зразки із сталі У7 піддавали комплексному насиченню бором, хромом і алюмінієм при температурі 900, 950 і 1000^oC. Витримка (5 годин) і склад порошкової суміші при кожній температурі залишалися постійними.

Аналіз цих результатів спільно з аналізом мікроструктури показує, що відносний знос рівний 75 мг/см^2×км отримує зразок, підданий дифузійному насиченню при 900^oC, через 2 години випробувань. Зразок із сталі У7, при температурі 950^oC, отримує відносний знос - 75 мг/см^2×км через 3,5 години випробувань. Зразок із сталі У7, при температурі 1000^oC, отримує відносний знос – 75 мг/см2×км через 6,25 годин випробувань. Слід зазначити, що загартований і низько відпущений зразок із сталі У7 отримує відносний знос рівний 390 мг/см^2×км вже через 0,25 год.

Заслуговує на увагу той факт, що забезпечення високої зносостійкості стали У7 після дифузійної металізації при температурах 900, 950 і 1000^oC пов'язане з формуванням поверхневого шару, зокрема, глибини шару. Чим вище температура процесу, тим інтенсивніше реагують між собою елементи порошкової суміші (особливо хром), і тим більше глибина поверхневого дифузійного шару. Ця тенденція до збільшення глибини шару при дифузійній металізації спостерігається при подовженні витримки при температурі процесу. Подовження витримки при 1000^oC від 3 до 9 годин сталей Ст3, 45, У7, У13 сприяє збільшенню глибини шару. Проте, збільшення шару

пов'язане з вмістом вуглецю в сталях. Після витримки 3 години найменшу глибину шару має сталь У13, що можна пояснити уповільненою дифузією елементів при підвищенні в сталі вуглецю. Ця залежність зберігається при подовженні витримки до 9 годин.

На підставі отриманих даних було встановлено, що зі збільшенням вмісту вуглецю у сталях, аж до 0,7%, зносостійкість підвищується. Найбільш оптимальна температура процесу насичення одночасно бором, хромом і алюмінієм для сталі У7, при якій формується поверхневий шар, що забезпечує високі показники зносостійкості, складає 1000^{o}С.

Список літератури

1. *Дьяченко Ю. Г.* Основні напрямки отримання зносостійких покриттів на сталевих виробах при дифузійній металізації / Дьяченко Ю. Г. // Обработка материалов давлением: сборник научных трудов. – Краматорск : ДГМА, 2019. – № 2 (49). – С. 189–194.

2. *Дьяченко Ю. Г.* Основні тенденції отримання однокомпонентних покриттів високої твердості на вуглецевих сталях при дифузійній металізації / Дьяченко Ю. Г., Погорєлов М. Г. // Вісник ДДМА. – Краматорськ, 2019. – № 3 (27). – С. 28–32.

3. *Заблоцкий В. К.* Применение борохромоалитированных поверхностных слоев в условиях абразивно–жидкостного и ударно-механического трения по закрепленным и незакрепленным частицам /, Заблоцкий В.К., Ю. Г. Дьяченко // Вестник ДГМА. – Краматорськ. – 2009. - № 1 (15). – С. 124-127.

4. *Борисенок Г. В.* Химико-термическая обработка металлов и сплавов: [Справочник] Г. В. Борисенок, Л. А. Васильев, Л. Г. Ворошнин и др. – М.: Металлургия, 1981. – 424 с.: ил.табл.

5. *Заблоцкий В. К.* Особенности абразивного износа комплексных B–Cr–Al покрытий на углеродистых сталях. / В. К. Заблоцкий, Ю. Г. Дьяченко // Восточно-европейский журнал передовых технологий. – 2006. – № 4/1(22). – С. 59–62.

УДК 669.184.244

В.Г. Єфімова

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

ВИДАЛЕННЯ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ У ПРОМІЖНОМУ КОВШІ ПРИ ПРОДУВАННІ МЕТАЛУ АРГОНОМ

Світові тенденції збільшення попиту на марки стали відповідального призначення обумовлюють для виробників металопродукції на необхідності збільшення вимог до її чистоті за вмістом неметалевих включень.

Найважливіший елемент, що забезпечує рафінування сталі, - промковш. Як правило, рідка сталь знаходиться в промковші 5 - 10 хв, після чого випливає через стакани-дозатори в кристалізатори МБРЗ. Основні вимоги до організації руху конвективних потоків стали в промковші - забезпечення спливання в шлак неметалічних включень, а також запобігання захоплення шлакових включень потоками металу [1 - 3].

Для глибокого рафінування сталі широко застосовується продування аргоном через фурми, що встановлюються у дні промковша [4,5]. За даними дослідників [12, 13] продування інертним газом в ковші дозволяє скоротити кількість неметалічних включень розміром понад 50 мкм на 70%, а включень розміром 25 - 50 мкм - на 40%. У промислових умовах ефект видалення неметалевих включень досягається переважно під час продування стали в бульбашковому режимі з порівняно низькою витратою аргону, що вдувається.

Метою даної роботи є аналітичний аналіз і оцінка на фізичної моделі основних технологічних факторів, що впливають на кількість видаляються включень за рахунок механізму їх прикріплення до газових пузирів і ймовірності їх адгезії

У даній роботі розроблена оригінальна конструкція продувний фурми з діаметром каналу, що виділяє газ 1 мм. У технологічному плані застосування продувних елементів з малим діаметром отворів дозволяє диспергувати бульбашки газу і забезпечити продування в бульбашковому режимі, не залучаючи до перемішування покривний шлак.

Відомо, що на практиці розміри пузирів аргону залежать від розмірів отворів вогнетрива, через який вдувається інертний газ. Тому дуже важливим фактором для

промислової реалізації методу продувки металу інертним газом в промковші є застосування продувних фурм з дуже дрібними порами. До експлуатаційних властивостей і міцності таких фурм застосовують досить жорсткі вимоги, оскільки вони працюють у вкрай важких умовах, пов'язаних з тривалим контактом з рідким металом, теплозмінами, механічним впливом внаслідок контакту з конвективними потоками і т.п. Крім цього продувальні фурми повинні забезпечувати стабільну газопроникність протягом тривалого періоду експлуатації (декількох десятків годин) і можливість оперативного корегування величини витрати газу під час продування.

Вибір схеми розташування та геометричних параметрів продувного блоку в днище проміжного ківшу здійснювався відповідно до результатів фізичного моделювання.

Продувальні фурми встановлювалися на один з рівчаків, а другий рівчак (без кільцевої продувки) використовувався як порівняльний.

Як показали кількісні оцінки в зразках з слябів, відлитих з продуванням аргоном через фурму, кількість великих неметалевих включень (розмір більше 50 мкм) зменшується в середньому на 40-80%. Для включень меншого розміру (20-45 мкм) зменшення їх кількості в слябах, що досліджувались становить 14-26%. При цьому зазначено, що зі збільшенням швидкості розливання різниця між кількістю неметалевих включень в зразках з дослідного і порівняльного слябів зростає.

Список літератури

1. Birat J.-P., Marchionni C. Continuous Casting, Past, Present and Future // Revue de Métallurgie. 2005. –№ 11.– P. 732 – 737.

2. Flick A., Stoiber C. Trends in continuous casting in steel — yesterday, today and tomorrow / Proc. 7th European Continuous Casting Conference. Dusseldorf, Germany. 27th – 1st July 2011. — Dusseldorf : METEC, 2011.

3. Sahai Y., Emi T. Tundish Technology for Clean Steel Production / New Jersey : World Scientific, 2008. — 329 p.

4. Zhong L. C., Li L. Y., Wang B. et al. Fluid flow behaviour in slab continuous casting tundish with different configurations of gas bubbling curtain // Ironmaking and Steelmaking. 2008. –Vol. 35– № 6.– p. 436 – 440.

5. Zhu J., Li J., Sun L. et al. Effect of gas Injection Condition on Fluid Flow in a Two-strand Tundish // Advanced Materials Research. 2011. –Vol. 291 – 294.– p. 255 – 258

УДК 621.74.045:546.621:546.28:546.56

А. С. Затуловський, В. О. Щерецький, О. А. Каранда

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

kompozit@ptima.kiev.ua

ВИКОРИСТАННЯ ЛИВАРНИХ МЕТОДІВ ДЛЯ ВИРОБНИЦТВА АЛЮМОМАТРИЧНИХ КОМПОЗИТІВ ТРИБОТЕХНІЧНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

Литі композиційні матеріали (ЛКМ), крім міцності, пластичності, стійкості до зовнішніх впливів, повинні мати властивості, які дозволять отримувати досить складні по конфігурації виливки. Тому, одним з основних критеріїв вибору матеріалу для матриць ЛКМ є їх ливарні властивості. Відомо, що найкращими ливарними властивостями, серед алюмінієвих сплавів, мають силуміни. Тому при отриманні ЛКМ були використані сплави системи алюміній - кремній - мідь.

Актуальним завданням є використання недорогих і технологічних матеріалів з низькою вартістю, що дає можливість зробити ЛКМ доступними для масового машинобудування. У той же час, армуючі компоненти повинні мати високу структурну і термічну стабільність, не розчинятися або слабо взаємодіяти з алюмінієвої матрицею, не коагулювати при робочих температурах і мало змінювати свої властивості до цих температур, мати більш високу температуру плавлення і близьку до алюмінію щільність. Литі композиційні матеріали в даний час виробляють переважно литтям у форми попередньо приготованих композитних суспензій. Існує два основних способи приготування таких суспензій: - ex-situ - введення в рідкий матричний розплав частинок (10-100 мкм) або коротких керамічних волокон (5-15 мм); in-situ - створення зародків керамічних або інтерметалідних фазових частинок внаслідок хімічних реакцій між рідким металевим металом матриці і твердими або газоподібними реактивами, що вводяться ззовні. Отримані армуючі частки мають досить малі розміри (0,5-2 мкм). Кожен з методів має свої переваги і недоліки. У разі ex-situ, до рідкого металевого матричному матеріалу додаються керамічні частинки, зазвичай при перемішуванні матричного металу перемішувачами різного типу. Простота цього методу нівелюється складністю отримання необхідної якості суспензії перед заливанням у форми. [1] Саме тому надзвичайно актуальна розробка нових технологічних процесів для виробництва зносостійких композиційних матеріалів.

У відділі композиційних матеріалів ФТІМС НАН України розроблена і запатентована оригінальна технологія отримання композитів. Основна ідея розробленої технології полягає в просочуванні металевим розплавом-інфільтратом преформи, що містить металеву порошкову складову однакового хімічного складу з розплавом, що просочує. У технологічній схемі етап просочення преформи реалізується без її попередньої консолідації, тобто пресування або спікання. Введення ультрадисперсних композиційних складових в металеву матрицю здійснюється просоченням мікрогранул одержуваних хіміко-термічної та механічної фіксацією ультрадисперсних частинок на поверхні алюмінієвих порошків розмірами від 100 мкм. За розробленою технологією була отримана серія композиційних матеріалів з вмістом до 70 об. % дисперсних частинок розміром 160-400 мкм і комплексними наповнювачами. Композити містять до 5% ультрадисперсних частинок 30-500 нм. Серед наповнювачів, карбіди, нітриди, оксиди, пиловиніс, кварцовий пісок. [2]

Для отримання композитів на основі алюмінієвих сплавів також застосовується відцентрове лиття - унікальний спосіб створення заготовок деталей з шаруватою градієнтною структурою, у яких за рахунок спрямованого осадження частинок в рідкометалічній суспензії можуть бути організовані поверхневі зони (шари) з підвищеною концентрацією армуючих частинок [3-5] . Отримання композитів методом відцентрового лиття з горизонтальною віссю обертання дає можливість отримувати заготовки з диференційованим розподілом армуючих елементів по перетину виливка, завдяки одночасному заповнення металом форми по всій довжині виливку і відсутності осідання частинок. Отримані деталі мають армовану зовнішню або внутрішню поверхню (зону), в залежності від співвідношення щільності частинок і матричного сплаву.

В даний час виготовлення литих КМ замішуванням дисперсних частинок в розплав залишається на озброєнні дослідників і технологів, як найбільш простий і універсальний спосіб [6]. Однак, у багатьох випадках, досить складно домогтися рівномірного розподілу армуючих частинок в литві. Тому, на нашу думку, має перспективи застосування МГД-обробки, з використанням змінного магнітного поля (напруженість магнітного поля 0,07-0,09 Тл) рідкого алюмінієвого матричного розплаву, з введеними в нього керамічними частками. Дослідження показали, що раціональний підбір режимів МГД-обробки при отриманні композиційної виливки, дозволяє домогтися рівномірного розподілу часток карбіду кремнію в литві і суттєво підвищити триботехнічні характеристики композиту в порівнянні з моносплавом [7] Таким чином, розробка но-

вих ливарних технологій дозволяє отримати виливки з істотно поліпшеними експлуатаційними властивостями і підвищити ресурс роботи трибодеталей при експлуатації.

Список літератури

1. *Braszczynski, J.* Lite kompozitni materialy s kovovoi matrici.: Slevarnistvi, LII, #6, 2004, Brno, - S. 209-211.

2. Пат. 36091 України, МПК^6 B22F 3/00, C22C 1/00. Спосіб одержання композиційних матеріалів з різним фракційним та хімічним складом компонентів наповнювача / Щерецький В.О., Затуловський С.С.; заявник та власник ФТІМС НАНУ. – u200806756; заявл. 16.05.2008; опубл. 10.10.2008, бюл. № 19;

3. *Гусев С.С., Лобков Д.Н., Казачков С.С.* Использование методов центробежного литья для получения изделий из композиционных материалов с упрочненной поверхностью, «Материаловедение», - 1999 г., - №5, - С. 50-53.

4. *Эскин Г.И.* и др. Устранение структурной неоднородности композитов на основе алюминиевых сплавов с целью повышения их качества, Литейное производство, 2001, - №9, - С. 2-8.

5. *A. Dolata-Grosz* и др. Struktura strefowa kompozitow AK12-Al_2O_3-AK12-SiC ksztal towana w Prozesie odlewania odsrod kowedo, Kompozyty, 2002 (2), 5, C. 305-308.

6. *Чернышова Т.А., Кобелева Л.И., Шебо П., Панфилов А.В.* Взаимодействие металлических расплавов с армирующими наполнителями. - М.: Наука; 1993, 272 С.

7. *Затуловский А.С., Лакеев В.А., Фикссен В.Н.* Исследование влияния МГД обработки и вибрации на микроструктуру и триботехнические свойства литых in-vitro композитных материалов с матрицей из алюминиевых сплавов. Труды V Международной научно-практической выставки-конференции «Литье 2009» г.Запорожье, Запорожская торгово-промышленная палата, - С. 172-173.

УДК 621.74.045:546.621:62-492.3

А. С. Затуловський, О. А. Каранда, О. А. Кузьменко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

kompozit@ptima.kiev.ua

АЛЮМОМАТРИЧНІ КОМПОЗИТИ, ЯКІ АРМОВАНО СТАЛЬНИМИ ГРАНУЛАМИ

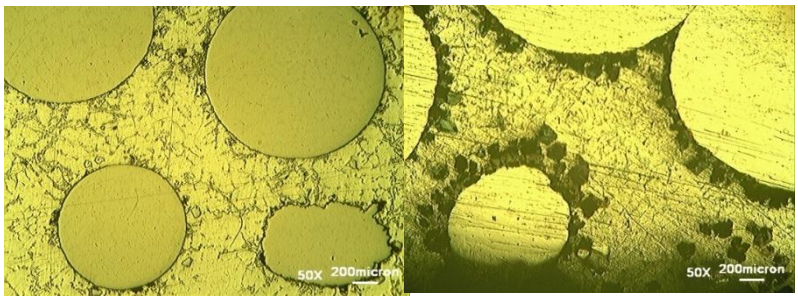
Підвищені вимоги до рівня властивостей матеріалів радикально не можуть бути реалізовані за рахунок використання традиційних сплавів [1], тому у наш час актуальною є розробка технологій отримання антифрикційних композитів з використанням ливарних технологій, що реалізуються на стандартному обладнанні [2]. Вперше було отримано литий алюмоматричний композит, де в якості армуючої фази використовувалася сталева дріб діаметром 0,8-2 мм.

Виливки отримували двома способами:

1. Заливкою алюмінієвого розплаву, при безперервному подаванні армуючих сферичних елементів (сталевого дробу) в ливникову чашу, одночасно зі струменем металу, що заливається.

2. Заливкою розплаву на шар дробу з додаванням тиску.

Мікроструктура вироблених композитів наведена на рис.1.



а *б*

Рис. 1 - Мікроструктури композиційного матеріалу:

а - заливання і охолодження;

б - заливання с витримкою 2 години при температурі 790-810 °С.

На рис. 2.а показана початкова стадія утворення інтерметалідного прошарку навколо гранули. Після витримки залитого матричного металу в рідкому стані відбувається його більш інтенсивна взаємодія з армуючими елементами і формування

фронту інтерметалідів (2.б). Утворені in-situ інтерметалідні фази можуть перебувати біля поверхні гранули, або виділятися в матриці у вигляді окремих кристалів різної форми і хімічного складу. Твердість їх знаходиться в межах Нμ 515 - 580 кг/мм. Триботехнічні випробування нового матеріалу (рис.2) показали перспективність його застосування в якості антифрикційного. Встановлено, що знос зразка композиту АК7-сталевий дріб в 1,5 рази нижче, ніж знос зразка матричного сплаву і приблизно однаковий в порівнянні із зразками інших композиційних матеріалів.

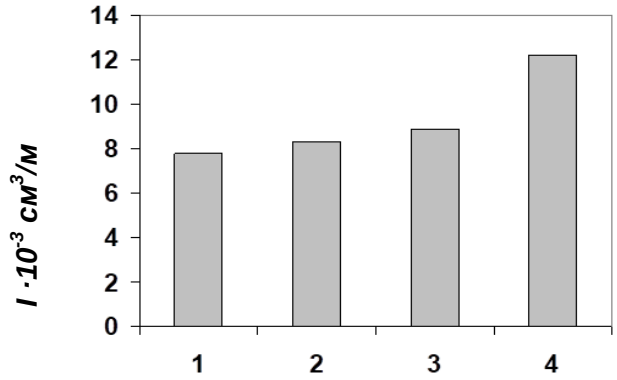


Рис. 2 - Порівняння величини зносу при V=0,2 м/с P=6,4 кг/см^2 деяких композиційних матеріалів:

1 – АК7+ відходи КМ бронза-стальний дріб;

2 – АК7+стальний дріб;

3 – АК7+SiC; 4 – АК7.

Таким чином, в матеріалі реалізовано комплексне армування алюмінієвою матриці сталевими гранулами та інтерметалідами, що утворюються в результаті дифузійно-реакційних процесів, які протікають в процесі виробництва нових композитів і без сумніву подальші дослідження становлять великий науково-технічний інтерес.

Список літератури

1. *Найдек В.Л., Затуловский С.С., Затуловский А.С.* и др. Литые композиционные и нанокристаллические материалы – достижения, проблемы // Металлургия машиностроения. – 2005. – №6. – С. 18–28.

2. Затуловский С.С. и др. Литые композиционные материалы. - Киев: Техника, 1990. - 240 с.

УДК 621.74.045:672.1:539.375.6

А. С. Затуловський, О. А. Набока, Л. О. Мудрук

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

kompozit@ptima.kiev.ua

КОМПОЗИЦІЙНЕ ЗМІЦНЕННЯ ПОВЕРХНІ СТАЛЕВИХ ДЕТАЛЕЙ ТРИБОТЕХНІЧНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

Розробка ефективних і економічних методів зміцнення робочої поверхні трибодеталей шляхом модифікування структури поверхневого шару є актуальною науковою і практичною проблемою збільшення зносостійкості і довговічності вузлів тертя. Розроблено і випробуваний технологічний з незначними витратами метод отримання композиційної робочої поверхні сталевих деталей триботехнічного призначення з підвищеною зносостійкістю. Метод являє собою комбінацію послідовно заданої механічної обробки поверхні і наплавлення на неї зносостійких сплавів і (або) армуючих елементів. Як легкоплавкого наплавочного антифрикційного матеріалу застосовували Cu, Sn, їх сплави та ін. В якості поверхневих армуючих елементів використовували дріт з W, Mo, легованої сталі. Модифіковану композиційну поверхню отримували таким чином: на підготовлену поверхню сталевої деталі (заготівки) механічним способом наносили поглиблення до 2,0 мм і потім заплавляли їх зазначеним вище легкоплавким матеріалом. За іншим варіантом на поверхню наплавляють армуючий дріт у вигляді сітки або розташованих паралельно елементів. Після наплавлення поверхню виробів піддавали остаточній механічній обробці (шліфування) до половини діаметра дротів. Малюнок мозаїки поверхні (розташування і розмірні параметри армуючих дротів) встановлювали в залежності від умов навантаження тертям ковзання. Наприклад, перпендикулярно до напрямку сил тертя. Триботехнічні випробування провели на машині тертя, що працює за системою зворотно-поступального руху при навантаженні 3,0 кг, швидкості руху елементів 40 метрів в хвилину в режимі сухого тертя ковзання протягом 2400 с. Втрати ваги визначали на ВЛР 200Г з точністю до 10^{-5} грам. Випробування показали, що зносостійкість кращих варіантів зразків з модифікованою композиційної поверхнею на порядок вище, ніж латуні і в 1,5 - 2 рази вище, ніж литого композиційного матеріалу (ЛКМ) на основі латуні, армованих сталевим дробом.

Слід зазначити, що модифікування поверхні дозволяє значно економити дорогі і дефіцитні кольорові метали, отримати економію за рахунок збільшення довговічності роботи обладнання без зупинок на ремонт або заміну вузлів тертя. Для здійснення технології не потрібне спеціальне складне технологічне обладнання, організація отримання високозносостійкіх сталевих і ін. виробів з зміцненої поверхнею можливо практично на будь-якому виробничій ділянці.

Таблиця 1. Результати порівняльних випробувань на тертя наплавлених зразків

№ п/п	Вид зразку	Втрата ваги, г
Без обробки		
1	Стальний Ст. 3	0,12960
2	Латунний	0,02400
3	Композиційний литий	0,00675
Зразки із сталі Ст. 3 з композитною поверхнею		
4	Наплавка латунню	0,01855
5	Наплавка оловом	0,00665
6	Олово + ст. проволока	0,00950
7	Латунь + ст. проволока	0,00430
8	Латунь + проволока з вольфраму	0,00430
9	Латунь + проволока з молібдену	0,00285

УДК 669.131:54-31

В.Г. Іванов, В.П. Пірожкова, В. В. Луньов

Національний університет «Запорізька політехніка»

РОЛЬ СУБОКСИДІВ У СТАЛЯХ ТА ЧАВУНАХ

Прийнято вважати, що під час плавки чавунів та сталей в результаті проходження різних металургійних процесів утворюються оксиди високої валентності: Al_2O_3, SiO_2, CaO, MgO, Fe_2O_3 тощо.

Але наш багаторічний досвід показав, що можливо утворення і оксидів зниженої валентності, так званих субоксидів: AlO, Al_2O, SiO, Si_2O Ca_2O, Mg_2O та інших. Крім того, вони спостерігаються в шлаках, вогнетривах, в продуктах феросплавного та абразивного виробництва.

Для дослідження природи неметалевих вкраплень використовували усі відомі хімічні і фізичні методи аналізу: металографічний і мікрорентгеноспектральний аналізи вкраплень на шліфах, хімічний, петрографічний, рентгеноструктурний аналізи анодних осадків. Дані металографічної оцінки вкраплень на шліфах співвідносили з результатами вищезгаданих методів і на цій основі відбувалася ідентифікація природи неметалевих вкраплень.

Досліджували хіміко-мінералогічну природу неметалевих вкраплень, застосовуючи петрографічні методи аналізу: петрографію природного каменю та мінералогію, петрографію технічного каменю (шлаки, вогнетриви тощо), імерсійний кристалічний, для якого потрібна досить незначна кількість речовини. Це дозволило проводити дослідження на шліфах, а також на поверхні різного роду зразках (поверхні шлакових шапок після електрошлакового переплаву, поверхні зламів, волосовин, зколів, розшарувань, тріщин, раковин, пор та багатьох інших дефектів) під мікроскопом МБС-2 при незначних збільшеннях (100…200). Крім того, така методика дослідження вкраплень (на шліфах та зразках) у відбивному світлі та після їх екстрагування у прохідному світлі в імерсійних препаратах, дозволила проводити порівняльні дослідження природних мінералів (Al_2O_3, SiO_2, FeO, Fe_2O_3, MgO, CaO, CaF_2 та інших) з такими, що спостерігалися у металі та були вилучені з нього електролізом або механічним шляхом з поверхні зразка.

Показано, що у всіх досліджених сталях, чавунах, феросплавах, а також шлаках, вогнетривах та виробах з них утворюються не тільки оксиди, а і субоксиди, структури їх розпаду та фази (тверді розчини) змінного нестехіометричного складу.

Субсполуки, що виділяються на межах зерен, сприяють дефектам типу «волосовини» (наприклад, у сталі ШХ15), «зколи» (наприклад, у сталі 30ХГСНА), тріщини та ін., знижують якість і службові властивості сталі.

Рівномірне розподілення субсполук у електрошлаковому металі формує сприятливу структуру з високими властивостями, і що характерно, субсполуки легко видаляються при рафінуванні металу шляхом наступного застосування вакуумно-дугового або електронно-променевого переплаву.

Субоксиди кремнію у трансформаторній сталі Е3 легко видаляються шляхом високотемпературного вакуумного відпалу, а їх рівномірний розподіл сприяв формуванню однорідної структури.

Таким чином, субоксиди відіграють як негативну, так і позитивну роль (подібно оксидам) в формуванні структури металу, що необхідно враховувати при розробці та вдосконаленні технологічних процесів виплавки сталі. Це дозволить підвищити якість металу та запобігти утворенню того чи іншого дефекту.

Аналогічну роль субсполук спостерігається в чавунах. Так в структурі сірого чавуну виявлені частки монооксиду кремнію (SiO), асоційовані з пластинками графіту, а також дрібні глобулі - тверді розчини нестехіометричного складу. Характерним є те, що вони утворюються в процесі взаємодії кремнію з окисом вуглецю. Встановлено, що монооксид кремнію є основною поверхнево-активною формою кисню в рідкому чавуну і суттєво впливає на утворення пластинчатого графіту в сірому чавуні.

Дослідження структури високоміцного чавуну виявили наявність субоксиду магнію Mg_2O та фаз змінного нестехіометричного складу: магнію, заліза та інших елементів.

Більш того, отримані дані показали, що субоксид магнію є основною сполукою, що формує кулясту форму графітних вкраплень у чавунах. Процес формування кулястої форми графіту (крупні, середні, дрібні, правильні, розірвані тощо.) взаємопов'язані з фізико-хімічними умовами рідкого чавуну, зокрема зі швидкістю протікання реакції взаємодії магнію з окисом вуглецю.

Таким чином, наявність субсполук у залізовуглецевих розплавах суттєво впливає на формування структури металу, морфологію структурних складових та якість виробів.

УДК 621.74: 669.13.018

Л. Х. Іванова, В.С. Довгопола, В.О. Терехін

Національна металургійна академія України, Дніпро

ВПЛИВ ТЕПЛОВОГО ОБРОБЛЕННЯ НА ЯКІСТЬ ВАЛКОВИХ ЧАВУНІВ

Чавунні валки є основним змінним інструментом прокатних станів, яке значною мірою впливає на ефективність і якість прокатного виробництва. У сучасних умовах від чавунних валків потрібно високі експлуатаційні властивості. Існують різні методи підвищення властивостей прокатних валків, одними з яких є модифікування і термічна обробка.

У роботах [1-2] детально розглянуто питання порівняння структури та властивостей валкових чавунів, модифікованих комплексними модифікаторами, що містять рідкісноземельні метали, або магній, але дослідження впливу на залишкові напруги різних матеріалів прокатних валків не проводили.

Метою роботи було дослідження і удосконалення технології виготовлення прокатних валків з високоміцних чавунів, а конкретно дослідження здатності високоміцних валкових чавунів до релаксації напруги при тепловому обробленні виливків.

Матеріалом дослідження були валкові високоміцні чавуни з кулястим графітом нелеговані виконання ЛШ-48, леговані нікелем, молібденом ЛШНМ-50 та леговані хромом, нікелем та РЗМ СШХН-50. Робочий шар валка ЛШ-58 мав структуру, що складалася з графіту кулястої форми і компактної форм, дендритів колишнього аустеніту (перліту) і цементиту. Дисперсність перліту відповідала балу ПД1,0, анормальність в його будові характеризувалася балом Па3. Структура робочого шару валка ЛШНМ-50 відрізнялася від структури валка тільки тонкішою будовою перліту, що обумовлено наявністю легуючих елементів: 1,55% нікелю і 0,46% молібдену, а загальний характер структури робочого шару валка СШХН-50 був майже таким самим, як у валка ЛШНМ-50, відмінність полягала в більшому вмісті цементиту в структурі.

У лабораторних умовах теплове оброблення проводили на спеціальній установці, що включала муфельну піч і систему автоматики. Для позиційного регулювання нагріву і охолодження за заданою програмою використовували автоматичний програмний регулюючий пристрій моделі РУ5-01М в комплекті з автоматичним вимірювальним приладом типу ПСР-08М. Теплове оброблення здійснювали по наступному

режиму: нагрівання зі швидкістю 50 град/год до температури 550 ºС, витримка при цій температурі протягом однієї години і охолодження із швидкістю 30 град/год.

Дослідження релаксації напружень здійснювали за допомогою спеціального пристрою зі станини та гвинтів навантажень та проводили на спеціальних зразках-балках рівного опору [3]. Рівень напруги задавали величиною деформації зразка. Вимір деформації робили за допомогою індикатора годинного типу з ціною ділення 0,01 мм. На кожному зразку заздалегідь було проведено тарування з метою встановлення закону зміни деформації зразка від величини навантаження (навантаження робили по три рази на кожному зразку), що додавалося. Початкова напруга, прийнята в експериментах, була на 10% менше умовної межі плинності матеріалу зразків. Цю напругу визначали за таруванням одного зразка з кожного чавуну при навантаженні його до руйнування.

В результаті дослідження здатності до зняття напружень та визначення рівня залишкової напруги в матеріалах дослідних зразків були отримані наступні дані. Максимальну здатність до зняття напружень мали леговані чавуни – в середньому 61,5 МПа, що було вище на 36,6%, ніж у нелегованого чавуну. Це, як відомо, можна пояснити відмінностями в структурі і фізико-механічних властивостях досліджуваних валкових чавунів. Релаксація напружень при тепловому обробленні в матеріалах робочого шару валків, модифікованих магнієм, була більше на 6,7%, ніж у матеріалі валка, модифікованого рідкісноземельними металами.

Список літератури

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

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

3. *Kysek, H*. Badanie wplywu czynnikow decydujacych o stopniu usuniecia naprezen wlasnych szarego wprocesie wyzarzanio odprezajacego / H.Kysek, S.Karcyl // Praze 1-nst odlewa.–1969.– №2.– s.110-130

УДК 669.775:669.182.71

Є.І. Івахненко, Є.М. Парахневич

Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя

АНАЛІЗ ВПЛИВУ МЕТАЛУРГІЙНИХ ФАКТОРІВ ТА МОДИФІКУВАННЯ НА ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОКРЕМНИСТИХ СПЛАВІВ ЗАЛІЗА

Висококремнисті сплави заліза – феросиліди застосовуються для роботи в умовах впливу кислих агресивних середовищ. Вони показують універсальні корозійні властивості при дії різноманітних кислот, не містять дефіцитних елементів, відносно дешеві і здатні замінити дороговартісні матеріали (нержавіючу сталь, гартблей, титан).

Не дивлячись на високу корозійну стійкість, застосування феросилідів обмежене через низькі технологічні властивості, механічної міцності та експлуатаційної надійності. Вирішення проблеми підвищення довговічності і надійності литих деталей визначається, перед усім, якісним виконанням технологічних заходів на всіх етапах виробництва.

На практиці виробництва виливків із висококремнистих сплавів найбільш розповсюджені дефекти лиття – газові раковини, підкоркова та міждендритна пористість, гарячі тріщини та інші. Утворення цих дефектів пов’язане з негативним впливом газів, розчинених в феросиліді (таблиця 1). Гази поглинаються металом із атмосфери печі (особливо під час плавки шихти, феросплавів) по ходу плавки в результаті складних дифузійних процесів, а також при транспортуванні та заливці металу в форми.

Таблиця 1- Вміст газів в процесі плавки феросиліду

№ п/п	Проба металу	Вміст газів		
		Водень, $См^3/100г$	Азот, %	Кисень,%
1	За розплавом	12,2	0,0102	0,0128
2	Пічна перед випуском металу	4,2	0,0096	0,0067
3	З ковша	3,96	0,0090	0,0059

При виплавці феросиліду рекомендовано застосовувати марки феросиліцію ФС 75 та ФС 45 ГОСТ 1415-93, в яких вміст алюмінію не повинен перевищувати 2%. Застосування феросиліцію інших марок, які мають відхиленні у вмісті цього елементу, призводить до утворення газових та усадкових раковин та тріщин, зниження механічних властивостей, що може призвести до збільшення браку лиття до 70%.

Із таблиці видно, що основна складова частина газів, які входять в феросилід - водень, який має більшу швидкість дифузії, чим кисень, азот та інші.

Відомо, що кремній знижує розчинність водню в рідкому залізі. При зростаючій присадці кремнію (до 15%) дифузійна рухливість водню знижується. Ймовірно це відбувається із-за того, що атоми кремнію утворюють міцні зв'язки з атомами заліза, сили взаємодії яких значно вище, ніж сили зв'язків атомів заліза з воднем. В процесі кристалізації кристали, що ростуть містять менше газу, ніж рідкий метал, який безперервно насичується газом. При пересичені водень видаляється із металу в місцях, які мають контакт з атмосферою.

Специфіка виплавки високоремнистих сплавів заліза полягає в обов'язковому нагріванні (на 150 - 250 ℃ вище $T_{кр}$) після введення всіх складових компонентів, що сприяє значному покращенню якості металу.

Для достатньо надійного визначення ступеню дегазації сплаву і раціональних засобів його розливу застосовують експрес-контроль рідкого металу за газовмістом з використанням портативного газоаналізатора типу LGT.

Вміст вуглецю в заевтектичних сплавах призводить до утворення крупних виділень графіту пластинчатої форми.

Вуглець в сплаві повинен відповідати евтектичному складу.

Введення міді та селену сприяє утворенню оболонок високомідних фаз, які дозволили ізолювати від матриці дисперсний графіт і неметалеві включення, що ускладнює накопичення і дифузію газів у сплаві, це суттєво впливає на такі параметри, як рідинотекучість, теплопровідність, корозійна стійкість та інші.

Марганець відноситься до елементів, які не схильні до пасивації, тому швидкість корозії висококремнистих сплавів в основному визначається вмістом кремнію. Кислотостійкість сплаву системи «твердий розчин – комплексний карбід» вище, ніж системи «твердий розчин – графіт». Так як марганець є аустенітоутворюючим елементом, він значно збільшує розчинність вуглецю в γ – твердому розчині. Отримана в міждендритних проміжках структура перешкоджає утворенню крихкості сплаву.

Модифікування сплаву ванадієм призводить до утворенню в розплаві більшої кількості дрібних тугоплавких часток, що сприяє утворенню умов для об'ємної кристалізації. Вміст вільного азоту знижується за рахунок утворення карбонітридів ванадію.

Найбільший ефект дегазації досягається при комплексному модифікуванні спільно з ітрієм, якій забезпечує переведення кисню та сірки із активного стану в пасивний.

Таким чином, проведення досліджень по комплексному легуванню і модифікуванню при термогодинній обробці металу з застосуванням методів контролю показали, що використання раціонального управління металургійними факторами забезпечує високу ефективність при виробництві складнолегованого корозійностійкого лиття.

УДК 621.74.045; 669:621.365.9

П. Б. Калюжний, М. М. Ворон, О. В. Михнян, О. В. Нейма, А. М. Тимошенко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

kpb.ptima@gmail.com

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВА ЛИВАРНА ТЕХНОЛОГІЯ ОДЕРЖАННЯ ТОНКОСТІННИХ ТИТАНОВИХ ВИРОБІВ МЕДИЧНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

В Україні щороку близько 5 тис. пацієнтів оперуються через патології опорно-рухового апарату, тоді як реальні потреби в кістковій пластиці значно вищі, оскільки оперують лише 10% пацієнтів від тих, хто цього потребує, що зумовлено високою вартістю імпортованих медичних виробів. Тому, надзвичайно актуальним і гострим питанням є забезпечення медичного ринку України надійними, конкурентоспроможними вітчизняними імплантатами та протезами, спеціалізованою апаратурою і новітніми технологіями їх використання для проведення повноцінної реконструктивно-відновлювальної хірургії [1].

В багатьох випадках для запобігання інвалідності пацієнтам з захворюваннями опорно-рухового апарату, при переломах та бойових пораненнях доцільним є ендопротезування. Широкий ринок ендопротезів представлений, в основному, протезами колінного та стегнового суглобів та, в рідких випадках – плечових. Складні та індивідуальні ендопротези, такі як частини тазової кістки, грудини, черепа, тощо на сьогод-

нішній день виготовляються в дуже малій кількості в контексті експериментальних операцій.

Традиційно, в ендопротезуванні застосовують біосумісні металеві матеріали. Титан та його сплави залишаються лідерами в цьому питанні завдяки найкращому поєднанні механічних та фізико-хімічних властивостей [2]. В наші дні виробництво серійних ендопротезів має стабільні позиції, проте готові вироби досі мають доволі високу вартість, яка мало змінилася за останні 20 років. Виробництво нестандартних та індивідуальних виробів для ендопротезування досі лишається дуже проблемним питанням, яке частково вирішується за допомогою 3D-друку металевими порошками. Успішний досвід таких робіт на сьогодні має невелика, порядку кількох десятків, кількість фірм в усьому світі. 3D-друк є досить універсальним методом, проте має ряд технологічних обмежень. Вироби, одержані в такий спосіб, часто мають невисоку якість поверхні, анізотропію структури та властивостей, окрім того і високу вартість.

Альтернативою адитивним технологіям в даному питанні можуть бути ливарні технології, які є відомим рішенням для одержання якісних готових виробів з широкого ряду металів та сплавів. Перспективним рішенням для плавлення та лиття титанових сплавів, яким притаманна висока активність в рідкому стані, є електронно-променева ливарна технологія [3]. Цей метод також є добре відомим в області одержання класичних та складнолегованих сплавів медичного призначення [4], проте одержання готових виробів з них досі не вдавалося реалізувати.

Молодими вченими ФТІМС НАН України було зроблено успішну спробу реалізації технології лиття титану в керамічні форми за моделями, що видаляються. Даний метод формоутворення був обраний тому, що забезпечує найкраще відтворення поверхні виливка та високу розмірну точність виробу.

В ході проведення експериментів, за допомогою 3D-друку була виготовлена модель ендопротезу «вертлюжної западини» тазової кістки з ПЛА пластику (рис. 1).

Виготовлення корундових керамічних форм проводили за технологічними етапами сучасного способу лиття за моделями, що витоплюються. Для видалення разових полімерних моделей з керамічних форм застосовували двостадійне випалювання моделей в термічній печі: низькотемпературний етап (до 250 °С) супроводжувався розплавленням і частковим витоплюванням пластику з одночасною його газифікацією; високотемпературний етап (1050 °С) – видаленням залишків модельного матеріалу та набуттям керамікою міцності.

Рис. 1 – Модель ендопротезу

В ливарній електронно-променевій установці ЕПЛУ-4 виконували плавлення титанового сплаву ВТ 1-0 та його заливання в керамічні форми. В результаті серії експериментів було одержано виливок ендопротезу «вертлюжної западини» тазової кістки, який показаний на рис. 2 після попереднього обрубування та очищення.

Рис. 2 – Титановий виливок ендопротезу

Таким чином показано і доведено можливість одержання складних тонкостінних титанових виливків, в тому числі – індивідуальних ендопротезів, що є актуальним та інноваційним кроком для сучасного ливарного виробництва. В подальшому буде проведено оптимізацію технологічних процесів з метою покращення якості титанових виливків.

Список літератури

1. Концепція Цільової програми наукових досліджень НАН України «Матеріали для медицини і медичної техніки та технології їх отримання і використання» на 2017-2021 роки: Постанова Президії НАН України від 15.03.2017 №76. – 2017.
2. Доний А.Н., Ворон М.М., Ворон Е.С. Критерии выбора легирующих элементов для титановых сплавов медицинского назначения // Journal of Mechanical Engineering NTUU" Kyiv Polytechnic Institute". – 2011. – № 61, т. 1. – С. 204–207.
3. Электронно-лучевая плавка в литейном производстве / Под. ред. С.В. Ладохина. – К.: Изд-во «Сталь», 2007. – 626 с.
4. Применение электронно-лучевой плавки для получения изделий медицинского назначения / С. В. Ладохин, Н. И. Левицкий, Т. В. Лапшук, и др. // Металл и литье Украины. – 2015. – № 4. – С. 7-11.

УДК 621.74

П. Б. Калюжний[1], О. В. Черненко[1], О. В. Тихонов[2]

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

[2]ТОВ «Ливарно-інженерна компанія», Київ

kpb.ptima@gmail.com

ВИРОБНИЦТВО ВИЛИВКІВ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ

Продовжуючи багаторічні дослідження технології лиття за моделями, що газифікуються, відділ фізико-хімії ливарних процесів ФТІМС НАН України активно співпрацює з вітчизняними підприємствами та впроваджує свій досвід в їх ливарних цехах. Так на підприємстві ТОВ «ЛІК» спільно зі спеціалістами ФТІМС НАН України освоєно виробництво виливків з високоміцного чавуну з кулястим графітом (ВЧКГ) за технологією лиття, за моделями, що газифікуються (ЛГМ).

Відомо, що кінцева якість ВЧКГ визначається в першу чергу шихтовими матеріалами, модифікаторами та способом їх введення. В умовах діючого виробництва одержання ВЧКГ проводили на основі синтетичного чавуну, що є більш економічно вигідним ніж використання чушкового чавуну [1]. Вихідний чавун виплавляли в індук-

ційних печах ємністю 250 і 500 кг, використовуючи шихтові матеріали (сталевий брухт, графітову крупку, феросплави) з низьким вмістом сірки.

Для одержання кулястої форми графіту застосовували ковшове модифікування за тандіш-процесом, який має значні переваги над іншими способами [2]. З урахуванням умов ливарного цеху було виготовлено спеціальний ківш, в якому здійснювали сфероїдизуючу обробку чавуну магнієвмісним модифікатором VL-63. Перші пробні плавки показали, що конструкція ковша забезпечує високий ступінь засвоєння магнію – при введенні 2% модифікатора залишковий вміст магнію у виливку складав 0,08%. Тому в подальшому вміст модифікатору було знижено до 1,8%. Процес модифікування супроводжувався незначним піроефектом з малими виділеннями диму та відбувався без розбризкування розплаву, що позитивно позначається на санітарно-гігієнічних умовах праці та екологічному стані довкілля.

Для попередження відбілювання чавуну проводили графітизуючу обробку розплаву феросилікобарієм SB5 в заливальному ковші. Як показала практика такий варіант давав стабільніші результати ніж одночасне введення магнієвмісного та графітизуючого модифікаторів у ковші для сфероїдизуючої обробки.

За ходом відпрацювання технологічного процесу визначені оптимальні температурні режими плавки, модифікування та заливання високоміцного чавуну. Для одержання різних виливків та різних марок чавуну було підібрано хімічний склад, який враховував особливості лиття за пінополістироловими моделями. Зокрема вміст вуглецю у вихідному розплаві не мав перевищувати 3,7%, оскільки при вищому вмісті на поверхні виливків з’являлися такі дефекти, як вуглецеві раковини, складчастість, плівки піровуглецю, що є притаманні ЛГМ [3].

Хімічний склад чавуну перед випуском та після модифікування контролювали за експрес-пробами за допомогою спектрального аналізатора. Проведений металографічний аналіз показав, що структура одержаних виливків характеризується високим ступенем сфероїдизації графіту – понад 95% кулястої форми. Металева матриця виливків з чавуну ВЧ500 і ВЧ400 складається з фериту (Ф55 і Ф94 відповідно) та перліту (рис. 1).

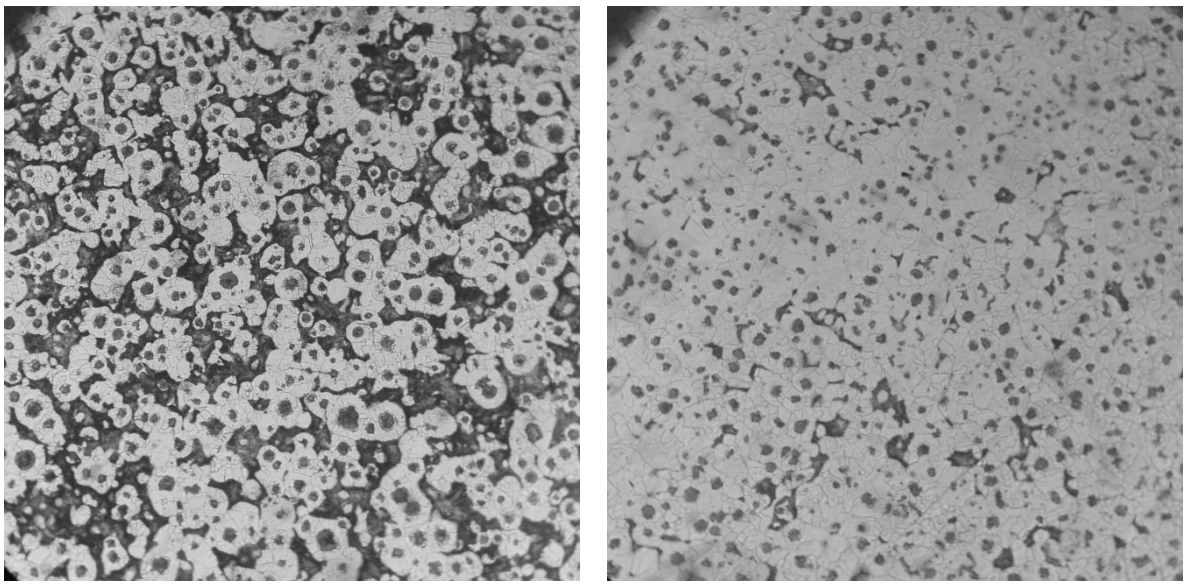


Рис. 1 – Мікроструктура (х100) після травлення чавуну ВЧ 500 і ВЧ400

На підприємстві ТОВ «ЛІК» вже освоєно виробництво виливків з чавуну марок ВЧ400 – ВЧ700 ДСТУ 3925-99, таких як ланки ланцюга (масою 1 і 7 кг), бурова коронка (1,5 кг), плита фрезерного столу (120 кг) та ін.

Таким чином, впровадження ефективних технологічних процесів дозволило одержувати якісні виливки з ВЧКГ за моделями, що газифікуються, в умовах діючого виробництва.

Список літератури

1. Терещенко М.Я., Калюжний П.Б., Кротюк С.О. Одержання гідрощільних виливків з синтетичного сірого та високоміцного чавуну за моделями, що газифікуються / Метал і лиття. – 2020. – Т. 28, №3. – С. 75-82.

2. Ladle and In-mold Modification Methods for Obtaining Castings from Cast Irons with Various Graphite Morphology / E.V. Zakharchenko, O.I. Shinsky, G.A. Baglyuk et al. // Наука та інновації. — 2019. — Т. 15, № 1. — С. 53-62.

3. Л.П. Вишнякова, Н.Н. Намдармогадам. Формирование поверхностного слоя отливок при литье по газифицируемым моделям. / Процессы литья. – 2009. – №5. – С. 70-73.

УДК621.763:621.771:621.791.725

П.О. Касай, **О.О. Педаш**, **В.В. Клочихін**
АТ «МОТОР СІЧ», Запоріжжя

СТРУКТУРА Й ВЛАСТИВОСТЕЙ СПЛАВУ INCONEL 718 ВИГОТОВЛЕНОГО ТРАДИЦІЙНИМИ Й ІННОВАЦІЙНИМИ МЕТОДАМИ

В роботі виконане порівняльне дослідження мікроструктури та механічних властивостей зразків, що отримані із жароміцного залізо-нікелевого сплаву Inconel 718 за допомогою технологій селективного лазерного сплавлення й традиційної гарячої прокатки.

При виготовленні зразків селективним лазерним сплавленням використовували порошки, що отримані за технологіями розпилення інертним газом струменя розплавленого металу (газова атомізація (ГА)) й відцентровим плазмовим розпиленням пруткової циліндричної заготовки, що швидко обертається (Plasma Rotating Electrode Process (PREP)). Порівняльне дослідження проводили на зразках побудованих у горизонтальному (XY) та вертикальному (Z) напрямках.

Результати дослідження свідчать, що в стані побудови в структурі зразків спостерігаються чітко вироджені зони пошарового сплавлення розміром приблизно 100 мкм. Проведення стандартної термічної обробки, з гартуванням та двоступінчастим старінням, призводить до вирівнювання структури між зонами пошарового сплавлення та зміцнення сплаву здійснюється за допомогою інтерметалідної фази типу γ" – Ni_3Nb, а також карбідами й фазою γ'. Ідентифіковано також пластинчасту надлишкову δ-фазу яка росте на виділеннях γ´´-фази у вигляді паралельних пластин на межах зерен [1]. Після термообробки δ-фаза у деформованому матеріалі розташована по межах зерен, а в матеріалі зразків отриманих селективним лазерним сплавленням як на межах, так і в об’ємі. Причиною такого явища, як показує мікрорентгеноспектральний аналіз, є мікросегрегації ніобію через швидке охолодження локально розплавленого матеріалу (рис. 1).

Результати механічних випробувань показують, що кращий комплекс механічних властивостей отримано на зразках, що виготовлені за технологією селективного лазерного сплавлення у горизонтальному напрямку (табл.1). Деформований матеріал характеризувався більшими значеннями ударної в’язкості. Слід відмітити, що механічні властивості досліджуваних зразків, в цілому, відповідали вимогам норматив-

ної документації. Кращий час до високотемпературного руйнування отримано на зразках побудованих у вертикальному напрямку із порошків отриманих відцентровим плазмовим розпиленням. В цьому випадку значення часу до високотемпературного руйнування перевищували навіть значення отримані на деформованому матеріалі.

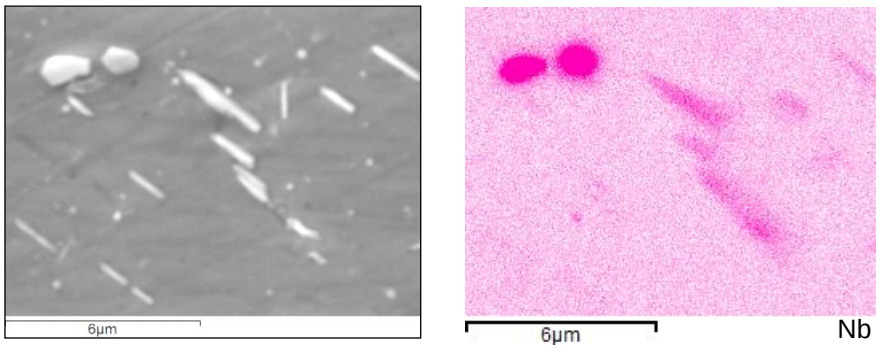


Рис. 1 Результати рентгеноспектрального мікроаналізу у місцях розташування δ-фази у режимі картирування. Більшому вмісту елементу відповідає більш інтенсивне забарвлення

Таблиця 1

Механічні властивості (середні) сплаву Inconel 718 досліджуваних варіантів

Варіант	Напрямок побудови зразка	Механічні властивості при t=20°C						Тривала міцність
		$\sigma_в$, МПа	σ_{02}, МПа	δ, %	ψ, %	KCU, Дж/см^2	HB, $d_{отп.}$, мм	$\tau^{650}_{686(70)}$, год.
Деформація	-	1398	1239	22	22,7	50	401	209,5
ГА	XY	1534	1335	20,0	33,7	39	390	91
	Z	1436	1247	19,4	32,1	51	415	146
PREP	XY	1534	1298	18,6	25,6	37	429	132
	Z	1444	1252	16,6	17,7	40	424	229,5
Норми AMS 5662		≥1276,0	≥1034,0	≥12,0	≥15,0	-	-	≥23

Таким чином, за результатами проведених робіт встановлено, що технологія селективного лазерного сплавлення дозволяє отримувати вироби з рівнем механічних властивостей наближених до деформованого матеріалу, а в декотрих випадках й перевищуючи їх.

Список літератури

1. Симс Ч., Столоф Н., Хагель У. Суперсплавы 2./ Ч., Симс // М.: Металлургия, 1995. 384 с.

УДК 669.245.018:629

Ю. Г. Квасницька, І. І. Максюта, О. В. Михнян, О. В. Нейма

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

mixnyan@ukr.net

ВИЗНАЧЕННЯ КІНЕТИЧНИХ ПОКАЗНИКІВ ПРОЦЕСУ РОЗЧИНЕННЯ ППС МОДЕЛЕЙ МЕТОДАМИ МАТЕМАТИЧНОГО ПЛАНУВАННЯ

Підвищення розмірної точності і чистоти поверхні деталей можна досягти при застосуванні способу лиття в оболонкові керамічні форми з використанням моделей зі спіненого полістиролу (ППС), що розчинюються. При цьому, успішне використання ППС моделей базується на стабільно низькій об'ємній усадці полістиролу.

Метою роботи автори вважали дослідження взаємного впливу фізико-хімічних факторів розчинення ливарних ППС-моделей на основні кінетичні показники процесу. Для рішення завдання з визначення ступеню впливу температурних та інших показників розчинення ППС моделей та для побудови математичної моделі процесу використано метод математичного планування експериментів.

Було застосовано повний факторний експеримент типу 2^k, де 2 – кількість рівнів варіювання параметрів процесу, k – кількість факторів, за якими буде проводитись оптимізація. Отримані значення коефіцієнтів регресії дозволили дати окрему та комплексну оцінку ступеню впливу на швидкість розчинення вищенаведених факторів в залежності від їх чисельного значення.

Були прийняті такі позначення факторів:

x_1 – густина пінополістиролових моделей, x_1 = 25 – 35 кг/м^3;

x_2 – температура розчинника, x_2 = 20 – 40 °С;

x_3 – витратний коефіцієнт розчинника в залежності від об'єму використовуваної моделі, x_3 = 1/3 – 3/3 (10 – 30 мл);

Y – параметр оптимізації (час повного розчинення ППС зразка, хв).

Для отримання зразків використовували автоклавний метод із застосуванням установок виготовлення моделей УІПМ-100, які створені у Фізико-технологічному інституті металів та сплавів НАН України (відділ фізико-хімії ливарних процесів) на основі стерилізатора медичного типу ТК-1003М. Зразки виготовляли з ливарного ППС фірми STYROCELL Nova Chemicals (Нідерланди) марки D833, в спеціальній алюмінієвій прес-формі циліндричної форми діаметром 20 мм, густиною 25 і 35 кг/м^3. Висота

зразків (88 і 81 мм) підбиралася таким чином, щоб їх маса дорівнювала 1,0 г. В якості розчинника використовували живичний скипидар (ГОСТ 1571-82).

Серію дослідів проводили з урахуванням максимально безпечних температур розчинників, зазначених у сертифікатах, що унеможливлювало їх загоряння, тобто в інтервалі температур 20 – 40 °С. За отриманими термінами часу розчинення зразків була розрахована середня питома вагова швидкість розчинення, позначена, як υ_p., г/хв. Для перевірки достовірності результатів кожний дослід повторювали три рази, тобто кількість паралельних дослідів становить m = 3.

Для кожного рядка матриці планування обчислили дисперсію досліду, за розрахованими значеннями коефіцієнтів регресії було побудовано поліном: однорідність дисперсій було перевірено за допомогою критерію Кохрена, що визначається відношенням максимальної дисперсії до суми всіх дисперсій.

Порівнявши значення коефіцієнтів регресії з довірчим інтервалом отримали наступне рівняння регресії:

$$Y = 8{,}368 + 1{,}47x_1 - 3{,}613x_2 - 0{,}715x_3 - 1{,}115x_1x_2$$

Таким чином, з застосуванням методу математичного планування експериментів було показано, що збільшення витратного коефіцієнту може прискорити процес розчинення, проте не в такій значній мірі, як температура та густина самої моделі. Наведені результати використані розробниками при оптимізації процесу розчинення моделей під час виготовлення багатошарових керамічних форм для отримання деталей складного профілю.

УДК 669.245.018:629

Ю. Г. Квасницька, І. І. Максюта, О. В. Михнян, О. В. Нейма

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

mixnyan@ukr.net

ДЕСУЛЬФУРАЦІЯ НІКЕЛЕВИХ РОЗПЛАВІВ ПРИ ЗАЛИВАННІ ВИЛИВКІВ В ОБОЛОНКОВІ ФОРМИ, ОТРИМАННІ ЗА ППС МОДЕЛЯМИ

В ливарному виробництві використовують різні прийоми рафінування, направлені на істотне зниження особливо шкідливих металевих домішок, газів, неметалевих

включень (НВ) у складнолегованних жароміцних нікелевих сплавах для литих деталей енергомашинобудування.

Згідно технологічному регламенту, при виплавці сплавів методом вакуумного індукційного переплаву (ВІП), з шихти з додаванням до 30 % власного повернення, в сплав може переходити до 0,010 % сірки, яка утворює з нікелем легкоплавку евтектику NiS з Тпл. 643 °С та сульфіди, які є концентраторами напружень та ініціюють зародження тріщин.

При цьому, видалення сірки шляхом випаровування з шихти при ВІП неможливо через низьку пружність пари при високих температурах.

Метою досліджень було вирішення практичного завдання, а саме, спираючись на представленні в наукової літературі ефективні прийоми зниження сірки у розплавах жароміцних сплавів, адаптувати та використати їх при отриманні деталей ГТУ з розроблених у ФТІМС НАН України сплавів при залитті їх в оболонкові форми, виготовленні за моделями зі спіненого полістиролу (ППС), що розчинюються. (ППС-моделями).

В роботі використано ефективній спосіб рафінування від домішок сірки жароміцних сплавів при вакуумній виплавці мікролегуванням рідкоземельними металами (РМЗ), а саме, лантаном, з подальшим використанням внутрішньоформеного фільтрування за допомогою пінокерамічного фільтру (ПКФ).

Встановлено, що лантан, який введено до легуючого комплексу, пов'язує сірку в тугоплавкі термодинамічно міцні сульфіди LaS, які видаляються з розплаву за рахунок адгезії на стінках плавильного тигля при плавленні і потім, при фільтруванні розплаву за допомогою пінокерамічного фільтру при розливанні. При цьому різко знижується вміст легкоплавких сульфідів у виливках, більш впорядкованою та однорідною стає макро- та мікроструктура деталей.

Використання сучасних методів досліджень показали, що при високотемпературному старінні (1000 °С, 500 год), сегрегуючий на границях зерен лантан нейтралізує сірку, утворюючи пори з високотемпературними хімічно інертними глобулярними включеннями всередині. Згідно трактуванню у науковій літературі, при цьому відновлюються сили поверхневого натягу, що сповільнюють зріст пір і розвиток у процесі напруження на них тріщин.

Виявлено металографічним та рентгеноспектральними аналізами, що при плавленні і розливанні через ПКФ відбувається насичення сіркою кераміки плавильного тигля та матеріалу фільтра. Так, після закінчення плавлення у робочому шарі

тигля вміст сірки збільшився від первинного майже у 2 рази і склав біля 0,005 % (по масі). Вміст сірки у внутрішньому робочому перерізі матеріалу ПКФ після проведення плавлення і фільтрування зріс майже у 3 рази до 0,0025 % (по масі). Ступінь десульфурації у виливках, за даними проведених досліджень, склала при цьому від 70 до 80 %.

Після проведення термічної обробки і випробувань на тривалу міцність, методом МРСА встановлено, що сірка переважно нерівномірно локалізується в твердому розчині. Витримка при температурі 1000 °С призводить до повільного, внаслідок низької дифузійної рухливості, перерозподілу сірки, а саме: зниження в γ' - фазі і підвищення у твердому розчині. Низьку швидкість перерозподілу остаточних сульфідів можливо пояснити зниженням дифузійної проникності міжфазних границь при введенні елементів з груп РЗМ, у даному випадку, лантану, як це трактують в науковій літературі.

В цілому, завдяки застосуванню комплексного рафінування додатковим введенням лантану та фільтруванням, ефект зниження об’єму локальних ділянок з підвищеною концентрацією домішок сірки, призводить до зростання фазово - структурної термодинамічної стабільності розроблених сплавів. Тобто, менша ступінь порушення когерентного зв'язку між γ- і γ'- фазами пояснює зростання у рафінованих виливках основних механічних характеристик, у тому числі і середнього числа циклів до руйнування при температурах експлуатації.

УДК 621.745.55

Кивгило Б.В., Ямшинський М.М.

КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ

ВИГОТОВЛЕННЯ БІМЕТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ

Технологіями комп’ютерного проектування сьогодні можна змоделювати, що завгодно. Але програма не може створити нові властивості матеріалів, або поєднати у непоєднаних для програми сплавів, щоб утворити нові властивості, або нові поєднання властивостей для утворення виливка.

Біметалеві та багатошарові деталі, які складається з двох чи декількох шарів різних сплавів, являються особливим класом конструктивних матеріалів із широким

комплексом експлуатаційних та технологічних характеристик. З різноманіття існуючих методів отримання біметалевих і багатошарових виливків можна виділити основні групи процесів, що характеризуються спільністю технологічних прийомів:

– заливання рідкого металу на тверду заготовку, розташовану в ливарній формі;

– послідовне заливання розплавів в форму через автономні ливникові системи;

– послідовне заливання розплавів у виливницю відцентрової машини.

Зазначені групи методів відрізняються температурно-часовими режимами процесу, характером підготовлення сплавів, що з'єднуються, складом рафінувальних покриттів.

Для забезпечення необхідних умов формування надійної перехідної дифузійної зони на затверділий перший шар, наносять покриття, функція якого полягає у видаленні утворювальних оксидних плівок і запобігання подальшого окиснення, до заливання другого шару. При цьому необхідне співвідношення товщини шарів, які заливаються, досягається за допомогою спеціальних каналів, виконаних у ливарній формі.

Загальними недоліками більшості способів виготовлення двошарових виливків є необхідність попереднього підготовленні (деталі) та виплавляння різних розплавів, що потребує двох плавильних агрегатів чи додаткового підготування твердої заготовки. Крім того реалізація такої технології у виробництві потребує чіткої синхронізації процесів виплавляння сплавів та їх заливання.

Загальні проблеми отримання біметалів є у поєднанні двох різнорідних матеріалів та методи виготовлення із них деталей. Велику нішу займають спеціальні способи виробництва біметалів, це значить що лиття як процес при виготовлені біметалів, відходить на другий план, а у процес вступає механічне оброблення, та наступний процес нагрівання, для поєднання. І це дуже поганий аспект для ливарного виробництва, через зменшення попиту лиття. Але це є великою перспективою, для впровадження нового обладнання та технологій виготовлення виливків.

Головною проблемою отримання біметалів є або різні температури плавлення або незмочування поверхонь один одного. Цією проблемою займаються і займалися багато науковців, котрі всіма способами прагнули отримати бездефектний перехідний шар, різними способами виготовлення. І ці способи виробництва виливків за допомогою флюсів на сьогодні є одним із перспективним способом.

Флюси призначені для підвищення якості процесу спаювання двох металевих поверхонь і під час нагрівання очищує поверхні від оксидних і жирних плівок. Хоро-

ший флюс повинен мати низьку температуру плавлення і малу питому вагу, щоб перед моментом плавлення металу він встиг розчинити оксиди і не проникав всередину з'єднання в процесі утворення перехідних шарів. Флюс повинен добре розтікатися.

Найкращі флюси не повинні вигоряти і при нагріванні мало випаровуються, а продукти розкладання і оксиди легко видаляються розчинниками і навіть якщо залишки не видалені, то не викликають корозії. Найбільш поширені флюси – кислотні та нейтральні. Активний флюс зазвичай активно взаємодіє з широким спектром, швидко розчиняє жири та оксидні плівки. При цьому можуть виділятися продукти взаємодії, не дуже корисні для здоров'я людини. Нейтральні флюси більш безпечні в плані здоров'я людини, але їх властивості відповідають утворенню дифузійних шарів.

Основним завданням отримання біметалів є розроблення нових флюсів. Замінни на речовини відходи промисловості, наприклад рідкий рідкий пінопласт, технічний жир, рослинна олія, смоли дерев. Провівши інформаційне дослідження, можна сказати, що найкращим замінником класичних флюсів можуть слугувати, суміш тваринних жирів, з додаванням порошкоподібних кислот, а у випадку виготовлення біметалу з міддю або мідною основою, то замість кислот використати хлорид амонію (NH_4Cl) котрий покращить з'єднання з поверхню основа якого мідний сплав.

Можна зробити висновок, що розвиток біметалевих виливків дуже перспективна галузь промисловості, через велику область застосування у всіх галузях, а також велика область для дослідження через неймовірну комбінацію властивостей різнорідних сплавів.

УДК 621.74.045:669.24:21.981

Клочихин В.В.[1], Данілов С.М.[1], Лисенко Н.О.[1], Наумик В.В.[2]

[1] АТ ″Мотор Січ″,

[2] Національний університет «Запорізька політехніка»

МОДИФІКУВАННЯ ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ ЖС3ДК-ВІ УЛЬТРАДИСПЕРСНИМИ ПОРОШКАМИ КАРБОНІТРИДУ ТИТАНУ

Підвищення рівня експлуатаційних властивостей сплавів за рахунок додаткового легування приводить до істотного підвищення його вартості та ускладнення технологічного процесу виплавки. Ефективною альтернативою цьому є модифікування

розплаву для створення в ньому тугоплавких домішок.

Технологічні параметри процесу модифікування сплаву (температура розплаву і час введення модифікатора) визначаються його хімічним складом. Основними завданнями при цьому, як правило, є подрібнення зерна, і підвищення комплексу фізико-механічних характеристик міцності та інших експлуатаційних властивостей.

Відомо, що модифікування сплавів ультрадисперсними порошками тугоплавких сполук є набагато більш ефективним в порівнянні зі стандартними способами. Такі частинки набагато більш рівномірно розподіляються як всередині зерен, так і по міжфазним кордонам.

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. Модифікатор вводять в кількості 0,05...0,1% по масі.

На базі АТ «Мотор Січ» провели комплекс досліджень з модифікування жароміцного нікелевого сплаву ЖС3ДК-ВІ ультрадисперсними порошками карбонітриду титану, отриманими методом високотемпературного синтезу (СВС) при виготовленні литих великогабаритних лопаток газотурбінних двигунів.

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 проводили модифікування сплаву ЖС3ДК-ВІ ультрадисперсними частинками карбонітриду титану Ti(C,N) в кількості 60...80 г у вигляді брикетів або порошку, загорнутого в нікелеву фольгу.

Отримані литі зразки піддавали гомогенізації при температурі 1210 °С з витримкою 3,5 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, тимчасовий опір, 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.

Вивчено мікроструктуру брикетів Ti+TiCN методами оптичної та електронної мікроскопії. Рентгеноспектральним мікроаналізом (РСМА) зламів зразків підтвердже-

но досить рівномірний розподіл карбонитрида титану в обсязі брикетів.

Вивчено хімічний склад, макро- і мікроструктуру дослідного сплаву. Проведено фактографічне дослідження будови зламів зразків.

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

Проведено порівняльний аналіз механічних та жароміцних властивостей сплаву ЖС3ДК-ВІ стандартного складу і модифікованого ультрадисперсними частинками Ti (C, N). Проведено випробування робочих лопаток турбіни на вигин.

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 модифікування порошкоподібним Ti(C,N) призводить до зниження значень ударної в'язкості внаслідок утворення приграничної мікропористості.

Розроблено технологію модифікування жароміцного нікелевого сплаву ЖС3ДК-ВІ, що застосовується для виготовлення литих робочих лопаток газотурбінних двигунів, присадками ультрадисперсних частинок карбонітриду титану Ti(C,N), що забезпечує підвищений рівень експлуатаційних властивостей готових виробів.

УДК 669.017.3

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

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

mom@ptima.kiev.ua

ТЕРМОЧАСОВА ОБРОБКА РОЗПЛАВУ В ІНТЕРВАЛІ ТЕМПЕРАТУР КРИСТАЛІЗАЦІЇ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ І ЯКОСТІ СТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ

Можливості одержання однорідної дрібнокристалічної литої структури і підвищення властивостей литих виробів можуть бути реалізовані шляхом цілеспрямованого впливу термочасових параметрів на процеси їх кристалізації і структуроутво-

рення при забезпеченні при цьому значної кількості зародків кристалізації і обмежені можливості їх швидкого росту. Попередніми дослідженнями з використанням засобів фізичного моделювання на прозорих матеріалах і сплавах алюмінію встановлено оптимальний інтервал температур ізотермічної обробки розплаву у підліквідусній області. Що забезпечує максимальну кількість зародків кристалізації при мінімальній швидкості їх росту під час ізотермічної витримки розплаву (15-20 хв).

На прикладі виливків сталі 45ХГСТФЛ масою 25 кг і діаметром 120 мм показано, що ізотермічна обробка розплаву у підліквідусній області (температура ліквідусу 1477 ºС, солідусу 1403 ºС) з наступним швидкісним охолодженням (V_{ox} = 350 ºС/с) зумовлює формування литої структури із зменшенням розміру зерна на 3-4 номери, дисперсності і щільності дендритної будови у 1,5 та 2 рази відповідно, а також суттєве підвищення показників міцності до 20% і ударної в'язкості до 15%.

Вказаний режим термочасової обробки твердnучого розплаву, пов'язаний з дифузійним перегрупуванням компонентів і структурних елементів другого порядку, ініціює масове зростання кількості зародків кристалізації при гальмуванні їх росту, забезпечує за реально досяжних ступенях переохолодження реалізацію практично об'ємного тверднення по всьому перерізу виливків з формуванням однорідної дисперсної структури, підвищення механічних властивостей литих сталевих виробів.

УДК 669.18-412:621.746

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

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

mom@ptima.kiev.ua

ТЕХНОЛОГІЯ ВИГОТОВЛЕННЯ І ТЕРМІЧНОГО ЗМІЦНЕННЯ ЛИТОГО РІЗАЛЬНОГО ІНСТРУМЕНТУ

Традиційне виробництво інструменту з прокату швидкорізальної сталі типу Р6М5 пов'язано з необхідністю проведення складної і енерговитратної кінцевої термічної обробки з використанням тривалого ступінчастого високотемпературного нагріву і спеціального обладнання (соляних ванн). При цьому таку сталь низької теплопровідності для усунення значних термічних напружень і розтріскування нагрівають перед гартуванням повільно до температур 820–840 ºС, а далі з переходом її в аус-

тенітний стан дещо швидше до температур 1200–1250 ºС. Застосування сучасних ливарних технологій, зокрема кокільного лиття з регульованим і інтенсивним тепловідбором відкриває нові перспективи розроблення економічно доцільних режимів термічної обробки литих виробів з використанням тепла ливарного нагріву.

На прикладі сталі Р6М5Л показано можливості такої зміцнювальної термічної обробки (гартування, нормалізації) литого різального інструменту. Розплав сталі розливали від температури 1570 ºС у чавунний і мідний водоохолоджуваний кокілі для отримання виливків діаметром 40 мм і висотою 180 мм. Для проведення термічної обробки виливок після твердннення вилучали з ливарної форми за певної температури і охолоджували за стандартними режимами гартування або нормалізації. Потрібну температуру виливків сталі визначали за експериментально побудованими кривими охолодження у певний момент часу.

Встановлено, що твердість виливків, що кристалізувались у мідному водоохолоджуваному кокілі при швидкості охолодження V_{ox} = 350 ºС/с, після гартування в інтервалі температур 950 ºС – 1250 ºС становить 57-63 HRC відповідно, а після кристалізації у чавунному кокілі (V_{ox} = 45 ºС/с) змінюється при гартуванні в інтервалі 52-61 HRC.

Охолодження виливків за режимом нормалізації забезпечує підвищення твердості у вказаному інтервалі температур вилучення їх з ливарної форми 52- 62 HRC (мідний водоохолоджуваний кокіль) і 49-60 HRC (чавунний кокіль). Після проведених операцій термічної обробки не виявлено термічних тріщин.

Одержані результати дозволяють розширити коло технологічних процесів, скоротити тривалість термічної обробки і кількість технологічних операцій при виготовленні різального інструменту, а також розширити номенклатуру виробів, які виготовляються з використанням ливарних технологій.

УДК 621.74.043.1

С. В. Конончук, О. В. Скрипник, В. В. Святський, В. В. Пукалов

Центральноукраїнський національний технічний університет, м. Кропивницький

ПІДВИЩЕННЯ ПРОДУКТИВНОСТІ ПРОЦЕСУ ЛИТТЯ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕПЛОВОГО РЕЖИМУ КОКІЛЯ

Алюміній і його сплави завдяки відомим перевагам посідають перше місце за обсягом виробництва серед кольорових металів. Однією з основних областей застосування алюмінієвих сплавів, поряд з авіаційною, космічною технікою, електротехнікою, харчовою промисловістю, будівельними конструкціями, є їхнє використання в машинобудуванні.

Необхідність впровадження у виробництво найскладнішої техніки в короткий термін приводить до створення систем комп'ютерного автоматизованого проектування [1]. Важливу роль у цих системах відіграють засоби моделювання досліджень теплообміну.

Оскільки тепловий режим металевої форми визначає продуктивність процесу, тривалість затвердіння виливка і його якість, а також довговічність кокілю, то ще на етапі проектування оснащення комп'ютерне моделювання процесів заливки і кристалізації металу дозволяє спроектувати ливарну форму з системою охолодження, яка забезпечує отримання якісних виливків при максимальній продуктивності обладнання [2].

Проаналізувавши роботу кокіля для виготовлення виливка Корпус НШ100, було встановлено, що при заповнені форми, найбільш розігріті нові порції металу зустрічають на своєму шляху центральний стержень. Тобто, при заливці форми центральний стержень нагрівається найбільше, особливо в нижній частині. Дана обставина перешкоджає процесу направленого затвердівання і може призвести до виникнення дефектів усадкового характеру. Крім того, чим вищою буде температура форми, тим повільніше буде кристалізуватись виливок і гіршими будуть його структура і механічні властивості. Для виключення цих явищ передбачають систему штучного охолодження кокілів. Для забезпечення принципу направленого затвердівання запропоновано нову конструкцію центрального стержня з охолоджуючими каналами,

які виконані таким чином, щоб охолоджуюче повітря подавалось в найбільш розігріту нижню частину стержня і відводилось зверху.

Порівняльний аналіз ефективності охолодження стержня здійснювали в середовищі параметричного моделювання SOLIDWORKS Flow Simulation [1].

Flow Simulation є програмним забезпеченням, повністю інтегрованим в SOLIDWORKS. Flow Simulation дозволяє розраховувати рух текучих середовищ (газу або рідини) всередині 3D-моделей, досліджувати обтікання моделей потоком текучого середовища, вирішувати задачі теплообміну за рахунок конвекції і випромінювання, а також проводити розрахунок теплопровідності в твердих тілах.

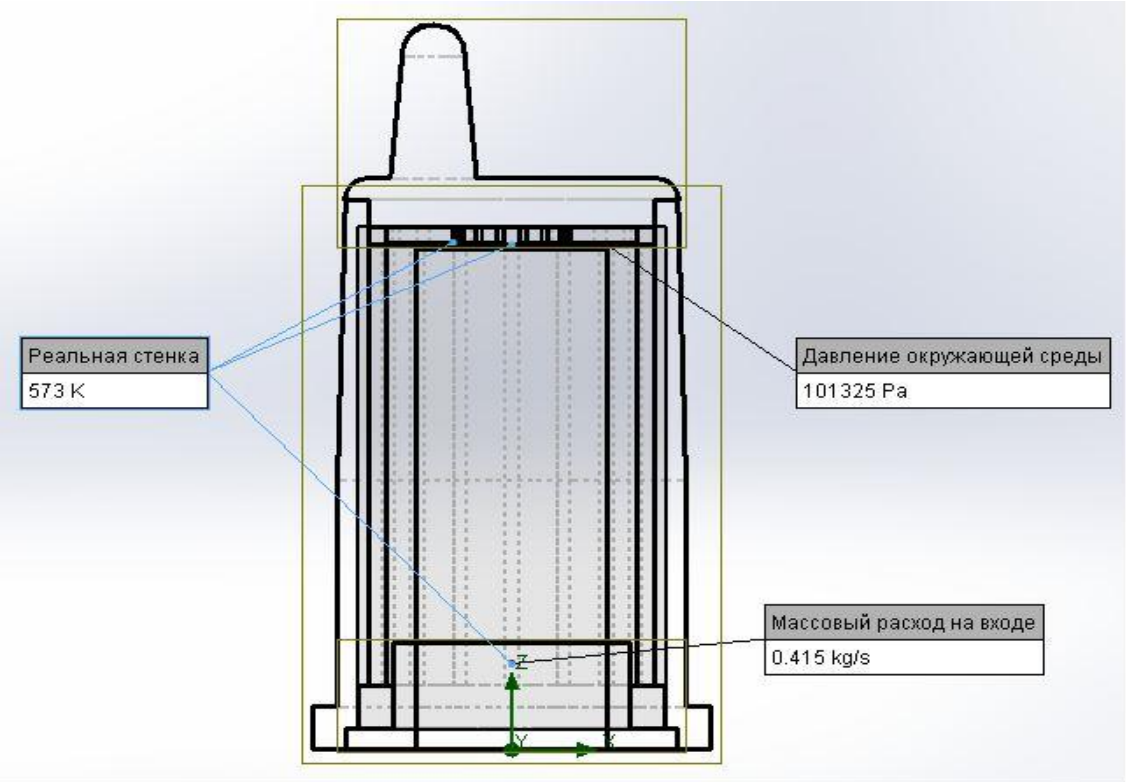


Рис. 1 – Граничні умови розрахункової області на вході і виході

Спочатку необхідно задати розрахункову область, яка являє собою простір, в якому проводяться розрахунки течії. При створенні проекту за допомогою Майстра проекту, Flow Simulation автоматично генерує розрахункову область, що обмежена стінками 3D-моделі стержня. Далі необхідно задати загальні параметри, параметри охолоджуючого повітря, початкові і граничні умови, умови на стінках. В якості граничних умов на вході в стержень у вхідному отворі задано масову витрату M=0,415 кг/с, початковий тиск p_0=500000 Па, початкову температуру повітря T_0=293 К. На виході з стержня задано параметри тиску навколишнього середовища p=101325 Па. Також,

для моделювання процесу нагрівання повітря під час його руху через канали задано матеріал стержня сталь 45 і його температуру $T_{ст}$ = 573 К. Задані початкові і граничні умови показано на рис. 1.

Після завершення розрахунків з'являється можливість вивести результати розрахунку зміни параметрів на розрахунковій сітці, в окремих вибраних точках розрахункової області, поверхневі параметри, об'ємні параметри, ізоповерхні параметрів, траєкторії руху як усього потоку повітря, так і окремих його часток, густину, температуру, ентальпію повітря та багато інших параметрів. Результати розрахунку можна вивести у вигляді анімації чи табульованого звіту. Крім того можна задати датчики у вигляді окремих точок чи відрізків у розрахунковій області та отримати графіки зміни вибраного параметра залежно від місця вимірювання. Також є опція експорту побудованих графіків в Excel. На рис. 2 представлена діаграма розподілу середньої температури повітря в каналах стержня.

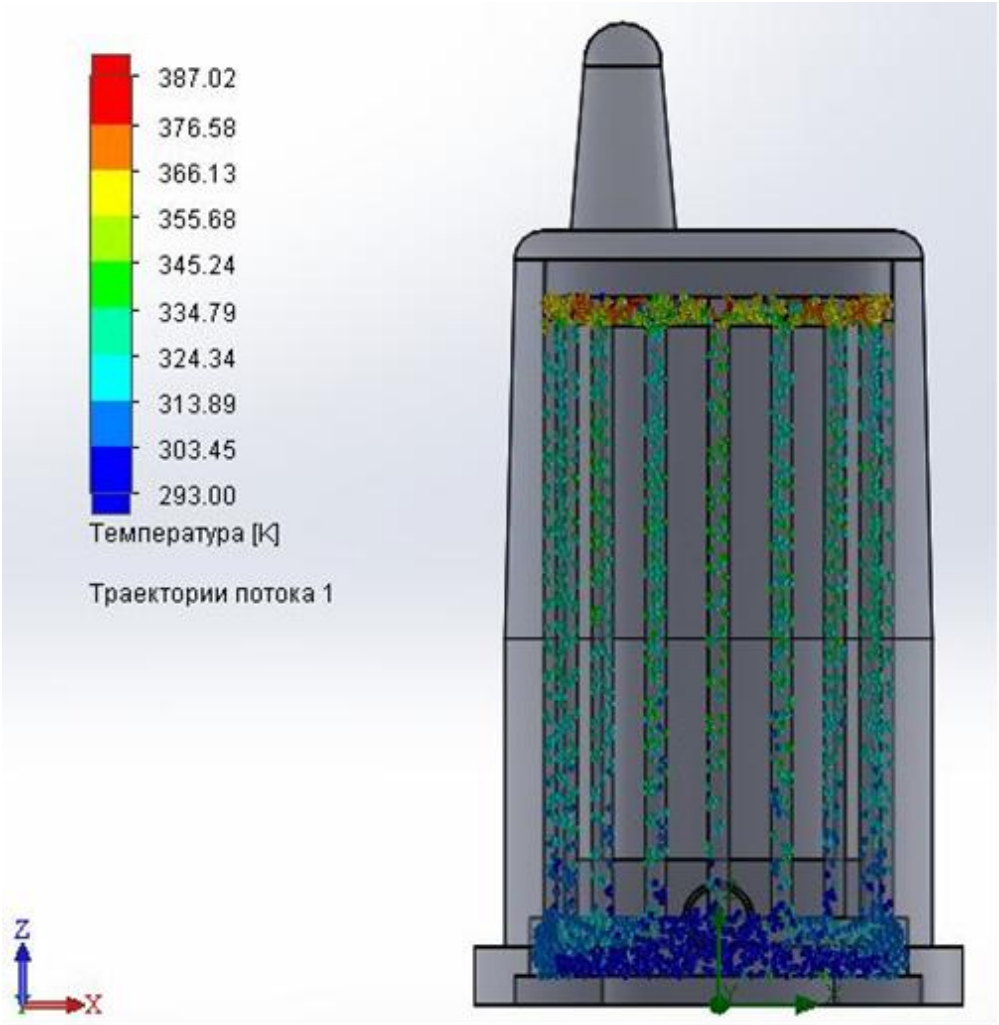


Рис. 2 – Розподіл середньої температури повітря в каналах стержня

Як бачимо з отриманих результатів (рис. 2), максимальна температура повітря на виході з стержня становить $T_{пов}$ = 387 К (114 °С). Середня температура повітря становить $T_{пов\ сер}$ = (387 + 293)/2 = 340 К (67 °С). Середній тепловміст повітря внаслідок охолодження стержня становить: $L_{пов} = C_{пов}t_{пов}$ = 1009·67 = 67603 Дж/кг ($C_{пов}$ – теплоємність повітря, Дж/(кг·град), $t_{пов}$ – температура повітря, °С). Таким чином, кількість теплоти, яка буде забиратися повітрям від стержня в процесі його охолодження: $Q = L_{пов}$ M = 67603·0,415 = 28055 Дж/с. Згідно з виробничими даними, час охолодження виливка при литті в неохолоджуваний кокіль від моменту заливки до вибивки становить t = 7 хв. = 420 с. При тепловмісті охолоджуючого повітря Q = 28055 Дж/с, кількість теплоти, що відводиться повітрям від стержня за один цикл становить: $Q_ц$ = Q t = 28055·420 = 11783100 Дж.

Враховуючи кількість теплоти, яку необхідно відвести від залитого металу в процесі його охолодження від моменту заливки форми до моменту вибивки $Q_м$ = 16179546 Дж, а також тепловміст нагрітого кокіля $Q_к$ = 9496297 Дж, було встановлено, що при використанні повітряного охолодження центрального стержня охолоджуючим повітрям при максимальній його витраті відводиться 11783100·100/(16179546+9496297)=45,8 % теплоти.

Таким чином, було розроблено нову конструкцію центрального стержня, яка забезпечує регульоване повітряне охолодження кокіля шляхом під’єднання центрального стержня через вентиль до пневматичної системи ливарного цеху. За допомогою 3D-моделі стержня виконано комп’ютерне моделювання потоку повітря. Результати параметричного моделювання течії повітря в каналах стержня показали максимальний тепловміст повітря 28055 Дж/с.

Оцінка ефективності охолодження розробленої конструкції кокіля в середовищі SolidWorks Flow Simulation показала, що при використанні повітряного охолодження стержня при максимальній витраті повітря відводиться до 45,8 % теплоти. Таким чином, розроблена конструкція охолоджуваного центрального стержня дозволяє підвищити продуктивність процесу лиття, підвищити якість литва за рахунок покращення структури та механічних властивостей виливка, а також підвищити ресурс кокіля.

Список літератури

1. *Алямовский А.А.* Инженерные расчеты в SolidWorks Simulation / А.А. Алямовский. – М.: ДМК Пресс, 2010. 464 с.

2. *Конончук С.В.* Удосконалення технологічного процесу лиття в кокіль алюмінієвих сплавів / С.В. Конончук, В.В. Пукалов // Литво – 2018 : XIV Міжнар. наук.-практ. конф., 22-24 трав. 2018 р., м. Запоріжжя. – Запоріжжя : АА Тандем, 2018. – С. 119-120.

УДК 669.35; 669.292.5

Р. Ф. Ліхацький, М. М. Ворон

Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ

richardlihatskyi@gmail.com

МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Cu-V ОТРИМАНИХ В УМОВАХ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ЛИВАРНОЇ ТЕХНОЛОГІЇ

Мідні сплави дуже широко використовуються в галузях електротехніки і енергетичного машинобудування завдяки своїм високим параметрам тепло-, електропровідності при задовільних механічних властивостях та порівняно невисокій ціні. Постійний розвиток науки і техніки вимагає розробки та впровадження сплавів, що мали б підвищені механічні властивості, в тому числі за більш жорстких умов експлуатації. Однак за значеннями електропровідності та з точки зору економічної доцільності такий сплав не повинен значно поступатись чистій міді.

Одним зі шляхів отримання сплавів з такими властивостями є ефективне легування. Враховуючи що навіть незначне додавання стороннього металу в мідь значно знижує його електропровідність [1], одержують такі сплави додаючи легуючі елементи в малій кількості ретельно підбираючи їх склад. Метою таких дій є одержання сплаву, що мав би високі механічні властивості при мінімальних втратах значення тепло- і електропровідності [2].

В роботах [3, 4] досліджено можливість легування з використанням електронно-променевої технології, при якому частки легуючого елементу та матричний мідний розплав перебували б в стані емульсії. Частки металу при цьому при кристалізації повинні бути рівномірно розподілені по об’єму розплаву та мати мінімальні розміри, що значно покращить механічні властивості отриманого сплаву.

У ФТІМС НАН Україні було розроблено технологію та отримано експериментальні зразки мідь-ванадієвого сплаву [5], що відповідає вимогам зазначеним вище.

Простота підбору шихтових матеріалів та методика отримання такого сплаву дозволяє отримати сплави з кращими механічними властивостями в порівнянні з методами порошкової металургії. До того ж, при виконанні експерименту застосовували 100% відходів виробництва у вигляді мідної та ванадієвої стружки.

В ході експериментів було одержано виливки сплавів системи Cu-V вмістом останнього 0,2 – 2,5 % мас. Зразки з вмістом ванадію від 1 до 2,5 % мас характеризувалися різними за кількістю та розмірами дефектами будови. Зокрема, зі збільшенням вмісту ванадію збільшувались розміри конгломератів армуючої фази, що грало при навантаженнях роль подібну до концентратора напружень. В сплавах з вмістом ванадію 1-2,5 % мас. виникали зони осьової усадки в центрі деяких виливків. Руйнування зразків відбувалося в зоні існування дефектів, тому їх реальну міцність оцінити не вдалося, проте існуючі показники знаходились в межах 190-210 МПа та показували пластичність δ~20%.

Найбільш якісними та бездефектними виявились зразки з вмістом ванадію 0,2 % мас. та технічною домішкою заліза такої ж кількості. Дослідження механічних властивостей сплаву показали міцність в литому стані на рівні $\sigma_в$~240 МПа та пластичність δ~28% (середнє значення по трьом зразкам).

З отриманих даних можна зробити висновки, що досліджувані композиції вимагають оптимізації вмісту ванадію та удосконалення технології форми для забезпечення максимально швидкої кристалізації, що буде превентивною дією для процесу коагуляції часток ванадію та утворення усадкових дефектів. Також можна стверджувати, що вміст ванадію до 1% мас можна розглядати як найбільш оптимальний, про що свідчать і будова зразків і показники механічних властивостей. Сплав з 0,2 % мас. ванадію має міцність на рівні холоднокатаного м’якого сплаву М1, проте характеризується дещо меншою пластичністю, що свідчить про позитивний вплив нерозчинних армуючих домішок.

Список літератури

1. Николаев А. К. Медь и жаропрочные медные сплавы: энцикл. терминолог. слов.: фундаментальный справ. / А.К. Николаев, С.А. Костин. – Москва: ДПК Пресс, 2012. – 715 с.

2. Шаньгина Д. В. Закономерности получения ультрамелкозернистых медных сплавов с повышенными прочностными и эксплуатационными свойствами: дис. канд. техн. наук : 05.16.01 / Шаньгина Д. В. – Москва, 2018. – 142 с.

3. Христенко В. В. Литі сплави на основі міді, зміцнені включеннями, які утворюються при емульгуванні розплавів в області незмішування: автореф. дис. … канд. техн. наук: 05.16.04 / Вадим Володимирович Христенко; ФТіМС НАН України. – Київ, 2000. – 208 с.

4. Ліхацький Р. Ф. Спеціальні сплави та композити на основі міді та методи їх одержання // Процеси лиття. – Київ, 2020. – № 1(139) – С.61-68.

5. Ліхацький Р. Ф., Ворон М. М. Одержання мідного литого композиту системи Cu-V в умовах електронно-променевої ливарної технології // Литво. Металургія: матеріали XVI Міжнародної наук.-практ. конф. (Запоріжжя, 8-10 вер. 2020 р.). Запоріжжя, 2020. – С. 7-9.

УДК 669.265:539.375.6

В. А. Локтіонов-Ремізовський, В. Г. Новицький,
Н. В. Кир'якова, К. Ю. Герман, М. М. Грибов
Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ
elenalokti@ukr.net

ДІАГРАМИ СКЛАД-СТРУКТУРА-ЗНОСОСТІЙКІСТЬ СТАЛІ 120Х15Л З ДОДАТКОВИМ ЛЕГУВАННЯМ

Багатофакторність процесу зношування зумовила розгляд зносостійкості як «інтегральної характеристики». В системі Fe-Cr-C існують області концентрацій з підвищеними рівнями зносостійкості. На базі зазначеної системи розроблені групи ливарних зносостійких сплавів для різних умов зношування тертя ковзання, абразивний знос і інші.

На основі аналізу проведених досліджень зносостійких сплавів системи Fe-C-Cr визначено перспективний шлях синтезу нових зносостійких сплавів з термостабільною структурою, яка розсіює зовнішню енергію тертя тепловими потоками.

Встановлено, що для підвищення термостабільності структури сплавів їх слід легувати елементами, які підвищують питому енергію руйнування фазових складових структури сплавів та сплавів в цілому. В сплавах системи Fe-Cr-C формується гетерофазна структура сполук метал-карбід, з високою відповідністю правилу Шарпі та підвищеною теплостійкістю.

Одним з представників ливарних зносостійких сплавів є сталь 120Х15Л. За сукупністю механічних властивостей, зносостійкості і ціновим показником дана сталь успішно конкурує зі стандартними зносостійкими деформованими сталями (20-40) Х13 і 95Х18. Підвищення вимог до якості і довговічності вузлів тертя обумовлює актуальність продовження досліджень по синтезу нових ливарних економно легованих зносостійких сплавів для підвищення ресурсу роботи вузлів тертя

Програма даних досліджень включала встановлення загальної закономірності і ефективність впливу легування сталі 120Х15Л елементами карбідоутворення на зносостійкість в умовах граничного тертя ковзання. Для аналізу використовували опубліковані результати досліджень щодо впливу вольфраму і ванадію, та власні дослідження, в тому числі і щодо впливу алюмінію на зміну структури і зносостійкості сталі [1, 2]. При аналізі використовували основні положення закону Курнакова [3].

Відносна зносостійкість сталі 120Х15Л, при додатковому роздільному легуванні елементами карбідоутворення вольфрамом чи ванадієм, а також алюмінієм, представлена однотипними функціями з перегинами відповідними положенням границь фазових областей, які формуються у відповідних системах легування сталі (рис. 1).

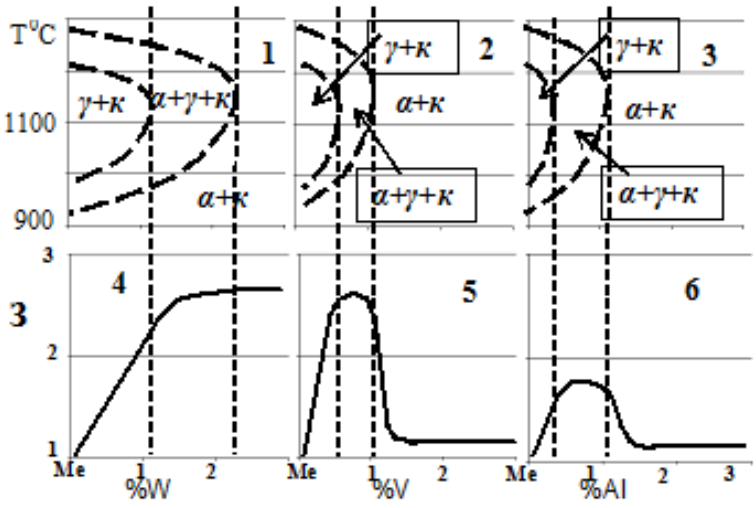


Рис. 1 - Схеми діаграм склад-структура-зносостійкість сталі 120Х15Л, при додатковому роздільному легуванні вольфрамом, ванадієм або алюмінієм. (Функції 4 і 5 побудовані за даними [1, 2]):

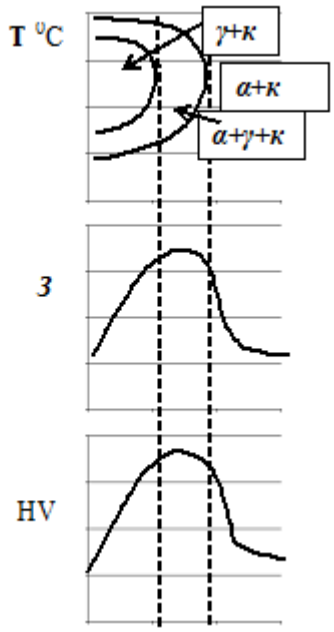
1, 2, 3 - схеми ділянок політермічних перетинів систем

Me (Fe + 15Cr + 1,2C) - вольфрам (1), - ванадій (2) або алюміній (3);

4, 5, 6 - концентраційні залежності відносної зносостійкості (3)

при терті ковзанні сталі 120Х15Л з додатковим роздільним легуванням вольфрамом (4), ванадієм (5) або алюмінієм (6)

Подібний характер функцій відповідає основному положенню закону Курнакова про розрив функцій на границях фазових (структурних) областей. Максимуми зносостійкості і твердості сталі досягається при формуванні в структурі сталі двофазного стану металевої матриці систем з легуючим елементом карбідоутворення Me (Fe + 15Cr + 1,2C) (рис. 2).



120Х15Л Легуючий элемент

Рис. 2 - Загальний вид функцій концентраційної залежності відносної зносостійкості, при терті ковзанні і твердості сплавів систем з легуючим елементом карбідоутворення Me (Fe + 15Cr + 1,2C): а - схема ділянки політермічного перетину систем з легуючим елементом карбідоутворення Me (Fe + 15Cr + 1,2C); б - відносна зносостійкість сплавів при граничному терті ковзанні; в - твердість сплавів.

Список літератури

1. *Гаврилюк В. П., Марковский Е. А., Тихонович В. И.* Трибология литейных сплавов. – К. – 2007. – 428 с.

2. *Горский В. В. Иванова Е. К., Тихонович В. И., Коваленко О. И., Новицкий В. Г.* Поверхностные слои трения и износостойкость легированной ванадием стали 130Х15 // Трение и износ. – 1981. т. 2. – № 2. – С. 277-282.

3. *Гуляев А. П.* Металловедение. Учебник для вузов. 6-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия. 1986. - 544 с.

УДК 621.74.046

І.В. Лук'яненко

КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ

ОСОБЛИВОСТІ ВИГОТОВЛЕННЯ ДВОШАРОВИХ ВИЛИВКІВ ІЗ ЧАВУНІВ

У гірничому та металургійному виробництвах, нафтохімічній, цементній, гірничо-збагачувальній галузях, енергетичному й сільськогосподарському машинобудуванні та інших галузях промисловості країни використовують механізми, машини та устаткування для видобування, транспортування, подрібнення та оброблення різних матеріалів, які працюють в умовах інтенсивного зношування, тобто експлуатуються в екстремальних умовах.

Виробництво литих деталей з різною структурою та властивостями окремих їх частин можна здійснювати різними способами лиття. Це можуть бути технології послідовного або одночасного заливання розплавів у ливарну форму з використанням розділової перегородки, яку встановлюють у порожнину форми, послідовного заливання у форму розплавів через незалежні ливникові системи з витримуванням між заливаннями, відцентрового способу з послідовним заливанням розплавів у виливницю, заливання розплаву на тверду заготовку та безперервного лиття в кристалізатори. Проте більшість цих технологій потребує одночасного виплавляння розплавів різного хімічного складу в окремих плавильних агрегатах і використання операцій додаткового оброблення розплавів з наступним їх заливанням в ливарну форму за необхідною послідовністю, що ускладнює та здорожує технологічний процес виготовлення таких виливків і погіршує умови роботи.

Зменшити або усунути ряд недоліків технологічних процесів виготовлення двошарових виливків можна використанням методів пізнього модифікування, серед яких перспективним є метод внутрішньоформового модифікування. Сутність методу полягає в тому, що розплав чавуну взаємодіє з подрібненим модифікатором у реакційній камері ливникової системи під час заливання ливарної форми. Проте одним із недоліків внутрішньоформового модифікування є ймовірність нерівномірного засво-

єння добавок модифікатора потоком чавуну, що призводить до формування виливків з неоднорідною структурою. Усунення цього недоліку забезпечує можливість виготовлення з одного вихідного розплаву двошарових виливків з різною структурою та властивостями.

Це сприятиме суттєвому спрощенню існуючих технологій виробництва такого литва та зменшити безповоротні втрати дорогих компонентів, що вміщуються в легованих сплавах, з яких виготовляють зносостійкі литі деталі для роботи в екстремальних умовах. Отже, робота є актуальною як для вирішення наукових проблем модифікування сплавів на основі заліза, так і такою, що потребує розроблення та впровадження у виробництво досконалих технологій виготовлення двошарових литих деталей для роботи в екстремальних умовах.

Одним із завдань є встановлення технологічних параметрів процесу одержання двошарових чавунних виливків із диференційованими властивостями для роботи в умовах зношування. Кристалізацію першої порції розплаву необхідно провести за метастабільною діаграмою стану, що дозволить сформувати робочий зносостійкий шар виливка. У другому шарі виливка необхідно забезпечити отримання графітизованого чавуну, що забезпечує можливість роботи виливка у зазначених умовах.

Для визначення часового інтервалу витримування між послідовними заливаннями розплаву застосовували моделювання. Для дослідження побудовано 3D-моделі довжиною та шириною 100 × 100 мм (рис. 4.4). Висоту моделей варіювали в діапазоні від 5 до 50 мм з кроком у 5 мм, що імітує товщини стінок дрібних чавунних виливків, що використовують у промисловості. У центрі мас кожної моделі було встановлено датчик, який у режимі реального часу фіксував значення температури модельованого розплаву. Для набору додаткових даних за часом кристалізації, температури заливання розплаву для проведення моделювання змінювали від 1300 °С до 1500 °С з кроком 50 °С.

За результатами проведеного моделювання отримано криві охолодження розплаву в центрі мас кожної з моделей. Після математичного оброблення отриманих даних були побудовані залежності часу кристалізації розплаву від товщини стінки моделей за різних температур заливання.

$$0{,}04\ \delta^2 + 3{,}78\ \delta - 18{,}22\ (R^2 = 0{,}998, \text{ для } T = 1300\ ^\circ C)$$

$$0{,}05\ \delta^2 + 4{,}06\ \delta - 19{,}28\ (R^2 = 0{,}9984, \text{ для } T = 1350\ ^\circ C)$$

$$0{,}04\ \delta^2 + 4{,}83\ \delta - 23{,}63\ (R^2 = 0{,}9971, \text{ для } T = 1400\ ^\circ C)$$

$0{,}05\ \delta^2 + 5{,}33\ \delta - 25{,}67$ ($R^2 = 0{,}9984$, для T = 1450 °C)

$0{,}06\ \delta^2 + 5{,}21\ \delta - 22{,}73$ ($R^2 = 0{,}9991$, для T = 1500 °C)

За отриманими результатами встановлено, що з температури заливання 1300 С першого шару виливка товщиною 25 мм час його кристалізації становить 90-100 с. Можна припустити, що за такої витримки між етапами заливання гідродинамічне перемішування чавунів всередині ливарної форми не відбувається. Його відсутність є важливою умовою для отримання виливків з диференційованими властивостями. Таким же чином час кристалізації можна визначити і для випадків з більш високими температурами заливання. Для підтвердження результатів моделювання обрано наступні часові інтервали між етапами заливання: 30, 60, 90 і 120 с.

Диференціація властивостей за висотою перерізу стінки виливка досягається завдяки встановленню оптимального часового інтервалу між заливанням нижньої частини порожнини ливарної форми крізь ливникову систему без реакційної камери вихідним доевтектичним чавуном, В результаті чого за висотою перерізу стінки формується двошаровий виливок: зносостійкий білий чавун – сірий чавун.

УДК 629.4.017:62-592-11-034.13.045

В.Л. Мазур[1], **В.Л. Найдек**[1], **Е.С. Попов**[2]

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

prof.vlm@ukr.net

[2]ТОВ «М-ЛИТ», Нікополь

espgenie@gmail.com

ХАРАКТЕРИСТИКА ЧАВУННИХ І КОМПОЗИЦІЙНИХ ГАЛЬМОВИХ КОЛОДОК ДЛЯ РУХОМОГО СКЛАДУ ЗАЛІЗНИЦІ В УКРАЇНІ

Ливарне виробництво є традиційним способом виготовлення чавунних гальмових колодок для рухомого складу залізниці [1]. Гальмові колодки з чавуну є найбільш надійними в експлуатації, про що свідчить сторічний досвід їх експлуатації. Чавун є еталонним матеріалом гальмових колодок. Але нині на залізниці поширюється застосування і гальмових колодок з так званого композиційного матеріалу. У зв’язку з цим необхідно зіставити властивості й техніко-еконономічні характеристики гальмових

колодок з чавуну і композиційного матеріалу, які використовуються в України. [2]. Це дозволить окреслити межі застосування і напрями удосконалення зазначених виробів та відповідної технічної документації.

Експлуатаційні показники гальмових колодок визначає перш за все матеріал, з якого колодки виготовлені. В технічних умовах на гальмові колодки з композиційного матеріалу, який використовується в Україні, відсутні вимоги до складу його компонентів та їх хімічного складу. Тобто не регламентовано ні складові та пропорції компонентів композиційної суміші, ні хімічний склад і навіть назва компонентів. Посилання на те, що склад композиційного матеріалу нібито є комерційною таємницею якогось приватного підприємства, не витримує критики. Автори цього матеріалу для захисту своїх авторських прав завжди мають можливість його запатентувати і тоді зникають проблеми із засвідченням його у технічних умовах на гальмові колодки. Така процедура передбачена законодавством України. У технічних умовах і стандартах на чавунні гальмові колодки хімічний склад й навіть мікроструктура чавуну, з якого колодки виготовляються, жорстко регламентуються. Властивості композиційного матеріалу в осінньо-зимовий період істотно погіршуються під впливом дощу, снігу, низької температури, що вимагає додаткового обслуговування «композиційних» гальмових колодок або заміну їх на чавунні. Окрім того, застосування гальмових колодок із композиційного матеріалу призводить до утворення дефектів на поверхні кочення коліс, тріщин і виривів металу, що вимагає переточування колісних пар. Розбіжність у цінах чавунних колодок, використання яких гарантує відсутність пошкоджень поверхні кочення колеса, і композиційних непорівнянна з ціною коліс рухомого складу. Різниця у вартості гальмових колодок із чавуну і композиційного матеріалу орієнтовно у сотню разів менша за ціну одного колеса для вантажних вагонів, і по суті є незначною у сумарній ціні колісної пари разом з гальмовими колодками. Саме тому інформація, що завдяки нібито низькій ціні гальмових колодок з композиційних матеріалів їх використання на залізничному транспорті більш вигідно, ніж колодок із чавуну, потребує перевірки в кожному конкретному випадку. Через збільшення витрат на обслуговування колодок із композиційного матеріалу, інших негативних чинників витрати транспортників при їх застосуванні нерідко виявляються вищими, ніж при використанні чавунних колодок.

Підкреслимо, що мова йде про гальмові композиційні колодки, які використовуються на рухомому складі залізниць України, Білорусі, Росії [1–3]. Стосовно відповідності вироблених в Україні та Росії композиційних гумо-азбестових чи гумо-безазбестових гальмових колодок з чавунними вставками або без таких вставок ви-

могам Європейського Союзу зазначимо, що ці вимоги визначаються документом UIC 541-4 OR «Гальма – гальма з композиційними гальмовими колодками – загальні умови для сертифікації композиційних гальмових колодок» членів Міжнародного союзу залізниць. Композиційний матеріал, який використовується у гальмових колодках рухомого складу залізниць України, Росії, Білорусі неможливо ідентифікувати за рецептурою, компонентами та хімічним складом, відповідно до зазначеного документа Європейського Союзу. Причина полягає в тому, що в технічних умовах на гальмові композиційні колодки в Україні та Росії не регламентується хімічний склад їх матеріалу, як це повинно бути, рівень тертя (високий, середній чи низький) та інші вимоги відповідно UIC 541-4 OR. Тобто *композиційні колодки, про які йде мова, в Україні, не мають ніякої перспективи для використання у рухомому складі для міжнародного залізничного транспорту.*

Звертаємо особливу увагу, що композиційний матеріал гальмових колодок має вкрай негативний вплив на здоров'я людей, оскільки при їх експлуатації молекулярно-механічне тертя композиційних гальмових колодок по колесам рухомого складу залізниці супроводжується утворенням отруйного смогу навколо кожного потяга. При гальмуванні потягів дрібнодисперсні частинки гуми, сажі, азбесту, бариту, електрокорунду, графіту, сірки та інших небезпечних хімічних речовин композиційного матеріалу колодок розсіюються у просторі, отруюють навколишнє природне середовище, впливають на дихальні шляхи людей і тварин [4]. Виробники композиційних гальмових колодок не вказують в технічних умовах склад компонентів і пропорції речовин у композиційному матеріалі, щоб не було можливості його контролювати. Висновків державної санітарно-епідеміологічної експертизи з оцінки впливу композиційного матеріалу гальмових колодок на довкілля та дотримання санітарних норм в Україні немає. Зазначаємо, що санітарно-епідеміологічну експертизу композиційних колодок треба виконувати для умов їх експлуатації при високих (до ~800 °С) температурах, які виникають у процесі гальмування залізничних потягів. Оскільки саме при високих температурах внаслідок тертя і зносу композиційного матеріалу гальмових колодок по поверхні колес створюються і викидаються у навколишнє середовище вкрай шкідливі для здоров'я людей речовини.

Санітарно-епідеміологічна експертиза композиційних колодок в умовах їх експлуатації при температурах ~800 °С в Україні не проведена. А тому будь-які заяви виробників композиційних гальмових колодок і представників АТ «Укрзалізниця», що продукти зносу композиційного матеріалу при терті в умовах високих температур є

безпечними для здоров'я людей, неправомірні.

Сучасна технологія виготовлення ливарного чавуну для гальмових колодок полягає в тому, що його виробляють способом альтернативним традиційному. А саме, так званий «синтетичний» ливарний чавун виготовляють зі стального металобрухту по інверсійній схемі «сталь-чавун». Синтетичний чавун виплавляють в електричних індукційних печах з металобрухту, додаючи у шихту спеціальні домішки-корбюрізатори, феросплави тощо.

Науковці Фізико-технологічного інституту металів і сплавів Національної академії наук України (ФТІМС НАН України) разом з виробничниками Нікопольського заводу трубопровідної арматури «М-ЛИТ» впровадили у промислову практику ефективну електрометалургійну технологію виготовлення у промислових масштабах високоякісного «синтетичного» ливарного чавуну і гальмових колодок з нього. При цьому розробили комплекс поглядів, ідей, уявлень, завдяки яким були встановлені закономірності й суттєві залежності ефективності прийнятої технології та способи забезпечення високої якості готової продукції. Зразки чавунних гальмових колодок, виготовлених на заводі «М-ЛИТ» показані на рис.1.

Рис.1. Зразки чавунних гальмових колодок типів «М» і «Ф» виробництва ТОВ «М-ЛИТ».

Виробництво різних гальмових колодок і використання їх на залізничному транспорті свідчить [1–2] про те, що, незважаючи на перспективність взагалі колодок з якісних композиційних (полімерних та інших) матеріалів, чавунні гальмові колодки будуть використовуватися для оснащення рухомого складу ще довгий час. Підкреслимо, що гальмові колодки з якісних полімерних та інших матеріалів в рази, а деякі в десятки разів дорожчі, ніж чавунні колодки. Саме тому належна увага має приділятися удосконаленню ливарного виробництва чавунних гальмових колодок. Дослідження, виконані у ФТІМС НАН України, свідчать про те, що перспективним напрямом у цій сфері є виготовлення гальмових колодок з частково графітизованого чавуну. Об-

ладнання ливарного виробництва на заводі «М-ЛИТ» дозволяє виготовляти вироби з частково графітизованого чавуну і високоміцного з кулястим графітом.

Список літератури

1. Неижко И.Г., Найдек В.Л., Гаврилюк В.П. Тормозные колодки железнодорожного транспорта. – К., 2009. – 121 с.

2. Попов Е.С., Шинский О.И. Анализ показателей качества колодок тормозных и композиционных для железнодорожного подвижного состава // Литье и металлургия. – 2021. – № 1. – С. 27–37.

3. Ямшинський М.М., Назаренко В.С., Кравченко К.О. Аналіз гальмівних колодок та шляхи оцінки їх перспективних конструкцій // Вісник Східноукраїнського національного університету імені Володимира Даля. – 2015, №1 (218), С. 204–209.

4. Мартинов І.Е., Негволода К.С. Аналіз чинників, що впливають на ефективність використання автоматичних гальм вантажних вагонів // Збірник наукових праць УкрДАЗТ, 2013, вип. 139. – С. 230–235.

УДК 669.19:666.7:69.057.16

А. Г. Малявін, А. С. Затуловський, О. А. Кузьменко, В. О. Щерецький

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

kuzma17071986@gmail.com

ПЕРСПЕКТИВИ ЗАСТОСУВАННЯ ВОГНЕТРИВКОГО КАМЕНЕЛИТОГО МАТЕРІАЛУ В ОСНОВНОМУ ТЕХНОЛОГІЧНОМУ ОБЛАДНАННІ ТОВ «ЗТМК»

Основне технологічне обладнання титано - магнієвого виробництва працює в жорстких специфічних умовах одночасного впливу підвищеної температури, електролізу, агресивного рідкого і газоподібного середовища, що надає досить несприятливий термоелектрохімічних вплив. Футеровка і окремі конструктивні вузли хлораторів, електролізерів, печей відновлення і вакуумної сепарації схильні до активної термохімічної корозії і ерозії. Ці умови вимагають застосування для футерування теплових агрегатів специфічних вогнетривких матеріалів. Одним з таких матеріалів, створених в Національній Академії наук України, є фторфлогопітовое кам'яне лиття.

Кам'яне литво фторфлогопітового складу - сучасний силікатний матеріал з високими фізико-механічними характеристиками, термічною і корозійною стійкістю -

принципово важливими властивостями конструкційних матеріалів, що використовуються у виробництві та переробці кольорових металів.

Володіючи тривалою стабільністю і фізико-механічними властивостями в діапазоні температур переробки більшості кольорових сплавів (600-1300 °С), матеріал виробів відрізняється також високою корозійною стійкістю в рідких сплавах кольорових металів: магнію, алюмінію, цинку, міді та ін., розплавах хлоридів титану, лужних і лужноземельних металів, а також газів хлору, хлористого водню, азоту і їх похідних, в окислювальному і відновної атмосфері. Фторфлогопітовий каменелитий матеріал фізіологічно безпечний, не має аналогів у світовій практиці. Крім того, матеріал є стабільним високотемпературним діелектриком, добре обробляється металорізальних інструментом, а також практично не змочується і не взаємодіє з розплавами більшості кольорових металів.

Технологічна схема виробництва каменелитих виробів основана на ливарній технології та включає наступні операції: приготування шихти, плавлення шихти і приготування розплаву, заливку розплаву в ливарну форму і формоутворення виливку, термічну обробку виливка, обробку та контроль якості.

Шихту готують з недорогих і недефіцитних матеріалів: кварцового піску, шамотного порошку, порошку металургійного периклаза і гексафторсіліката калію або калієвого кріоліту. Розплав отримують плавленням шихти в електродуговій плавильній печі. Отриманий розплав заливають у ливарні пісочно-глинисті, графітові форми, в яких відбувається його затвердіння і формування виливка. У процесі затвердіння відбувається кристалізація розплаву і формується кристалічний матеріал пластинчастої структури, основною мінеральної фазою якого є калієвий фторфлогопіт - $KMg_3[AlSi_3O_{10}]F_2$.

Матеріал каменелитих фторфлогопітових виробів володіє унікальним поєднанням і рівнем фізико-технічних властивостей і структури, які не мають вогнетривкі матеріали, що застосовуються у виробництві кольорових металів, табл. 1.

Успішна робота хлоратора на ТОВ «ЗТМК» з каменелитими виробами (футеровка фурми подачі хлору і футерування льотки), виготовленими на дослідній ділянці ФТИМС НАН України спонукала керівництво ТОВ «ЗТМК» створити в ливарному цеху комбінату дослідну ділянку для виготовлення каменелитих виробів і оснастити ними хлоратори і електролізери. Для цього була розроблена і побудована плавильна піч, яка змонтована в ливарному цеху. Були також придбані сировинні матеріали, платформні ваги, бетономішалка, виготовлена необхідна оснастка.

Таблиця 1. Характеристика каменелитого матеріалу

Властивості	Одиниця виміру	Температура, °С		
		20	600	900
Щільність	кг/м^3	2,65	-	-
Межа міцності при стисненні	МПа	60-120	-	-
Межа міцності при згинанні	МПа	20=35	-	-
Термічна стійкість	Кільк. циклів	-	>500	>300
Коефіцієнт лінійного термічного розширення	Град$^{-1}$•10^{-6}	7,6	6,2	6,0
Питомий об'ємний опір	мом•см	2,1•10^{13}-4•10^{14}	-	1•10^9-3•10^{12}
Питомий поверхневий опір	мом	4•10^{11}-1,8•10^{13}	-	-
Електрична міцність	КВт/мм	135-140	85	-

До першочергових робіт на дослідній ділянці слід віднести, на нашу думку, крім виливки деталей для сольового і карналітового хлораторів (футерування фурм), виготовлення деталей футерування печей відновлення і вакуумної сепарації. Для футерування печей відновлення та сепарації зараз застосовують традиційні вогнетривкі і теплоізоляційні цеглини: шамот ШЛБ-1,0, пінодинамітова цегла ПД-0,4 і асбокартон товщиною 10 мм. Структура футерування цих печей в даний час складна, вимагає багато затрат ручної праці і в той же час недостатньо міцна, що викликає нестійку роботу електронагрівачів, що позначається на тривалості її експлуатації. Застосування великих фасонних каменелитих блоків, на нашу думку, знизить витрати і кількість ручної праці, збільшить в кілька разів стійкість і надійність футерування печей відновлення і вакуумної сепарації. Цьому сприятиме також можливість спаювання камнелитого матеріалу з металами, а також отримання виробів складної конфігурації з високою точністю геометричних розмірів.

В цілому використання каменелитого фторфлогопітового матеріалу у виробництві на ТОВ «ЗТМК» сприятиме створенню надійного зносостійкого високоефективного технологічного обладнання.

УДК 621.74

Д.В. Мариненко, А.Є. Русабров, О.І. Пономаренко
Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут»,
м. Харків

ОТРИМАННЯ ЯКІСНИХ КОРПУСНИХ ВИЛИВКІВ З ВИКОРИСТАННЯ СОЛЯНИХ СТРИЖНІВ ВИГОТОВЛЕННИХ ЗА ХТС ТЕХНОЛОГІЄЮ

У машинобудуванні тріщини в деталях неприпустимі, їх слід усувати ще на етапі лиття. Тому перед конструкторами і технологами виникає цілий ряд складних питань, які потрібно вирішити на етапі проектування технології отримання виливки.

Відбір тепла від тіла виливки потрібно робити спрямованим, по-перше потрібно відвести тепло від масивних вузлів, потім забезпечити достатню теплоємність стрижня. Є декілька класичних рішень, це використання холодильників та формувальної суміші на основі піску з різною теплопровідністю.

Досі без уваги залишалась можливість використання солі (NaCl) в ХТС процесах. Соль використовувалась в стрижнях для литва під тиском та ЛВМ технологіях, данні стрижні мають високі механічні властивості, але процес їх виготовлення потребує багато затрат на спеціальну прес-форму, та процес формування займає багато часу [1]. Тому розробка процесу отримання соляних стрижнів, та описання їх теплофізичних властивостей є важною й актуальною задачею для ливарного виробництва.

Отримання стрижнів за ХТС технологією з солі має ряд переваг: не ускладнює процес формування, не потребує додаткового обладнання чи навиків формувальника; технічна соль є поширеним компонентом, тому ціна виливків майже не зміниться; стрижні на основі солі не лише мають властивості втрачати міцність після заливки металом, але й можуть бути вимиті водою, що значно спрощую процес очистки виливків від залишків формувальної суміші.

Для використання солі у ХТС процесах нам необхідно вирішити наступні задачі: провести ряд експериментів та вивести формулу залежності міцності формувальної суміші від пропорцій піску, солі та в’яжучої речовини, також визначити остаточну міцність; визначити коефіцієнти теплопровідності для різних складів формувальної суміші; визначити коефіцієнти, які дозволять використовувати отримані дані в програмах моделювання ливарних процесів.

Також слід враховувати газотворність даної суміші, та її газопропускну властивість. Оскільки соль є абсорбентом для вологи, а в піску є певна кількість свободної вологи, яка починає кипіти та парувати під час заливки металу, то дана суміш повинна зменшити кількість газових раковин у виливках. Це дозволить отримувати виливки більш складної конфігурації з меншою кількістю дифетів.

Список літератури

1. Fuchs, B., Eibisch, H. & Körner, C. Core Viability Simulation for Salt Core Technology in High-Pressure Die Casting. Inter Metalcast 7, 39–45 (2013). https://doi.org/10.1007/BF03355557

УДК 621.74:669.04:537.84/82

А. В. Нарівський[1], **О. М. Смірнов**[1], **В. Є. Панарін**[2],
М. С. Горюк[1], **Ю. П. Скоробагатько**[1], **О. В. Ященко**[1]
[1]Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України,
mgd@ptima.kiev.ua
[2]Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України

ВПЛИВ КОМБІНОВАНОЇ МГД-ПЛАЗМОВОЇ ДІЇ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

Вперше запропоновано спосіб обробки рідких металів за рахунок комбінованої дії низькотемпературної зануреної у рідкий метал плазми та електромагнітних полів і МГД-чинників. Його суть полягає у переведенні вихідного сплаву та добавок до нього у високореакційний пароподібний стан, утворення у цій суміші парів сполук, у т. ч. зміцнюючих фаз, з подальшою їх конденсацією в умовах високих температурних та концентраційних градієнтів у рідкому металі у вигляді високодисперсних включень, що забезпечить одержання литих конструкційних і композиційних матеріалів з суттєво подрібненою структурою та підвищеним рівнем основних та спеціальних властивостей.

Експериментальні дослідження проводилися у ливарній магнітодинамічній установці для алюмінієвих сплавів. Маса розплаву складала 130-150 кг, сумарна по-

тужність індукторів установки – 12 кВт, потужність електромагніта – 6 кВт, потужність плазмотрона – 4 кВт.

Встановлено, що глибинна обробка рідких доевтектичних силумінів типу А356 аргоновою плазмою в умовах їх керованого електромагнітного перемішування та МГД-дій забезпечує диспергування структурних складових у закристалізованих сплавах аж до виродження евтектики в них. При цьому відбувається дисперсійне зміцнення литих виробів за рахунок зміни будови евтектичних колоній замість композиційного, характерного для вихідного стану сплавів. Створені технології одержання сплавів забезпечують значне підвищення їх пластичності.

При певних режимах МГД обробки в об’ємі сплаву відбувається інтенсивне газовиділення, що призводить до утворення внутрішніх порожнеч, навколо яких концентруються тонкодисперсні надлишкові кристали кремнію. Проведені режими комплексної МГД-плазмової обробки сплаву А390 можуть призводити до зміни механізму кристалізації евтектичної складової з відповідною зміною її структури, суттєво диспергувати надлишкові кристали кремнію (до нанорозмірів) та більш рівномірно розподіляти їх в об’ємі сплаву, викликати комірковий розпад твердого розчину на основі алюмінію, що дозволяє свідомо покращувати механічні та інші структурозалежні властивості сплаву А390.

Встановлено, що МГД-плазмова обробці рідких сплавів системи «алюміній – цинк – магній – мідь» підвищує дисперсність включень зміцнюючої фази (Mg_2Si) до нанорозмірів (<100 нм) та забезпечує рівномірний розподіл легуючих компонентів (Cu, Zn, Mg, Mn, Si, Fe) у α-твердому розчині. Міцність таких сплавів зростає на 20% порівняно зі стандартними значеннями, а відносне видовження – до 3 разів. В результаті цього зменшується схильність до утворення гарячих тріщин при кристалізації сплавів та зростатиме термін експлуатації литих виробів з них. Подальші дослідження впливу обробки дозволять розкрити її потенційні можливості для підвищення механічних властивостей сплаву АЦ4Мг, зокрема, для роботи при підвищених температурах.

Також на поверхнях литих зразків виявлено частки зміцнюючих фаз, які змочені рідкою фазою при охолодженні в діапазоні температур «ліквідус – солідус», що дозволило інтенсифікувати процеси адгезії та збільшити механічні властивості виробів. Ймовірно, це пов’язано з відсутністю на поверхні зміцнюючих часток оксидних плівок, які перешкоджають процесу змочування та послаблюють міжфазну взаємодію. Тому при певних режимах МГД-плазмової обробки відбувається утворення дис-

персних зміцнюючих фаз та їх розподіл у структурі сплаву, а також зменшується вміст розчиненого у рідкому металі кисню, що сприяє додатковому приросту механічних властивостей виробів.

УДК 669.11/.15:621.74.045.072.2

І. А. Небожак, О. Й. Шинський

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

nebozhak@ukr.net

ПАРАМЕТРИ ТРИБОСТРУКТУРИ ЛКМ СИСТЕМИ [Al – FeCr], ОТРИМАНОГО ЗА ДОПОМОГОЮ ДИСПЕРСНО-НАПОВНЕНОЇ ГАЗМОДЕЛІ

Ливарні алюмінієві сплави (Al-сплави) набули широкого розповсюдження практично в усіх галузях народного господарства, а в авіації та ракетобудуванні ці сплави відіграють виключно важливу роль. Це стало можливим завдяки вдалому поєднанню високої питомої міцності із гарними технологічними й ливарними характеристиками [1], а також унікальним фізико-хімічним властивостям [2] основи сплавів. Проте, низькі твердість і зносостійкість Al-сплавів обмежують їх використання у техніці для виготовлення деталей, які працюють у вузлах тертя та умовах абразивного зношування [1, 3].

На сьогоднішній день відомо ряд технологічних методів і прийомів покращення Al-сплавів [1, 4], зокрема ливарних [1], серед яких центральне місце займає їх композиційне зміцнення [3]. Литі композиційні матеріали (ЛКМ), отримані на базі цих сплавів, мають оптимальну трибоструктуру, а також високі твердість і зносостійкість [3].

Разом із тим, традиційні методи лиття не забезпечують композитним виливкам високої розмірної точності та мінімальних припусків на механічну обробку. Найперспективнішим методом виготовлення Al-матричних ЛКМ є процес лиття за моделями, що газифікуються, (ЛГМ-процес) [5], оскільки головна особливість його – застосування газмоделі, яка не виймається перед заповненням ливарної форми металом, визначає основні переваги цього технологічного процесу у порівнянні з іншими способами лиття.

Оскільки, силумін евтектичного складу марки АК12 ДСТУ 2839:1994 відрізняється високими ливарними й технологічними характеристиками, то на основі цього

комерційно-доступного сплаву у ФТІМС НАН України були отримані зразки ізотропного (нульмірного) ЛКМ системи [Al – FeCr]. Як армуюча фаза (АФ) піддослідного композиту був використаний дисперсний інтерметалід FeCr, більш відомий у сплавах системи “Fe – Cr” як σ-фаза, у кількості 10 % від маси контрольного виливка. Армування ливарного Al-сплаву марки АК12 ДСТУ 2839:1994 здійснювали із застосуванням дисперсно-наповненої газмоделі.

Графічна інтерпретація експериментальних даних дозволила з’ясувати, що топографія й морфологія евтектичних на інших виділень і включень матриці ізотропного (нульмірного) ЛКМ системи [Al – FeCr] (рис. 1 (а)) та основи базового сплаву марки АК12 ДСТУ 2839:1994(рис. 1 (б)) в усіх темплетах майже однакові. Разом із тим, середня дисперсність й питома кількість включень часток АФ (рис. 1 (а), 2) змінюються в залежності від висоти композитних виливків. Крім того, між питомою кількістю включень часток АФ та її дисперсністю виявлено яскраво виражений функціональний зв’язок (рис. 3).

Рис. 1 – Мікроструктура (×200) матеріалу композитного (*а*) та контрольного *(б)* литих зразків

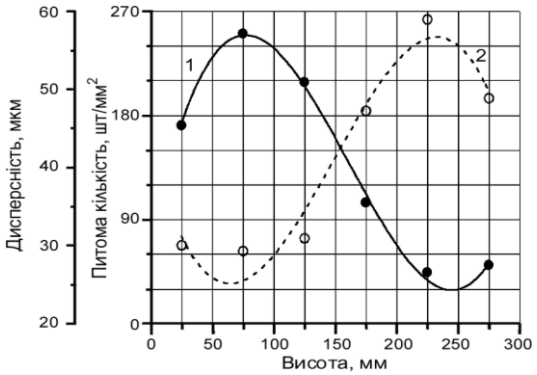


Рис. 2 – Зміна трибоструктури ЛКМ системи [Al – FeCr] по висоті виливка: 1 – дисперсність АФ; 2 – питома кількість включень АФ

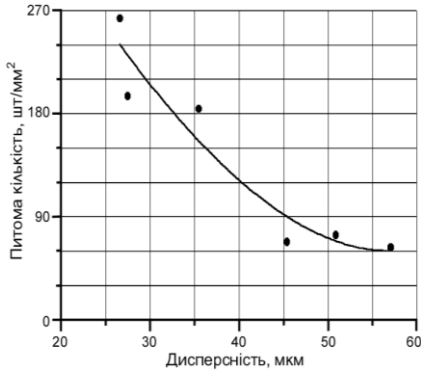


Рис. 3 – Вплив середньої дисперсності часток армуючої фази на питому кількість їх включень в об’ємі литих зразків

Таким чином, експериментально доведено, що мікроструктура композитних виливків залежить, перш за все, від їх геометричних розмірів та висоти. Результати проведених досліджень дозволили з'ясувати, що на параметри трибоструктури ізотропного (нульмірного) ЛКМ системи [Al – FeCr] також впливає висота литих зразків. Графічна інтерпретація та математична обробка масиву експериментальних даних показала, що між середньою дисперсністю часток АФ та питомою кількістю включень σ-фази в об'ємі композитного виливка існує функціональний зв'язок, який носить оборотній характер. Така залежність структури ізотропного (нульмірного) ЛКМ системи [Al – FeCr] від висоти піддослідних виливків є, насамперед, результатом впливу гідро-, газодинаміки ЛГМ-процесу. Разом із тим, на гідродинамічну складову процесу формозаповнення накладаються ще й складні теплофізичні процеси, які протікають у "порожнині" ливарної форми.

Список літератури

1. Цветное литьё: справ. пособ. / Н.М. Галдин и др.; под общ. ред. Н.М. Галдина. Москва: Машиностроение, 1989. 528 с. (Технология литейного производства).

2. Астахов О.І., Бородa Т.А., Касьяненко Г.І., Михацька В.М. Довідник з хімії для вчителів / за ред. О.І. Астахова. Київ: Радянська школа, 1976. 352 с.

3. Затуловський А.С. Литі композиційні матеріали. URL: http://esu.com.ua/search_articles. php?id=55239 (дата звернення: 27.04.2020).

4. Колобнев И.Ф. Термическая обработка алюминиевых сплавов. Москва: Металлургиздат, 1961. 416 с.

5. Takeshi Kobayashi, Toru Maruyama. Termal Decomposition Behavior Of Expandable Pattern Including Blended Metal Or Metal Oxide Powder In Evaporative Pattern Casting Of Al – Si System Alloy. *Materials Transactions.* 2003. Vol. 44, No 11. P. 2404–2409.

УДК 669.162.275:669.715

І. А. Небожак, О. Й. Шинський

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

nebozhak@ukr.net

ХАРАКТЕР ЗВ'ЯЗКУ МІЖ СТРУКТУРНИМИ СКЛАДОВИМИ ЛКМ СИСТЕМИ [Al – FeCr], ОТРИМАНОГО У "ПОРОЖНИНІ" ЛИВАРНОЇ ФОРМИ ЗА ЛГМ-ПРОЦЕСОМ

У багатьох галузях народного господарства для реалізації сучасних технологічних процесів часто потрібні вироби із металу, фізико-механічні й спеціальні властивості яких були б неоднорідними по поверхні чи об'єму [1]. Це зумовлено, перш за все, умовами експлуатації деталі, її собівартістю та деякими іншими чинниками.

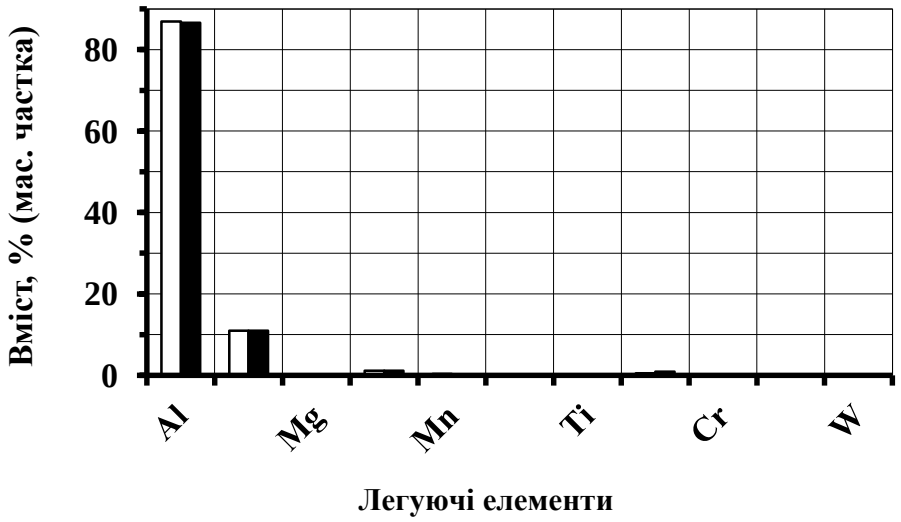
Такому комплексу різноманітних, а в ряді випадків і полярно протилежних вимог, відповідають лише вироби із диференційованими та спеціальними властивостями (ВДСВ), оскільки одночасно усі ці властивості не може мати жодна монолітна деталь. Проте, виготовлення ВДСВ традиційними методами [2] – у цілому процес тривалий та неекономічний.

Виробництво ВДСВ литтям дозволяє уникнути вказаних недоліків [3]. Найперспективнішим методом виготовлення ВДСВ є технологія лиття за моделями [4], що газифікуються, (ЛГМ-процес), оскільки головна особливість його – застосування газмоделі (ГМ), яка не виймається перед заповненням ливарної форми металом [3, 4], визначає основні переваги цього технологічного процесу у порівнянні з іншими способами лиття.

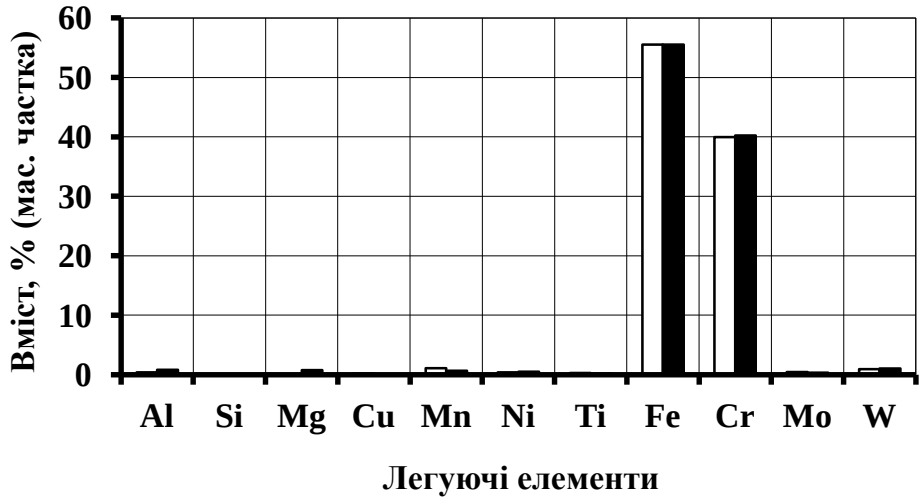
На сьогоднішній день відомо ряд технологічних методів і прийомів покращення сплавів чорних [1, 5, 6] та кольорових металів [1, 2, 7–12], зокрема ливарних [1, 2, 5, 6, 8–12], серед яких центральне місце займає їх композиційне зміцнення [2, 8, 10–12]. Литі композиційні матеріали (ЛКМ), отримані на базі цих сплавів, мають оптимальну трибоструктуру, а також високі механічні і спеціальні характеристики [8, 10–12].

Оскільки, ливарні алюмінієві сплави (Al-сплави) набули широкого розповсюдження практично в усіх галузях народного господарства, а серед них силумін евтектичного складу марки АК12 ДСТУ 2839:1994 відрізняється високими ливарними й технологічними властивостями, то на основі цього комерційно-доступного сплаву у

ФТІМС НАН України були отримані зразки ізотропного (нульмірного) ЛКМ системи [Al – FeCr]. Як армуюча фаза (АФ) піддослідного композиту був використаний дисперсний інтерметалід FeCr, більш відомий у сплавах системи “Fe – Cr” як σ-фаза, у кількості 10 % від маси контрольного виливка. Армування ливарного Al-сплаву марки АК12 ДСТУ 2839:1994 здійснювали із застосуванням дисперсно-наповненої ГМ, про що вже згадувалось раніше [2].



а



б

Рис. 1 – Хімічний склад матриці (*а*) та армуючої фази (*б*) ЛКМ системи [Al – FeCr]: “білий стовпчик” – до армування; “чорний стовпчик” – після армування

Експериментально встановлено [12], що ефективність композиційного зміцнення ливарних Al-сплавів дисперсним інтерметалідом FeCr, у першу чергу, визнача-

ється трибоструктурою ЛКМ системи [Al – FeCr], одержаного на базі цих сплавів. Критеріями оцінки або параметрами трибоструктури [11], насамперед, є середня дисперсність і питома кількість включень часток АФ.

Від цих показників, перш за все, залежать механічні й спеціальні характеристики піддослідного композиту [12]. Разом із тим, судити про те наскільки ефективним було композиційне зміцнення піддослідного Al-сплаву можливо безпосередньо за характером зв'язку, який існує між матрицею та АФ в структурі ЛКМ системи [Al – FeCr].

Результати рентгеноспектрального мікроаналізу (РСМА) показали, що концентрація основних хімічних елементів в АФ й матриці, які входять до складу цих структурних компонентів ЛКМ системи [Al – FeCr], практично не відрізняється від концентрації тих самих хімічних елементів в дисперсному інтерметаліді FeCr та ливарному Al-сплаві до армування. А це, попередньо, говорить про те, що зв'язок матриці з АФ піддослідного композиту носить, переважно, адгезійний характер. Графічна інтерпретація результатів РСМА (рис. 1), яка оформлена у вигляді стовпчастих гістограм, наглядно представлена перед Вами.

Отже, напрошується попередній висновок, що АФ й матриця ЛКМ системи [Al – FeCr] у хімічну взаємодію між собою не вступають. Незначну різницю, яка існує у хімічному складі між основними структурними складовими отриманого композиту (рис. 1), можна пояснити, очевидно, наявністю похибки у даній методиці процесу вимірювання, а також можливим протіканням дифузійних процесів між компонентами ЛКМ системи [Al – FeCr]. Водночас, металографічний аналіз композитних виливків [11, 12] дозволив з'ясувати, що піддослідний композит відповідає вимогам, які виставляються при оцінці трибоструктур, тобто має місце відносно рівномірний розподіл дисперсності і питомої кількості не лише евтектичних та інших виділень і включень металічної матриці, але й часток АФ, тобто дисперсного інтерметаліду FeCr, який більш відомий у високохромистих сплавах на основі Fe як σ-фаза, про що також йшла мова раніше. Це гарантує зразкам ЛКМ системи [Al – FeCr] високі фізико-механічні і спеціальні, зокрема, триботехнічні властивості.

Список літератури

1. Найдек В.Л. Создание новых технологий и материалов на основе фундаментальных научных исследований. Литейное производство. 1991. № 3. С. 2–4.

2. Гаврилюк В.П., Шинский О.И., Ткачук И.В., Небожак И.А. Исследование возможности получения монолитных износостойких композитных отливок и двухслойных отливок с износостойким композиционным слоем по ЛГМ-процессу. Процессы литья. 2000. № 3. С. 86–91.

3. Шуляк В.С. Литьё по газифицируемым моделям. Санкт-Петербург: НПО "Профессионал", 2007. 408 с.

4. Jiang W., Fan Z. Novel technologies for the lost foam casting process. Frontiers of Mechanical Engineering, 2018. Vol. 13, No 1. P. 37–47.

5. Kobayashi T., Maruyama T. Thermal decomposition behavior of expandable pattern including blended metal or alloy powder in evaporative pattern casting process of cast iron. Materials Transactions. 2003. Vol. 44, No 11. P. 2396–2403.

6. Эффективность графитизирующего модифицирования серого чугуна с помощью дисперснонаполненной газифицируемой модели / И.А. Небожак и др. Литьё и металлургия. 2015. № 4. С. 56–66.

7. Колобнев И.Ф. Термическая обработка алюминиевых сплавов. Москва: Металлургиздат, 1961. 416 с.

8. Takeshi Kobayashi, Toru Maruyama. Termal Decomposition Behavior Of Expandable Pattern Including Blended Metal Or Metal Oxide Powder In Evaporative Pattern Casting Of Al – Si System Alloy. Materials Transactions. 2003. Vol. 44, No 11. P. 2404–2409.

9. Цветное литьё: справ. пособ. / Н.М. Галдин и др.; под общ. ред. Н.М. Галдина. Москва: Машиностроение, 1989. 528 с. (Технология литейного производства).

10. Затуловський А.С. Литі композиційні матеріали. URL: http://esu.com.ua/search_articles. php?id=55239 (дата звернення: 27.04.2020).

11. Небожак І.А., Новицький В.Г., Шинський О.Й., Гаврилюк В.П. Триботехнічні властивості сплаву АК12, армованого дисперсним інтерметалідом FeCr. Металознавство та обробка металів. 2004. № 2. С. 62–70.

12. Ivan A. Nebozhak, Viktor G. Novytskyy, Oleg I. Shynsky, Vladimir P. Havryliuk. Wear Rate Of Aluminum Alloys Reinforced By Means Of Dispersed Intermetallic Compound Fe-Cr Under Dry Friction. Proceedings Of WTC2005 World Tribology Congress III. Washington, 2005. WTC2005-63062.

УДК 621.74.045:669.162.275

І. А. Небожак, В. В. Суменкова, О. Й. Шинський

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

nebozhak@ukr.net

ЗАЛЕЖНІСТЬ ПОКАЗНИКІВ ЗАСВОЄННЯ КРЕМНІЮ МАТРИЧНИМ РОЗПЛАВОМ ВІД ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ЛГМ-ПРОЦЕСУ

Унікальним конструкційним матеріалом із гарними ливарними й технологічними характеристиками, який у машинобудуванні набув широкого розповсюдження для виготовлення деталей машин і механізмів загального призначення, є сірий чавун [1]. Як піддослідний матеріал, з економічних й технологічних міркувань, було використано сірий чавун перлітного класу марки СЧ300 ДСТУ 8833:2019.

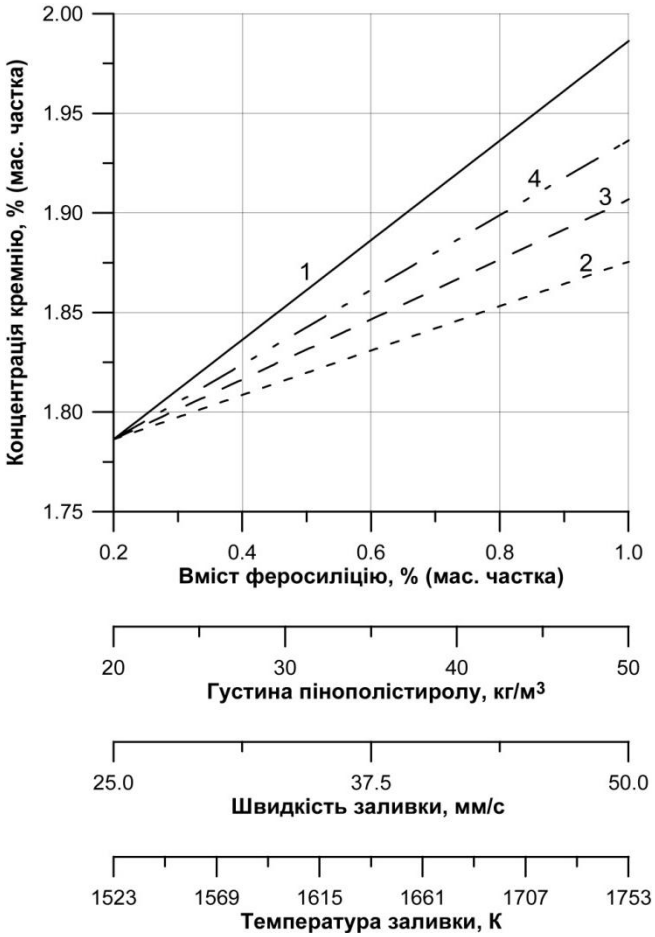
Суттєвим недоліком цього матеріалу є його схильність до відбілювання, яке придає крихкості чавунним виливкам, збільшує їх твердість, і, як наслідок того, погіршує їх здатність оброблятися різанням [2]. У ливарних цехах машинобудівних підприємств, насамперед, вдаються до графітизуючого відпалювання чавуну у термічних печах й графітизуючого модифікування рідкого металу перед його заливанням у ковші, що, відповідно, усуває відбілювання структури і запобігає його появі [3]. Проте, термообробка – процес довготривалий та неекономічний, який призводить до підвищення собівартості придатного литва. Графітизуюче модифікування матричного розплаву відкритим способом у ковші також є малоекономічним, особливо коли мова йде про дрібне литво, де коефіцієнт використання металу – невеликий [4]. Це пов’язано із небажаними витратами модифікатора на елементи ливникової системи (ЛС). Другим серйозним недоліком цього технологічного процесу є “живучість” модифікатора, що актуально при обробці великої кількості рідкого металу [3].

Щоб уникнути цих недоліків, у ливарному виробництві практикують модифікування розплаву сірого чавуну у порожнині ливарної форми (ЛФ). Проте, за рахунок наявності таких елементів як реакційні камери або конусні воронки ускладнюється ЛС, і збільшується її вартість, що також негативно позначається на собівартості придатного литва.

Приймаючи до уваги усе те, що було сказане раніше, графітизуюче модифікування матричного розплаву у “порожнині” ЛФ здійснювали за допомогою дисперсно-наповненої моделі [2, 4, 5], що газифікується, (ГМ). В якості модифікатора у роботі

застосовували пилоподібні відходи такого комерційно доступного феросплаву як феросиліцій марки ФС75 ДСТУ 4127:2002 (ISO 5445:1980, NEQ).

При модифікуванні чавунного розплаву дисперсним феросиліцієм було використано ортогональний план експерименту 1-го порядку. Дослідження проводили за методом повнофакторного експерименту. Число необхідних випробувань у кожній серії для 4-х незалежних факторів; якими були: вміст дисперсного феросиліцію у “тілі” ГМ, густина пінополістиролу, швидкість формозаповнення й температура заливання; становило 16. Варіювання кожного фактора здійснювалось на 2-х рівнях.



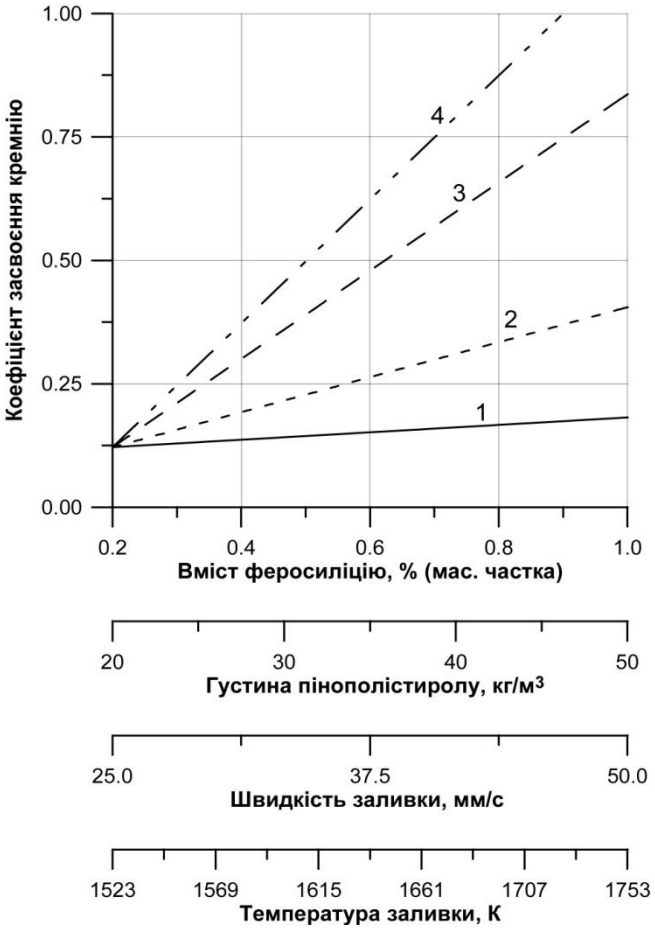


Рис. 1 (лів.) – Залежність концентрації кремнію у чавуні від технологічних
параметрів ЛГМ-процесу: 1 – вмісту феросиліцію; 2 – густини пінополістиролу;
3 – швидкості формозаповнення; 4 – температури заливання

Рис. 2 (прав.) – Вплив технологічних параметрів ЛГМ-процесу на коефіцієнт засвоєння
кремнію матричним розплавом: 1 – вмісту феросиліцію; 2 – густини пінополістиролу;
3 – швидкості формозаповнення; 4 – температури заливання

Основними критеріями оцінки ефективності графітизуючого модифікування структури сірого чавуну є показники засвоєння Si [4], тобто концентрація Si у чавуні та коефіцієнт його засвоєння рідким металом. Крім того, ефективність графітизуючого модифікування піддослідного матеріалу можливо оцінити ще й мікроструктурою [2], і механічними властивостями литих зразків.

У ФТІМС НАН України було досліджено вплив технологічних параметрів ЛГМ-проце-су на показники засвоєння Si матричним розплавом. Результати цих досліджень показали (рис. 1, 2), що між незалежними факторами, тобто технологічними параметрами ЛГМ-про-цесу, і концентрацією Si в чавунних виливках й коефіцієнтом його засвоєння матричним розплавом існує функціональний зв'язок, який заданий у табличній формі.

Щоб з'ясувати його характер, було проведено регресійний аналіз результатів повнофакторного експерименту та отримані відповідні рівняння регресії [4]. Кожне із цих рівнянь, у кінцевому вигляді, являє собою емпіричне рівняння, яке аналітично описує вплив того чи іншого незалежного фактора на ту або іншу характеристику сірого чавуну.

Графіки виведених емпіричних залежностей (рис. 1) наглядно ілюструють, що збільшення вмісту дисперсного феросиліцію у "тілі" ГМ, густини пінополістиролу, швидкості формозаповнення й температури заливання призводять до зростання концентрації Si у чавуні. Це ж саме можна сказати і про коефіцієнт засвоєння Si (рис. 2) матричним розплавом.

Залежність показників засвоєння Si розплавом сірого чавуну від вмісту дисперсного феросиліцію у "тілі" ГМ пояснюється тим, що цей феросплав, будучи джерелом надлишкового Si у піддослідному чавуні, попадає спочатку до матричного розплаву із ГМ [6], а потім розноситься конвективними потоками в об'ємі металічної ванни [7], що описано за допомогою рівняння конвективної дифузії [8]. При підвищенні [Si], який взаємодіє із структурно вільним Fe_3C, що утворюється при високих темпах кристалізації рідкого чавуну (10^7 ... 10^8 К/с) [3] , рівновага, згідно принципу Лє-Шательє, зміщується у напрямку продуктів хімічної реакції [9], тобто у напрямку виділення Fe й C із матричного розплаву. Зв'язок між густиною матеріалу ГМ і концентрацією Si пояснюється тим, що по мірі збільшення цієї величини збільшується також і кількість паро-газової фази в зазорі "δ" [6], яка утворюється у процесі взаємодії пінополістиролу із дзеркалом металу. Оскільки, переважна більшість продуктів термодеструкції пінополістиролу – це, як правило, вуглеводні різного складу [1], то атмосфера зазору "δ",

по відношенню як до матричного розплаву у цілому, так і окремих його компонентів, носить відновлювальний характер. Таким чином, збільшення густини модельного матеріалу сприяє підвищенню [Si] в об'ємі литих зразків із сірого чавуну [7]. Збільшення швидкості заповнення ЛФ металом теж призводить до підвищення [Si], хоч і не так активно як у попередньому випадку. Це можна пояснити тим, що по мірі збільшення швидкості підйому матричного розплаву у "порожнині" ЛФ зростає ступінь турбулізації потоку [6], а разом із тим й конвективна складова процесу дифузії. Підвищення температури заливання покращує засвоєння Si матричним розплавом [7], що пояснюється активізацією процесу як конвективного масоперенесення часток дисперсного феросиліцію в об'ємі металу, так і швидкості молекулярної дифузії атомів самого Si із феросиліцію до матричного розплаву [6]. Це і призводить, у решті-решт, до підвищення [Si] в об'ємі литих зразків із сірого чавуну марки СЧ300 ДСТУ 8833:2019.

Список літератури

1. Шуляк В.С. Литьё по газифицируемым моделям. Санкт-Петербург: НПО "Профессионал", 2007. 408 с.

2. Небожак І.А., Суменкова В.В., Ткачук І.В., Шинський О.Й. Особливості структуроутворення СЧ20, модифікованого ФС75 у "порожнині" ливарної форми за ГАМО-ЛИВ-процесом. Металознавство та обробка металів. 2001. № 4. С. 43–49.

3. Чугун: справ. пособ. / под ред.: А.Д. Шермана, А.А. Жукова. Москва: Металлургия, 1991. 576 с.

4. Небожак И.А., Суменкова В.В., Шинский О.И. Влияние технологических параметров ЛГМ-процесса на эффективность графитизирующего модифицирования серого чугуна в "полости" литейной формы. Металл и литьё Украины. 2016. № 5. С. 9–17.

5. Kobayashi T., Maruyama T. Thermal decomposition behavior of expandable pattern including blended metal or alloy powder in evaporative pattern casting process of cast iron. Materials Transactions. 2003. Vol. 44, No 11. P. 2396–2403.

6. Небожак І.А., Калюжний П.Б., Суменкова В.В., Шинський О.Й. Вплив технологічних параметрів ЛГМ-процесу на мікроструктуру сірого чавуну, модифікованого дисперсним феросиліцієм у "порожнині" ливарної форми. Процеси лиття. 2020. № 2 (140). С. 53–64.

7. Исследование кинетики процесса заполнения формы с газифицируемой моделью с имплантированными добавками / О.И. Шинский и др. Процессы литья. 2002. № 2. С. 51–56.

8. Баландин Г.Ф. Основы теории формирования отливки: учеб. пособ.: в 2-х ч. Москва: Машиностроение, 1979. Ч. 2: Формирование макроскопического строения отливки. 335 с.

9. Астахов О.І., Борода Т.А., Касьяненко Г.І., Михацька В.М. Довідник з хімії для вчителів / за ред. О.І. Астахова. Київ: Радянська школа, 1976. 352 с.

УДК 621.74:669-154:669.715:620.184:620.186

А. М. Недужий, А. Г. Вернидуб

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

onmlptima@ukr.net

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕМПЕРАТУРИ РОЗПЛАВУ І ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ НА МАКРО- ТА МІКРОСТРУКТУРУ СПЛАВУ АК5М2 З ПІДВИЩЕНИМ ВМІСТОМ ЗАЛІЗА

Відомо, що хімічний елемент залізо (Fe) в ливарних алюмінієвих сплавах є небажаною домішкою, оскільки зазвичай в структурі вказаних сплавів воно є у вигляді β-фази ($FeSiAl_5$), що має вигляд тонких голкоподібних кристалів, які значно знижують механічні властивості силумінів. Дещо рідше залізо в алюмінієвих сплавах присутнє у вигляді α-фаз – Fe_2SiAl_8 та $(FeMn)_3Si_2Al_{15}$. В алюмінієвому сплаві АК5М2, який широко використовується в ливарному виробництві, є доволі багато залізовмісних фаз, але найбільш часто в структурі вказаного сплаву можна спостерігати залізовмісні – β-фазу та α-фазу.

Температура розплаву і швидкість охолодження розплаву суттєво впливають на макро- та мікроструктуру ливарних алюмінієвих сплавів. При цьому вплив вказаних технологічних чинників на морфологію залізовмісних фаз в силумінах в літературі досліджено та розкрито не достатньо в повній мірі. Тому, метою досліджень було для силуміну АК5М2 з вмістом Fe близько 2 % (мас. частка елемента) встановити вплив температури розплаву і швидкості охолодження розплаву на макро- та мікро-

структуру α-твердого розчину алюмінію, а також на морфологію залізовмісних β- та α-фаз.

В якості змінних значень температури розплаву вибрали: 650, 700, 750, 800 та 850 °С. Розплав заливали в циліндричні сталеві форми, які забезпечували швидкість охолодження розплаву в рідко-твердому стані – 0,35 °С/с та 2 °С/с. Для дослідження механічних властивостей вибраного сплаву, розплав заливали у витрушувальний сталевий кокіль, який дозволяв одержати два однакові зразки для випробувань вказаних властивостей. В якості контрольованих параметрів експериментів було обрано величину дендритного параметра α-твердого розчину алюмінію та площу залізовмісної α-фази (Fe_2SiAl_8). Досліджуваний алюмінієвий сплав розплавляли в чавунному тиглі печі опору, покритому всередині вогнетривкою обмазкою. Температура ліквідуса сплаву становила близько 625 °С. Температуру розплаву контролювали хромель-алюмелевими термопарами з діаметром дроту 0,3 мм. Після розплавлення досліджуваного сплаву, розплав із плавильної печі для заливки в кокілі відбирали розливальним ковшем, в якому була встановлена термопара. При досягненні необхідної температури заливки, розплав із ковша заливали в сталеві кокілі, які забезпечували вищевказані швидкості охолодження розплаву, а також в кокіль для одержання зразків для механічних випробувань. Перед заливкою розплаву, в кокілях для дослідження макро- та мікроструктури сплаву встановлювали термопари для запису кривих охолодження сплаву. Із одержаних виливків, упоперек їх поверхні, вирізали темплети та виготовляли шліфи для проведення металографічних досліджень. Досліджували макро- та мікроструктуру вищевказаного вибраного сплаву.

Проведені дослідження дозволили зробити наступні висновки і припущення. Так, зокрема, встановлено, що після заливки розплаву в кокілі від температур 650 °С та 700 °С, макроструктура досліджуваного сплаву АК5М2 характеризується тільки рівновісними кристалами первинної алюмінієвої фази. При цьому вказані рівновісні кристали були однорідними та рівномірно розподіленими по перетину виливків. Стовпчасті кристали α-твердого розчину алюмінію з`являються в макроструктурі вказаного сплаву після заливання розплаву від температур 750 °С, 800 °С та 850 °С. Встановлено, що зі збільшенням температури розплаву від 650 °С до 850 °С розмір макрозерен збільшується для обох досліджуваних швидкостей охолодження розплаву (0,35 °С/с та 2 °С/с). Показано, що зі збільшенням температури розплаву від 650 °С до 850 °С величина дендритного параметра α-твердого розчину алюмінію поступово збільшується для обох вищевказаних швидкостей охолодження розплаву. Попере-

ньо встановлено, що із підвищенням температури розплаву від 650 °С до 850 °С в структурі досліджуваного сплаву зменшується кількість тонкої голкоподібної залізовмісної β-фази ($FeSiAl_5$) і спостерігається тенденція до збільшення площі залізовмісної α-фази (Fe_2SiAl_8), яка є більш компактною у порівняні з β-фазою, оскільки кристалізується у вигляді «китайських ієрогліфів». Також, під час металографічних досліджень в структурі досліджуваного сплаву спостерігали залізовмісну α-фазу $(FeMn)_3Si_2Al_{15}$, яка мала вигляд багатогранних кристалів та залізовмісну π-фазу ($FeMg_3Si_6Al_8$). Значення механічних властивостей сплаву становили: $\sigma_в$ = 139 – 197 МПа, δ = 0,21 – 0,44 % та ψ = 0,21 – 0, 44 %.

УДК 669.715.018

Б.М. Немененок, Г.А. Румянцева, Г.В. Довнар, А.П. Бежок

Белорусский национальный технический университет, г. Минск

ВЛИЯНИЕ СЕРЫ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЛИТЕЙНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Важными технологическими операциями при производстве качественного алюминиевого литья являются процессы рафинирования и модифицирования раплава. В настоящее время известно около 40 элементов Периодической системы Д.И. Менделеева, изменяющих форму и размеры основных структурных составляющих алюминиевых сплавов. Общепризнанным является модифицирующее действие серы на кристаллизацию первичных включений $β_{Si}$-фазы в силуминах и повышение жидкотекучести алюминиевых сплавов на 20-30 %. Указанное влияние серы на жидкотекучесть наблюдается также для алюминия технической чистоты, доэвтектических и эвтектических силуминов.

Исследованиями, выполненными на кафедре «Металлургия черных и цветных сплавов» БНТУ, установлена возможность изменения пластинчатой формы включений железосодержащих фаз в алюминиевых сплавах на равноосную под действием серы при соблюдении массового отношения марганца к железу, как 1:2. Это открывает перспективы более широкого использования силуминов с содержанием железа на верхнем допустимом уровне. Большинство сплавов

системы Al-Si-Mg и Al-Si-Cu согласно ГОСТ 1583-93 содержат в своем составе марганец до 0,5-0,6 % при допустимом содержании в них железа на уровне 1,0-1,2 % для литья в кокиль. Поэтому для модифицирования железосодержащей фазы необходимо ввести в расплав только 0,05-0,07 % серы.

Установлено также существенное влияние серы и на электрические свойства алюминия и его сплавов. Так обработка алюминия марки А7 добавкой 0,05 % серы снижает его удельное электрическое сопротивление на 3,6 %, а сплава АК7 - на 9,4 %. Указанное изменение электросопротивления связано в первом случае с рафинированием расплава, а во втором - с рафинированием и модифицированием железосодержащей фазы. Значительное повышение проводимости структурных составляющих при изменении их формы подтверждается рядом исследователей. Рафинирующее действиве серы в расплавах объясняется образованием большого количества газообразной серы, т.к. температура ее кипения составляет 445 ^{o}C. Это позволяет реализовать классическую схему адсорбционного рафинирования. Расчеты показывают, что обработка 500 кг алюминиевого расплава добавкой 0,05 % серы вызывает образование газообразного продукта в виде паров серы, объем которых в 1,5-2,0 раза повышает объем аргона, продуваемого через расплав той же массы в течение 7-10 минут. Что подтверждает эффективность рафинирующего действия серы. Недостатком использования чистой порошковой серы, в качестве рафинирующего или модифицирующего реагента, является ее быстрое испарение, что сопровождается интенсивным бурлением расплава с образованием крупных пузырей рафинирующего газа. Это приводит к снижению эффективности рафинирующей обработки, дополнительному окислению и газонасыщению металла, замешиванию шлака и оксидной пленки в расплав. Кроме того, возможны выбросы металла из тигля, что создает опасность травматизма. В качестве замедлителей процесса испарения серы можно использовать углекислый натрий [1] и гексафторалюминат натрия [2], которые входят в состав дегазирующих брикетов вместе с серой. Содержание серы в дегазирующих брикетах (25 ÷ 85 %) регламентируется требуемым временем их разложения, что определяет длительность процесса рафинирующей обработки расплава, и подбирается индивидуально для каждого конкретного производства исходя из принятого технологического процесса.

Снижение скорости испарения серы повышает эффективность рафинирования расплава, как за счет высокого диспергирования рафинирующей

газовой фазы, увеличения времени контакта рафинирующих реагентов с расплавом, так и за счет снижения окисления, газонасыщения, замешивания в металл оксидных плен и шлаковых включений в результате излишне интенсивного барботажа.

Список литературы

1. Пат. 4022 Республика Беларусь, МПК C22B9/00. Дегазатор для алюминия и алюминиевых сплавов / Немененок Б.М., Задруцкий С.П., Бестужев Н.И., Михайловский В.М., Розум В.А., Королев С.П., Шамов Ю.М. - № a19980489; заявл. 20.05.1998; опубл. 16.03.2001.

2. Пат. 13781 Республика Беларусь, МПК (2009) C22B9/00. Таблетированный препарат для рафинирования алюминия или его сплавов / Задруцкий С.П., Немененок Б.М., Розум В.А., Бежок А.П., Михальцов А.М. - № a20090536; заявл. 15.04.2009; опубл. 30.12.2010.

УДК 621.74:669.265:620.9

В. Г. Новицький, С. Я. Шипицин, В. Л. Лахненко,

В. А. Локтионов-Ремізовский, І. В. Олексенко

Физико-технологічний інститут металів та сплавів НАН Украины, Київ

v_novytskyy@ukr.net

ЛИТІ ХРОМИСТІ СТАЛІ ДЛЯ ЕНЕРГЕТИЧНОЇ ПРОМИСЛОВОСТІ

Проблеми підвищення якості та ефективності матеріалів, надійності та довговічності деталей машин останнім часом доводиться вирішувати в умовах всебічної економії гостродефіцитних легуючих елементів – нікелю, молібдену, ніобію, ванадію та ін., забезпечивши адекватну заміну дорогих дефіцитних матеріалів. Одним з найбільш перспективних напрямків у вирішенні зазначених завдань є розробка матеріалів, робочі поверхні яких в процесі експлуатації здатні до самоорганізації та метастабільні, що дозволяє управляти ними за рахунок внутрішніх і зовнішніх факторів.

Згідно зі статистичними даними, втрати на тертя складають до 30 % споживаної в світі енергії, а економія від використання досягнень в області трибології становить 1,3-1,6 % від валового внутрішнього національного продукту (GDP) країн [1, 2,

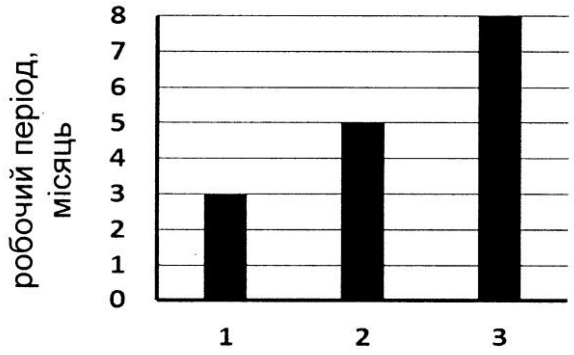
3], що стимулює більшість розвинених країн світу включити в свої державні програми дослідження питань тертя та зношування.

Моніторинг живильних насосів великого тиску для енергетичної промисловості показав, що найбільш загальним недоліком, що обумовлює їх недостатню продуктивність і економічність, є знос деталей проточної частини, зокрема, вузлів розвантаження та ущільнення. При роботі живильних насосів деталі щілинного ущільнення та механізму розвантаження піддаються впливу конденсату як в умовах щілинного, так і ударного перетоків. При роботі деталі ротора насоса, зокрема робочі колеса, можуть стикатися зі статорними деталями – кільцями ущільнювачів під час пуску і зупинки насоса. У місцях контактування має місце тертя ковзання зазначених деталей, що призводить до збільшення розміру щілини у вузлах ущільнення насосів, тим самим до збільшення паразитних втрат і зменшення ККД насоса. Для підвищення зносостійкості деталей проточної частини насосів необхідно застосовувати стали з більш високими трибологічними характеристиками. Випробування сталей в умовах граничного тертя (у водному середовищі) показали, що знос досвідчених сталей 120Х15ЮЛ і 120Х15ГЛ в 3 і 4,4 рази менше, ніж застосовуваної стандартної сталі 20Х13 [4, 5]. Висока зносостійкість стали 120Х15ГЛ в умовах граничного тертя досягається за рахунок виникнення в процесі тертя дисипативних (вторинних) структур в приповерхневих шарах тертя, які здатні розсіювати частину енергії тертя за рахунок оборотних фазових і структурних перетворень. При мінімальному зносі таких сталей в їх приповерхневих шарах тертя встановлюється специфічне динамічне співвідношення між фазами та структурними недосконалостями в них. Збереження цього співвідношення в часі якомога довше сприяє локалізації процесу руйнування в цих шарах. Це протидіє переходу від втомного механізму руйнування до адгезійного, коли до процесу руйнування залучаються нижні шари матеріалу. Мінімізації зносу таких сплавів може сприяти збільшення вмісту хрому в поверхневих шарах тертя, що призводить до зменшення швидкості окислення, тим самим збільшення часу активації та пасивації поверхневого шару тертя [6]. На поверхні металів, що контактують, утворюються захисні покриття з високоміцних легованих киснем сплавів (ЛКС), що мають аморфно-кристалічну структуру, мікрооб'єми яких здатні переходити в точках контакту взаємодіючих поверхонь в структурно-нестійкий стан, що забезпечує їх відносно легкий гідродинамічний плин без втрати суцільності та накопичення дефектів, що призводять до руйнування поверхні матеріалу.

При моніторингу насосних агрегатів, що працюють в системі магістрального транспорту нафти, встановлено, що практично 50 % ремонту доводиться на деталі ущільнювачів пристроїв, які в процесі експлуатації піддаються найбільшому зношування [7]. Одним з важливих стратегічних напрямків розвитку інфраструктури світової економіки є вдосконалення та підвищення ефективності систем, що забезпечують транспорт рідких вуглеводнів. У зв'язку із зростанням цін на енергоносії та тарифів на електроенергію актуальним є питання про економію енергоресурсів в даних системах. Зокрема, в магістральному транспорті нафти виплати за споживану електроенергію перевищують 30 % сумарних експлуатаційних витрат [8], основна частка яких припадає на найбільш енергоємне обладнання трубопроводів – магістральні відцентрові насоси.

Фактичні показники ККД магістральних насосів при перекачуванні сирої нафти в міжремонтний період знижуються в середньому на 5-6 %, а створюваний натиск – до 10 % в порівнянні з вихідними характеристиками. Основною причиною зниження ККД є зростання об'ємних втрат в насосах, викликаний в першу чергу зносом щілинних ущільнень робочих коліс, що вимагає збільшення їх зносостійкості за рахунок застосування нових матеріалів [9].

Для отримання додаткових результатів стосовно зносостійкості сталі 120Х15Г проведено промислові випробування (на НПЗ) кілець ущільнювачів до нафтового насосу НК 200/370 (середа, що перекачується - гудрон, температура + 370 °С.). Застосовувані кільця виготовляли зі сталі 40Х або стали з наплавленням Сормайтом. Результати випробувань представлено на рис. 1.



.Рис. 1 – Результати випробувань ущільнювальних кілець, виготовлених з різних матеріалів на насосах НК 200/370 в промислових умовах: 1 - сталь 40Х, 2 - сталь 20 з наплавленням Сормайтом, 3 - лита сталь 120Х15Г.

Зносостійкість кілець ущільнювачів зі сталі 120Х15Г в 2,6 рази вище ніж кілець зі сталі 40Х і в 1,6 рази вище, ніж зі сталі Ст. 20 з наплавленням Сормайтом. Отримані результати показали високу зносостійкість деталей проточної частини насосів, виготовлених з литих сталей 120Х15ЮЛ і 120Х15ГЛ.

Список літератури

1. *Neale M. J.* Tribology and the needs of industry // New directions in tribology. Plenary and invited papers from the first World Tribology Congress, UK. – 1997. - P. 57–67.

2. *Nosonovsky M., Bhushan B.* Green tribology: principles, research areas and challenges // Philosophical transactions of the royal society, A. – 2010. - 368. – P. 4677-4694.

3. *Holmberg K., Erdemir A.* Influence of tribology on global energy consumption, costs and emissions // Friction. – 2017. – 5, no 3. – P. 263-284.

4. *Новицкий В. Г., Шипицын С. Я., Лахненко В. Л., Локтионов-Ремизовский В. А., Кальчук Н. А.* Трибологические характеристики литых 120Х15, 120Х15Ю и стандартной 20Х13 сталей в условиях граничного трения // Процессы литья. – 2019. - № 3. – С. 59-66.

5. *Новицкий В. Г., Шипицын С. Я., Лахненко В. Л., Локтионов-Ремизовский В. А., Грибов Н. Н.* Хромистые стали для решения задач “GREEN TRIBOLOGY”// Литво. Металургія. 2020: Матеріали XVI Міжнародної науково-практичної конференції, м. Запоріжжя. - С. 101-103.

6. *Горский В. В.* Формирование легированных кислородом сплавов Me-Me’-O в зоне контакта // Трение и износ. - 1989. - Т. 10. - № 3. - С. 452-460.

7. *Закирничная М. М., Девятов А. Р.* Прогнозирование долговечности рабочих колес центробежных насосных агрегатов при перекачивании тяжелых нефтепродуктов // Электронный научный журнал Нефтегазовое дело. – 2011. - № 6. – С. 420-440. - http://www.ogbus.ru.

8. *Кутуков С. Е., Титов А. Я.* Перспективы индивидуального мониторинга насосных агрегатов в системе магистрального транспорта нефти // Электронный интернет журнал Нефтегазовое дело. – 2001. - № 2. - 3 с. - http://www.ogbus.ru.

9. *Сосновский С. В., Селькин В. П.* Исследование износа в щелевых уплотнениях центробежных нефтяных насосов // Трение и износ. - 2012. – Т 33. - № 4. – С. 386-392.

УДК 669.1526-194:621.43.019.8

В. Г. Новицький, В. Л. Лахненко, С. Я. Шипицин,

В. Я. Хоружий, М. О. Кальчук

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ
v_novytskyy@ukr.net

ТРИБОЛОГИЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЛИТИХ ХРОМИСТИХ СТАЛЕЙ ДО І ПІСЛЯ ПЛАЗМОВО-ДЕТОНАЦІЙНОЇ ОБРОБКИ

Плазмова-детонаційна технологія (ПДТ) базується на теорії магнітно-газодинамічної течії гарячої газової суміші в електромагнітному полі. Відомо, що шар продуктів згоряння за фронтом детонаційної хвилі має підвищену провідність, що дозволяє пропускати через нього електричний струм. Додатковий внесок електромагнітної енергії в газодетонаційні системи дає можливість отримувати імпульсні потоки плазми потужністю 10^5-10^{10} Вт/см^2. Тривалість взаємодії імпульсного плазмового потоку (ІПП) з деталлю залежить від довжини активної частини плазмотрона і може становити 10^{-4}-10^{-2} с. В якості компонентів горючої суміші використовують природний газ або пропан-бутан, кисень, повітря, азот. Плазмова-детонаційна технологія за своїми технологічними і енергетичними параметрами близька до імпульсних лазерних технологій для зміцнення металів і сплавів [1]. Комплексний вплив радіаційним випромінюванням плазми, тиском ударної хвилі, електромагнітним полем і високошвидкісним потоком електронів та іонів стимулює активне термодифузійне насичення поверхні твердих тіл елементами, які є складовими плазми (азотом, вуглецем, воднем і т. і.). Використання електродів, що випаровуються, дозволяє вводити в плазму пари металів (титану, вольфраму і т. і.). Імпульсна взаємодія плазмових потоків з нагрітою твердою підкладкою обумовлює її легування складовими плазми [2].

Об'єктом дослідження були обрані стандартна сталь 95Х18 та литі сталі 120Х15Г, 120Х15Б. Перед проведенням плазмово-детонаційної обробки (ПДО) зразки піддавалися гартуванню та відпуску за такою технологією: гарт від 1050 ^{o}С в оливу, відпуск при 520-540 ^{o}С. Оброблювану робочу поверхню зразка встановлювали перпендикулярно осі плазмового потоку. ПДО проводили без переміщення зразка.

Параметри ПДО: відстань від торця гармати до електрода h = 30 мм, відстань від торця гармати до зразка D = 50 мм, кількість імпульсів N = 5. В якості компонентів горючої суміші використовували пропан-бутан і кисень. Зразки обробляли електродом з нержавіючої сталі 12Х18Н9. Схему установки приведено на рис. 1.

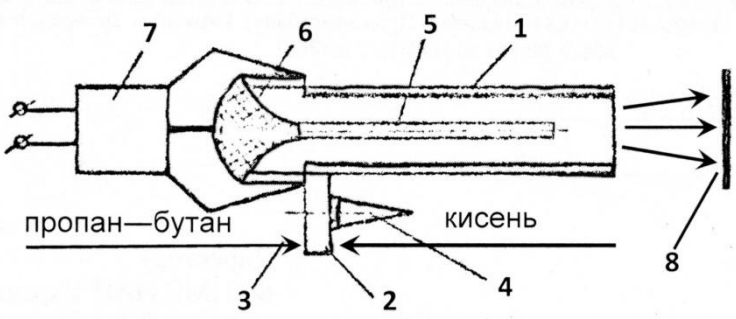


Рис. 1 – Схема пристрою плазмово-детонаційної обробки

Пристрій складається зі стовбура 1 детонаційної установки з охолоджуванням, кільцевого детонаційного стовбура 2, жиклерів 3 для подачі компонентів гарячої газової суміші, свічки запалювання 4, електрода 5, встановленого по осі стовбура на ізоляторі 6 джерела технологічного струму 7, 8 – зразок.

Випробування зразків з дослідних сталей (до і після ПДО) в умовах граничного тертя (в зону тертя подавалася вода) проводили за схемою вал (контртіло) – вкладиш (дослідний зразок). Відношення площі зразка до площі контртіла (коефіцієнт перекриття) k ≈ 0,08. Контртіло виготовляли зі сталі 20Х13, HRC 38-40. Швидкість ковзання становила 1 м/с і питоме навантаження 5 МПа. Фазовий склад і параметри тонкої структури сплавів визначали за допомогою рентгеноструктурного аналізу (FeKα-випромінюванні). Результати на тертя і знос наведено на рис. 2.

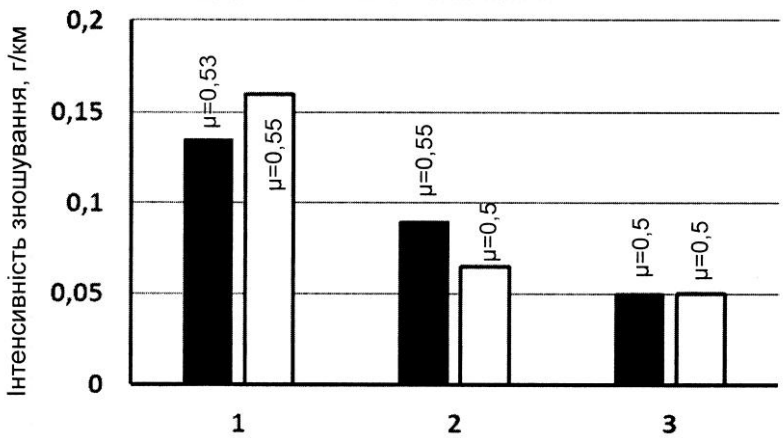


Рис. 2 — Інтенсивність зношування стандартної сталі 95Х18 (1) і дослідних литих сталей 120Х15Г (2) і 120Х15Б (3) в умовах граничного тертя до (■) і після плазмової-детонаційної обробки (□).

Одержані результати показують, що інтенсивність зношування стандартної сталі 95Х18 з ПДО збільшується в 1,2 рази, а інтенсивність зношування литої сталі 120Х15Г з ПДО зменшується в 1,4 рази, інтенсивність зношування литої сталі 120Х15Б (до і після ПДО) не змінюється.

Результати рентгеноструктурного аналізу поверхні після тертя литої сталі 120Х15Б (до і після ПДО) показали, що параметр решітки, розмір областей когерентного розсіювання рентгенівських променів (ОКР) і кількість α-фази рівні, як і кількість γ-фази.

Список літератури

1. Новицкий В. Г., Гаврилюк В. П., Шатрава А. П., Панасенко Д. Д. Свойства литых гетерогенных Fe-Cr-Cu-C сплавов после лазерной обработки // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2012. - № 9. – С. 15-23.

2. Борисов Ю. С., Тюрин Ю. Н. Упрочняющая обработка деталей высокоэнергетической плазмой. –Препр. / АН Украины. Ин-т электросварки им. Е. О. Патона: ИЭС-92-1. – Киев, 1992. – 36 с.

УДК 669.154

О. В. Ноговіцин, В. Л. Лахненко, І. Р. Баранов

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

alexey.nogovitsyn@gmail.com

ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ДЕФОРМІВНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ В УМОВАХ ВАЛКОВОЇ РОЗЛИВКИ

Широке використання в авіаційній, аерокосмічній, автомобілебудівний та харчовій галузях плоского листового прокату з алюмінієвих сплавів обумовлює актуальність задачі впровадження в металургійній промисловості технології валкового лиття – прокатування,що має значні економічні і технологічні переваги. Особливо важливо вирішення проблеми отримання якісного прокату за допомоги технології валкового лиття з високоміцних термозміцнюваних сплавів систем Al-Cu та Al-Zn. Для забезпечення якості та підвищення властивостей плоского прокату з високоміцних алюмінієвих сплавів, вирішальним є структура литої заготовки.Тому дослідження формування структури та окремих її параметрів, які безпосередньо впливають на якість металоп-

рокату високоміцних алюмінієвих сплавів, необхідні для розробки та вдосконалення технологічного процесу валкової розливки-прокатки.

Особливість технології валкового лиття, а саме суміщення процесів кристалізації та деформації в одну операцію з підвищеною швидкістю охолодження, зумовили мету дослідження яка полягає у вивченні впливу швидкості охолодження і величини інтервалу кристалізації деформівних алюмінієвих сплавів на формування структури литих заготовок. Дослідження проводилось для різних зразків сплавів алюмінію (В95,АД35,Д16,АМг5). Різна швидкість охолодження при отримані зразків виливок, досягалась застосуванням ливарних форм з матеріалів які мають різну тепловідбірну здатність (графіт, фторфлогопіт, кварцове скло). Визначені швидкості охолодження отримані в зазначених ливарних формах охоплюють діапазон від 2,5 до 154 ^{o}C/c. Для визначення впливу швидкостей охолодження на структуру алюмінієвих сплавів в більш широкому діапазоні були додатково відібрані зразки отримані валковим розливанням. Швидкість охолодження при валковому розливання досягала ≈1000 °C/c.

За результатами аналізу досліджень побудовано графік залежності зміни розміру зерна α-фази від швидкості охолодження рисунок 1.

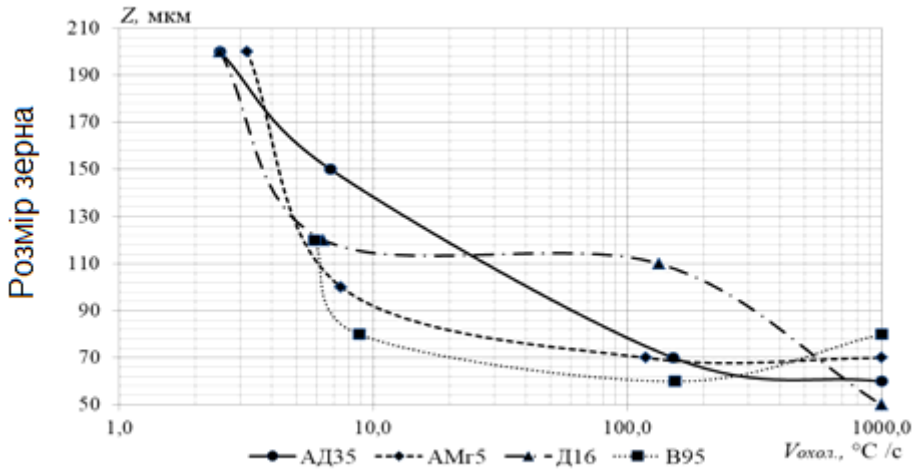


Рис. 1 - Вплив швидкості охолодження на розмір зерна алюмінієвих сплавів

Структура зразків, що досліджувались складається з первинних кристалів α – фази різної дисперсності: кристали, з перетином в полі зору шліфа 180-250 мкм і середнім розміром дендритів 50 мкм; кристали з перетином 25-50 мкм і дендритів не більше 8 мкм. Також в структурі присутні інтерметаліди. Важливо відмітити те, що

зразок з смуги отриманої валковим розливанням має однорідну структуру з рівномірним розподілом фазових складових по перетину (рис.2).

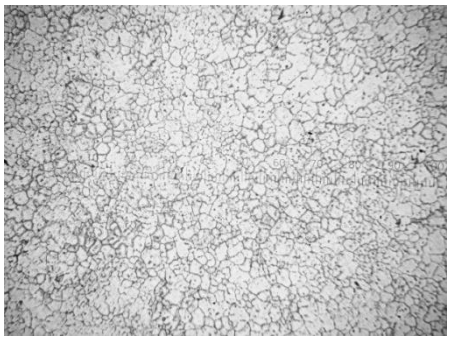


Рис.2 - Мікроструктура зразка алюмінієвого сплаву Д16 отриманого методом валкового лиття - прокатування х100

Встановлено, що по мірі зростання швидкості охолодження розмір зерна α-фази в алюмінієвих сплавах зменшується з 120-200 мкм при швидкості охолодження 2-8°С/с до 10-40 мкм при швидкості охолодження 1000°С/с.

Вплив швидкості охолодження сплавів АД35, АМг5, Д16 та В95 на час їх твердднення добре описується ступеневою функцією. Характер залежностей ідентичний для усіх чотирьох досліджених сплавів. Твердднення сплавів у графітовій формі триває 2,6 - 6,8 с, у фторфлогопітовій 22-42 с, у кварцовій трубці 170-360 с. Екстраполяція результатів у бік більш високих швидкостей охолодження характерних для валкового розливання показує (рис. 5), що при швидкості охолодження, характерної для валкової розливки, час твердднення усіх досліджених сплавів становить долі секунди, що є прийнятним для забезпечення стабільного технологічного процесу.

Таким чином, визначено вплив швидкості охолодження при кристалізації алюмінієвих сплавів В95, АМг5, Д16, АД35 на структуру, розмір зерна первинної α – фази, твердість зразків сплавів. Встановлено, що із зростанням швидкості охолодження розплаву розмір зерна α – фази зменшується з 120-200мкм (при швидкості 2-8°С/с) до 10-40мкм (при швидкості 1000 °С/с); час твердднення у різних ливарних формах триває : 2,6-6,8с (графітова); 22-42 (фторфлогопітова); 170-360с (кварцева); підвищується твердість сплавів від 45 до 56 НВ (сплав АД35), від 80 до 103 НВ (сплав В95), від 60 до 68 НВ (сплав АМг5), від 69 до 88 (сплав Д16).

УДК 621.771.23.669.71

О. В. Ноговіцин, М. І. Тарасевич, І. В. Корнієць, І. Р. Баранов
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ
alexey.nogovitsyn@gmail.com

ШВИДКІСТЬ РОЗЛИВАННЯ СМУГ З ДЕФОРМІВНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ В УМОВАХ ДВОВАЛКОВОЇ РОЗЛИВКИ-ПРОКАТКИ

Використання технології двовалкового лиття в алюмінієвій промисловості для виробництва прокату безпосередньо з розплаву, забезпечує безперечні переваги як з економічного так і з технологічного точок зору. Однак особливості технологічного процесу двовалкової розливки-прокатки, насамперед складність забезпечення стабільного, бездефектного отримання алюмінієвих смуг в промислових об'ємах з максимальною виробничою потужністю, обмежують використання цієї технології в промисловості.

Головною задачею для вирішення проблеми стабільності та максимальної виробничої потужності технології є забезпечення відповідної швидкості розливки залежно від умови змикання затверділих кірок на вісі валків-кристалізаторів. Для вирішення цієї задачі було проведене дослідження шляхом математичного та комп'ютерного моделювання та зроблено аналіз впливу швидкісних режимів валкової розливки металу на умови формування смуги з алюмінієвих сплавів (АД35,АМг5,Д16,В95) товщиною 2,3 і 4мм при різній температурі перегріву розплавів (2-20^{o}С).

Обчислювальний експеримент проводили при наступних технологічних параметрах: радіус валка (R) - 200мм; кут меніска (β) – 33°; інтенсивність тепловідводу на кордоні метал-валок – 15000 Вт/(м2•К); ширина смуги – 67 мм. Рівень металу в кристалізаторі (Н) визначали з співвідношення: H=R·sinβ. Передбачалося, що рівень ванни розплаву підтримується постійним за рахунок синхронізації обсягу металу, що подається і швидкості обертання валків, теплоперенос в напрямку перпендикулярному площині поперечного перерізу зони кристалізації-деформації, зневажливо малий. В силу симетрії щодо вертикальної площини між валками, при моделюванні розглядали ½ частину обсягу металу. У початковий момент часу вважали, що температура розплаву відповідає температурі металу в проміжному ковші.

Аналіз отриманих результатів дозволив визначити швидкість розливки смуги заданої товщини (2, 3 і 4 мм) при фіксованій температурі перегріву розплаву, яка за-

безпечує затвердіння центральної частини на рівні виходу її з валків для всіх досліджуваних сплавів.

Встановлено, чим тонше смуга, тим вище швидкість розливки розплаву і менше час виходу з валків. Наприклад, для сплаву АД35 для смуги товщиною 2 мм швидкість розливки становить 1,238 мм / с, а для смуги 4 мм - 0,535 мм/с. Час виходу з валків відповідно становить 0,093 с і 0,216 с. Максимальне значення градієнта температур при виході з кристалізатора по перетину смуги 110 °С/мм має місце для вузькоінтервального сплаву (АД35 – інтервал кристалізації 60 °С), мінімальне значення 28 °С/мм – для широкоінтервального сплаву (В95 – інтервал кристалізації 160 °С).

Для вивчення комплексного впливу геометричних і технологічних параметрів валкової розливки на умови формування тонкої смуги були використані методи планування експериментів і статистичний аналіз. План обчислювальних експериментів щодо чотирьох змінних в якості яких були обрані: товщина смуги (δ - 2÷4 мм), кут меніска (β - 10÷33 ^{o}), радіус валка (R - 200÷400 мм) і температура перегріву розплаву (ΔТ – 10 ÷60 ^{o}С) .

З результатів обчислювальних експериментів, для всіх досліджуваних високоміцних алюмінієвих сплавів були отримані дані про швидкість розливки розплавів, які забезпечують затвердіння смуги різної товщини на рівні виходу з валків при досягненні в її центрі температури солідус.

Таблиця 1

Оптимальні режими лиття полос на двовалковій машині.

Сплав / Параметр	АД35 (650/590)	АМг5 (632/568)	Д16 (635/503)	В95 (630/470)
Товщина смуги 2 мм				
Швидкість розливки, м/с	1,238	1,354	1,008	0,87
Температура розплаву, °С	645	627	630	625
Товщина смуги, 3 мм				
Швидкість розливки, м/с	0,773	0,859	0,649	0,56
Товщина смуги, 4 мм				
Швидкість розливки, м/с	0,535	0,619	0,471	0,406

Узагальнюючи результати проведених обчислювальних експериментів для всіх досліджуваних сплавів були отримані аналітичні залежності виду v = f(ΔТ), що дозволяють визначити швидкість розливки розплаву, яка забезпечить при виході з валків

змикання зустрічних фронтів кристалізації, для отримання смуги заданої товщини - 2, 3 и 4 мм при зміні температури перегріву розплаву (ΔТ., °С) від 2 до 20 °С. В таблиці 1 наведено оптимальні значення технологічних режимів лиття смуг.

Результати обчислювального експерименту показали високу адекватність з результатами реального лабораторного експерименту. Порівняльна різниця в швидкостях розливання обчислювального і лабораторного експериментів склала: для сплаву АД35 - близько 5%; для сплаву АМг5 - 7%; для сплаву Д16 - 2,2%; для сплаву В95 - 4%. Визначено, що при збільшенні товщини смуги ця різниця зменшується.

УДК 621.74

О.В.Ноговіцин, В.П.Школяренко, К.А.Сіренко, О.Л.Гончаров,
Г.О.Антонов, Н.Ф.Зубеніна
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

ВИБІР РАЦІОНАЛЬНОГО МЕТОДУ ЛИТТЯ ОБИЧАЙОК З АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ, ЩО ДЕФОРМУЮТЬСЯ

Для автомобілебудування, авіації та космічної техніки найбільший інтерес представляють високоміцні сплави систем Al-Cu (Д16), Al-Zn(В95), Al-Mg (АМг6) [1].

Раціональний вибір методу лиття обичайок залежить від конкретних вимог, які висуваються до обичайки з урахуванням критеріїв максимізації технічних і мінімізації економічних показників. В даному випадку технічними вимогами до лиття обичайок є:

гомогенний склад обичайки з мінімально можливою подальшою механічною обробкою внутрішньої поверхні відлитих заготовок (не дозволяє в даному випадку застосовувати метод відцентрового лиття і його застосування буде залежати від вимог, які висуваються до обичайок);

точність геометричних розмірів та чистота поверхні (не дозволяє застосовувати метод лиття в піщані форми);

багаторазова форма для лиття (не дозволяє застосовувати метод лиття по виплавлюваних моделях);

відсутність газових пор та тріщин (не дозволяє застосовувати метод лиття по моделях, що газифікуються);

мінімальні економічні витрати на виготовлення форми та литва (не дозволяє застосовувати метод лиття в оболонкові форми).

З урахуванням переваг і недоліків методів лиття, використовуючи технічні вимоги та критерії максимізації технічних і мінімізації економічних показників, раціональним методом лиття обрано метод лиття обичайок в кокіль та проведено дослідження на гарячеламкість.

У ході проведення експерименту було відлито три обичайки в кокіль, змащеній роз'єднувальним покриттям на основі графіту. Заливка в форму сплаву АМг6М відбувалася при температурі 740 ^{0} С. Заливання і охолодження виливків відбувалося на відкритому повітрі, вилучення виливків з форми було складним – за допомогою механічного вибивання з форми. Перший виливок був залитий без попереднього нагріву кокіля і після кристалізації утворилася тріщина та значний недолив форми. Другий виливок залитий при прогрітому до 500 ^{0} С центральному стрижні – тріщини відсутні, але незначні дефекти недоливу форми залишились. Третій виливок залитий при прогрітому до 500 ^{0} С центральному стрижні та застосуванні вібрації – тріщини відсутні, форма пролилася повністю, але вібрація настільки ущільнила структуру металу, що виливок неможливо було від'єднати від форми і прийшлося розрізати виливок для від'єднання його від форми. Прогрів форми перед заливкою забезпечив не тільки відсутність тріщини, а й краще проливання форми. Застосування роз'єднувального покриття на основі графіту забезпечило гладку поверхню виливків, але ускладнило їх роз'єднувальну здатність при від'єднанні від форми. Для покращення роз'єднувальної здатності при від'єднанні виливка від форми в ході наступного експерименту на форму було нанесено покриття на основі цирконію. У результаті застосування покриття на основі цирконію виливок легко відділився від форми, але поверхня виливка виявилася шаршавою, з порами та раковинами через те, що фарба наносилась пензлем, а не розпиленням.

У результаті експериментів, проведених за технологією лиття обичайок в кокіль з алюмінієвого сплаву АМг6М, одержано такі результати:

виявлено, що для повного проливання форми, заливання алюмінієвого сплаву АМг6М в кокіль необхідно проводити з перегрівом до 740 ^{0} С;

встановлено, що для уникнення тріщин, внутрішню форму необхідно прогрівати до температури не вище 500 ^{0} С;

виявлено, що недоливи виникають при низькій температурі розплаву і кокіля перед заливанням або малій швидкості заливки;

встановлено, що тріщини виникають через високий перегрів розплаву та тривале охолодження виливка в кокілі;

виявлено, що вібраційна обробка під час заливки призводить до покращення проливання форми, ущільнення структури металу, але ускладнює роз'єднувальну здатність при роз'єднанні виливка від форми;

визначено, що усадочні дефекти (раковини, стягання, поруватість) виникають через порушення спрямованого твердіння і недостатнього живлення виливка, через перегрів кокіля.

Список літератури

Ноговіцин О.В., Русаков П.В., Школяренко В.П., Сіренко К.А. Моделювання процесів вібраційного ущільнення ливарних форм з урахуванням асиметрії фрикційних сил. Процеси лиття. 2021. №1. С 19-25.

УДК. 669.187.56

Є. М. Парахнєвич, Є. І. Івахненко

Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя

ВИРОБНИЦТВО БІМЕТАЛЕВИХ ЗАГОТОВОК ЕЛЕКТРОШЛАКОВИМ НАПЛАВЛЕННЯМ

В останні роки біметалеві матеріали з особливими експлуатаційними властивостями широко використовується в різних галузях промисловості. Вимоги до деталей постійно зростають і можуть бути досить різними по перетину деталі, тому проблема отримання біметалевих деталей з різними показниками механічних і експлуатаційних властивостей на сьогодні є дуже актуальною. Отримати різні експлуатаційні показники можливо тільки поєднавши різнорідні або близькі за хімічним складом сталі. Однією з найбільш ефективних технологій, які надають можливість отримувати деталі з заданими властивостями є технології, що базуються на електрошлаковому процесі (ЕШН) [1,2].

Найбільш технологічно простою є виготовлення біметалевих заготовок вертикальним електрошлаковим наплавленням, яка не потребує переробки основних вузлів і агрегатів [3]. При цьому з використанням ЕШН формується не біметалевий зливок, а тільки його плакувальний шар. При відношенні шарів 1:5 споживання електроенергії, витрачання флюсу, води, знос обладнання на одну тону продукції (біметалевий зливок) в п'ять разів менше, ніж при ЕШП гомогенного зливка такої ж маси. Поча-

ткові матеріали для електрошлакового наплавлення біметалевої заготовки та енергоносії ті ж самі, що і при ЕШП, змінюються тільки кількісні показники.

Експериментальні плавки проводили на установці для електрошлакового відновлення, створеної на базі апарату для зварювання пластинчастим електродом А - 550У і трансформатора для зварювання ОСУ – 80/0,5.

Технологія електрошлакового наплавлення розроблена на кафедрі «Машини і технологія ливарного виробництва» Національного університету «Запорізька політехніка» [4].

Підготовлені деталі встановлювали на спеціальний стіл, який електрично з'єднаний із джерелом живлення. На деталь встановлювали оснащення (електроконтактний елемент, затравку, витратний опір). Перетин витратного електрода підбирали в залежності від розміру частини деталі, яку відновлювали. Місце контакту витратного електрода з витратним опором засипали порошкоподібним флюсом АНФ – 6 - 1.

Процес відновлення деталей відбувається за схемою, яка представлена на рисунку 1. Наплавлення проводили у стик, тому що такий спосіб є економічно ефективним способом відновлення деталей. Важкість використання цього способу полягає в тому, що в початковий період процесу (розводки) необхідно отримати якісне з'єднання основного металу з наплавленим. Це досягається за умови розплавлення металу основи деталі по всьому перетину кристалізатора.

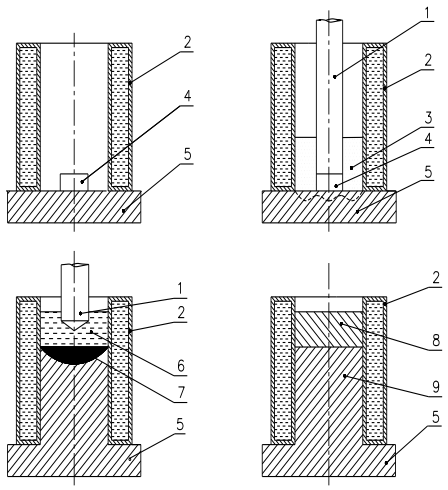


Рис. 1 - Схема відновлення деталей.

1 – витратний електрод; 2 – мідний кристалізатор; 3 – флюс; 4 – витратний опір; 5 – підкладка; 6 – рідкий флюс; 7 – металева ванна; 8 – шлакова шапка; 9 – наплавлена частина.

Якісне оплавлення всього перетину кристалізатора можливе на максимальній силі струму, яка розрахована для даного перетину. В результаті досягається висока якість зони сплавлення та зон термічного впливу.

Таким чином, метод електрошлакового відновлення деталей електровозів дозволяє знизити собівартість деталі, значно скорочує час ремонту деталей, які після відновлення працюють у 1,5 – 2 рази довше за нові деталі із – за високої якості електрошлакового металу наплавлення.

Список літератури

1. Медовар, Л.Б. ЕШП: возможности повышения экономичности действующего оборудования и современные технологи [Текст]/ Л.Б. Медовар, А.П. Фоменко, А.В. Чернец и др.// Современные проблемы электрометаллургии стали: материалы XII междунар. Конф./Южно-Уральский государ. Университет. – Челябинск, 2004. – С. 148-149.

2. Патон, Б.Е. Повышение эффективности производства метала ЭШП [Текст]/Б.Е. Медовар, Л.Б. Медовар, В.Я. Саенко// Проблемы СЭМ. – 2002. - №3. – С. 3-9.

3. Шарапов, А.А. Производство заготовок для коррозионно-стойкогоо биметалла на электрошлаковых печах методом наплавки [Текст]/А.А. Шарапов, И.Г. Родионова, А.Г. Шалимов и др.// Труды конгресса сталеплавильщиков. – Москва, 1996. – С. 192-194.

4. Петруша Ю.П. Разработка и внедрение технологии электрошлакового восстановления отработанных деталей железнодорожного транспорта: дис. … канд. техн. наук: 05.02.01 / Петруша Юрий Петрович.– Запорожье, 1989. – 225с.

УДК 621.74.046:62-419

О. А. Пелікан, В. П. Лихошва, Д. В. Глушков, А. М. Тимошенко, В. В. Ширяєв, Л. М. Клименко

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

otmlp@ptima.kiev.ua

НОВІТНЯ ТЕХНОЛОГІЯ ОДЕРЖАННЯ ПЛАСКИХ ТОНКОСТІННИХ БІМЕТАЛЕВИХ ЗАГОТОВОК НА ОСНОВІ ЛИВАРНИХ ПРОЦЕСІВ З ВИКОРИСТАННЯМ ТЕПЛА СВС-РЕАКЦІЙ

Основним призначенням розробленої технології є підвищення технічного ресурсу відповідальних деталей у різних галузях промисловості, зокрема, гірничодобувній, будівельній, авіаційній, металургійній, енергетичній та ін.

Зазначена технологія заснована на принципі заливання розплаву зносостійкого чавуну на тверду тонколистову стальну підкладку, попередньо нагріту під шаром кисневонепроникного покриття для забезпечення утворення надійної перехідної дифузійної зони між різними металами.

Технологія створена на основі узагальнених результатів досліджень кінетики процесу твердофазного горіння в умовах плаского поширення хвилі, змінювання температури твердої металевої підкладки, кінетики процесів заливання та твердіння розплаву на розігрітій підкладці. Визначені раціональні технологічні параметри дозволяють отримувати високоякісні тонкостінні зносостійкі біметалеві вироби.

Новизною технології є використання тепла екзотермічних СВС-реакцій для нагрівання твердої підкладки. Це дозволяє здійснити рівномірний нагрів підкладки до заданої температури без її деформації безпосередньо у ливарній формі.

Складовими технології є виготовлення ливарної форми, підготовка тонколистової підкладки та екзотермічної суміші, засипання та ущільнення екзотермічної суміші у камері горіння ливарної форми, розміщення підкладки у порожнині ливарної форми, складання ливарної форми, виплавка рідкого чавуну, підпал екзотермічної суміші та заливання рідкого чавуну, вибивання готового біметалевого виробу та проведення фінішних операцій.

Основними технічними перевагами розробленої технології є наступні:

- істотно розширено номенклатуру біметалевих виробів;
- підвищено фізико-механічні та спеціальні властивості виробів;
- отримано можливість одночасного виготовлення декількох виробів у одному технологічному циклі;
- розроблено методи управління часовими параметрами підпалу екзотермічної суміші та швидкістю поширення хвилі твердофазного горіння;
- оптимізовано хімічний, фракційний та кількісний склад екзотермічної суміші;

- визначено найбільш технологічний варіант підпалу суміші;
- забезпечено можливість отримання пласких тонкостінних біметалевих виробів з товщиною стальної підкладки від 3 до 5 мм.

Поєднання традиційних прийомів ливарних технологій та СВС-процесів дозволяє одержувати високоякісні пласкі тонкостінні біметалеві вироби з підвищеним у 2,5 – 6,0 разів терміном експлуатації в умовах інтенсивного абразивного зношування при скороченні на 10 % витрат електроенергії.

Дослідно-промислова перевірка біметалевих гальмівних секторів літаків, виготовлених за створеною технологією, засвідчила високу якість виробів, зокрема, перехідної дифузійної зони між шарами, а також їх відповідність технічним вимогам галузевого стандарту ВІАМ.

УДК 621.745.55

Е.С. Попов[1], В.Л. Мазур[2], О.Й. Шинський[2]

[1]ТОВ «М-ЛИТ», Нікополь

espgenie@gmail.com

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

prof.vlm@ukr.net

УДОСКОНАЛЕННЯ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА В УКРАЇНІ

В інтерв'ю «За підсумками року», яке надруковано у першому номері за 2021 рік журналу «Вісник НАН України», Президент Національної академії наук України Анатолій Глібович Загородній відзначив, що прикладні дослідження, які виконують вчені Академії, «мають приносити практичний результат, знаходити свого споживача і мати користь для суспільства і держави». Результатом співпраці вчених Фізико-технологічного інституту металів і сплавів НАН України (ФТІМС НАН України) з промисловцями стало введення в експлуатацію і освоєння наприкінці 2020 року на Нікопольському заводі трубопровідної арматури (нині назва ТОВ «М-ЛИТ») сучасного електрометалургійного виробництва відносно нової для України продукції, а саме, так званого «синтетичного» чавуну, і виготовлення з нього виробів відповідального призначення. Зокрема засувок для трубопроводів, гальмових колодок для рухомого транспорту залізниці та інших.

Відомо, що традиційне металургійне виробництво побудовано по схемі: видобування залізної руди і вугілля, виробництво коксу з вугілля, виплавлення чавуну і ста-

лі. У великих об’ємах чавун виплавляють у доменних печах (домнах), використовуючи в якості сировини залізну руду і кокс. В ливарних цехах чавун виплавляють, як правило, у вагранках. Сировиною для вагранок є чушковий чавун, виготовлений у домнах. Ця традиційна технологія, на жаль, не забезпечує високу якість ливарного чавуну і виробів з нього, не відповідає запитам сьогодення. Головний недолік такого чавуну є надто високий вміст сірки.

Сучасна технологія виплавлення ливарного чавуну, зокрема для виготовлення запірної трубопровідної арматури, а саме водопровідних засувок, гальмових колодок рухомого складу залізниці, іншої продукції на Нікопольському заводі трубопровідної арматури ТОВ «М-ЛИТ» полягає в тому, що його виробляють способом, альтернативним традиційному по інверсійній схемі «сталь-чавун», а не, як зазвичай, сталь з чавуну. Так званий «синтетичний» ливарний чавун виплавляють в електричних індукційних печах зі стального металобрухту, додаючи у шихту спеціальні домішки-карбюризатори, феросплави тощо. Запропонована технологія забезпечує можливість отримання ливарного чавуну з мінімальним вмістом сірки та інших небажаних елементів у його хімічному складі. Науковцями ФТІМС НАН України разом з виробничниками було оптимізовано склад обладнання, необхідного для реалізації розроблених наукою технічних рішень. Основою зазначеного найсучаснішого електрометалургійного процесу виробництва високоякісного ливарного чавуну на цьому заводі є трьохтонна індукційна піч «Inductotherm» (Англія, 2017 р.), друга черга передбачає спорудження ще однієї трьохтонної печі; спектральна лабораторія ARL 3460, «Thermo Fisher Scientific» (Швейцарія, 2017 р.); автоматична формувальна лінія «DISA MATCH 32x32» (Данія, 2017 р.), розмір кома 813x813x650 мм, продуктивність – до 100 форм на годину; автоматичний сумішоприготувальний комплекс «Eirich» (Німеччина, 2017 р.); стрижневі машини «Leampe» (Німеччина, 2016 р.), спосіб виготовлення Cold-box процес; ділянка великої формовки «OMEGA Foundry Machinery» (Англія, 2016 р.); очисні дробеметні камери і галтувальні барабани; термопіч для термічної обробки виливків; обладнання для виготовлення стрижневого і модельного оснащення HAAS (США, 2017 р.) тощо.

Можливості виробництва: виготовлення відливок складної конфігурації з чавуну різних марок (СЧ 20-35, ВЧ 40-50); виготовлення відливок вагою до 120 кг з максимальними габаритами 650x650x350 мм на автоматизованій формовочній лінії (АФЛ), на ділянці крупного формування виготовлення відливок до 3000 кг; розмірами 2000x1300x800 мм; виготовлення піщаних стрижнів для ливарного виробництва; про-

ведення дробеструйної обробки виливків; фарбування виробів. Проектування виробництва виконано із залученням найкращих у світі інжинірингових компаній.

Згідно з передбаченою концепцію розвитку завод ТОВ «М-ЛИТ» оснащено обладнанням провідних у світі машинобудівних фірм, які спеціалізуються у галузі ливарного виробництва. Реалізовані технічні рішення і встановлене обладнання забезпечують світовий рівень енергоефективності та екологічної безпеки на підприємстві. У вигляді конкретного приклада зазначимо, що обладнання ділянки підготовки піщано-глинистої суміші, виготовлене німецькою фірмою «Eirich», і запроваджені технічні рішення зводить практично до нуля людський фактор. Ця технологічна ділянка забезпечує 60 % якості готового литва. Підприємство має можливість виготовляти литво масою від одного до сотні кілограм на автоматизованій фірмовій лінії (АФЛ), виготовленого фірмою DISA, і вагою до двох тон на ділянці крупного лиття по технології із застосуванням холоднотвердіючих сумішей і обладнання фірми OMEGA. При цьому на підприємстві створено замкнутий цикл від проєктування відливок до виготовлення модельно-стержневої оснастки. Тривалість циклу не довше 4–6 тижнів, залежно від складності литва, у той час як звичайно на цю технологічну операцію витрачається 3–4 місяці. У найкоротші терміни продукція заводу була сертифікована і постачається не тільки на український, а й на європейський ринок.

Таким чином, в Україні є вітчизняні виробники зазначеної ливарної продукції, які мають усі технічні можливості повністю закрити потреби в ній внутрішнього ринку. Нікопольський завод трубопровідної арматури ТОВ «М-ЛИТ» – єдиний на території України виробник чавунної трубопровідної арматури комунального та промислового призначення з повним виробничим циклом (чавунне литво, механічна обробка, зборка, фарбування, гідротехнічні випробування засувок). Завод спроможний повністю забезпечити попит економіки України в трубопровідній арматурі відповідного сортаменту. Проте значні обсяги трубопровідної арматури, зокрема, імпортуються з Росії та Китаю за демпінговими цінами, нижчими ніж собівартість виробництва зазначеної продукції на вітчизняних підприємствах. Низька вартість продукції закордонного походження обумовлюється суттєвою «економією» матеріалів та їх неналежним обробленням при виробництві. Саме тому фактична якість імпортної запірної трубопровідної арматури не відповідає вимогам діючих в Україні стандартів, не забезпечує необхідні експлуатаційні характеристики виробів. Через неякісну запірну арматуру, по-перше, можуть виникати аварії водопровідних мереж з усіма негативними наслідками, по-друге, скорочуються строки безаварійної експлуатації мереж.

Запірна арматура відноситься до продукції з високою доданою вартістю, оскільки її виробництво на заводі «М-ЛИТ» включає майже всі стадії технологічного переділу, починаючи від виплавки металу, закінчуючи нанесенням спеціальних покриттів. Незважаючи на те, що вітчизняні виробники зазначеної продукції мають технічні можливості повністю закрити потреби внутрішнього ринку, імпорт неякісної запірної арматури в Україні нарощується. Якість імпортованої трубопровідної арматури фактично не контролюється і не враховується при проведенні тендерів. В результаті через неконтрольований імпорт несуть збитки як українські виробники, так і споживачі цієї продукції.

Розглядаючи проблему забезпечення ливарних підприємств України замовленнями на прикладі виготовлення і споживання в Україні трубопровідної арматури (засувок), додатково зазначимо наступне.

Обмеження для неякісної продукції, яка імпортується в Україну, відсутні. В сусідніх з Україною державах питання недопущення на внутрішній ринок імпортованої та неякісної трубопровідної арматури врегульовано умовами проведення тендерів та запровадженням системи її сертифікації. Українське законодавство, що регулює проведення тендерів, не передбачає пріоритетів для національного виробника. Це призводить до того, що територію України заполоняє трубопровідна арматура російського і китайського виробництва. Засувки DN50, DN80, DN100 та DN150 китайського та російського виробництва, що надходять в Україну під власними брендами або під брендами українських комерційних структур (посередників), не відповідають багатьом пунктам вимог «Технічного регламенту безпеки обладнання, що працює під тиском», та вимогам інших українських нормативних документів (ДСТУ, ГОСТ та ін.). Головні недоліки імпортованих засувок полягають в тому, що маса (вага) імпортованих засувок значно менша, ніж засувок українського виробництва. Занижена товщина стінок у засувках суттєво погіршує їх міцність і тривалість експлуатації. Зменшення маси засувок задля економії металу призводить до невідповідності їх умовам експлуатації. Ущільнюючи елементи в засувках мають недостатню товщину латунного кільця або зовсім не мають латунного кільця (його заміняють напиленням тонкого шару з порошку бронзи чи латуні), що неприпустимо з точки зору надійності експлуатації та ремонтопригодності засувок. Латунні кільця складають до 20 % вартості засувок. Саме тому недобросовісні виробники намагаються шляхом відмови від латунних кілець знизити собівартість засувок і отримати на цьому прибуток, незважаючи на однозначне погіршення їх якості.

Аналіз ринку виробництва та попиту на запірну арматуру в Україні для ремонту та будівництва трубопроводів для вітчизняних комунальних і промислових об'єктів свідчить, що у цій сфері переважно використовуються імпортовані засувки, незважаючи на їх низьку якість. Причому, за попередньою оцінкою, запірна арматура китайського виробництва складає ~30 % від загального обсягу, а частка запірної продукції українського виробництва не перевищує 10 %. Така структура споживання запірної арматури для потреб ремонту і будівництва трубопроводів вітчизняних комунальних та промислових об'єктів може призвести до повної технічної залежності українських споживачів від іноземних виробників цієї продукції, знизити надійність та строки експлуатації трубопроводів і підвищити їх аварійність.

Приймаючи до уваги вищевикладене, імпортована запірна трубопровідна арматура в Україні має підлягати обов'язковій сертифікації, як і вітчизняна продукція. Крім того в Україні необхідно ввести обмежувальні заходи щодо участі зарубіжних виробників у тендерах на закупівлю цієї ливарної продукції й запровадити надання пріоритету національним виробникам. Викладена ситуація створює в державі значні труднощі для діяльності навіть сучасних ливарних підприємств в Україні і потребує дієвого реагування влади.

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

adel_nayka@ukr.net

MECHANICAL PROPERTIES OF HYPOEUTECTIC ALLOYS OF THE AL-SI-FE SYSTEM TREATED IN THE LIQUID STATE BY A UNIPOLAR PULSED ELECTRIC CURRENT

The effect of the processing of the Al - 8wt.% Si - 0.7 or 0.9wt. %% Fe melt on the mechanical properties of the resulting castings was investigated depending on the parameters of a unipolar pulsating electric current in the frequency range 50-50000 Hz for current densities 7 and 130 A / cm sq. Unit for electrical current treatment of the melt had inclined plate with two connected electrodes. Melted alloy was poured on the top side of the plate contacted with first electrode, moved down to lower side of the plate contacted with second electrode and then fall down to the graphite crucible and crystallized with 2 ^{0}C/s.

Electrical current was formed by generator of negative rectangular pulses. Duty cycle was 50%, amplitude 10 A and pulse duration 0,7 ms. Parameters of melt treatment see Table.

Table

Density	Frequency, Hz							
7 A/см^2	50	450	700	1000	1800	4500	30000	50000
130A/см^2	50	450	700	1000	1800	4500	30000	50000
0 A/см^2	Untreated sample							

The most "sensitive" mechanical properties from the point of view of recycling of aluminum alloys are hardness, short-term strength and relative elongation [11], so such properties were studied for castings from the treated melt. The results obtained are shown in Fig. 1.

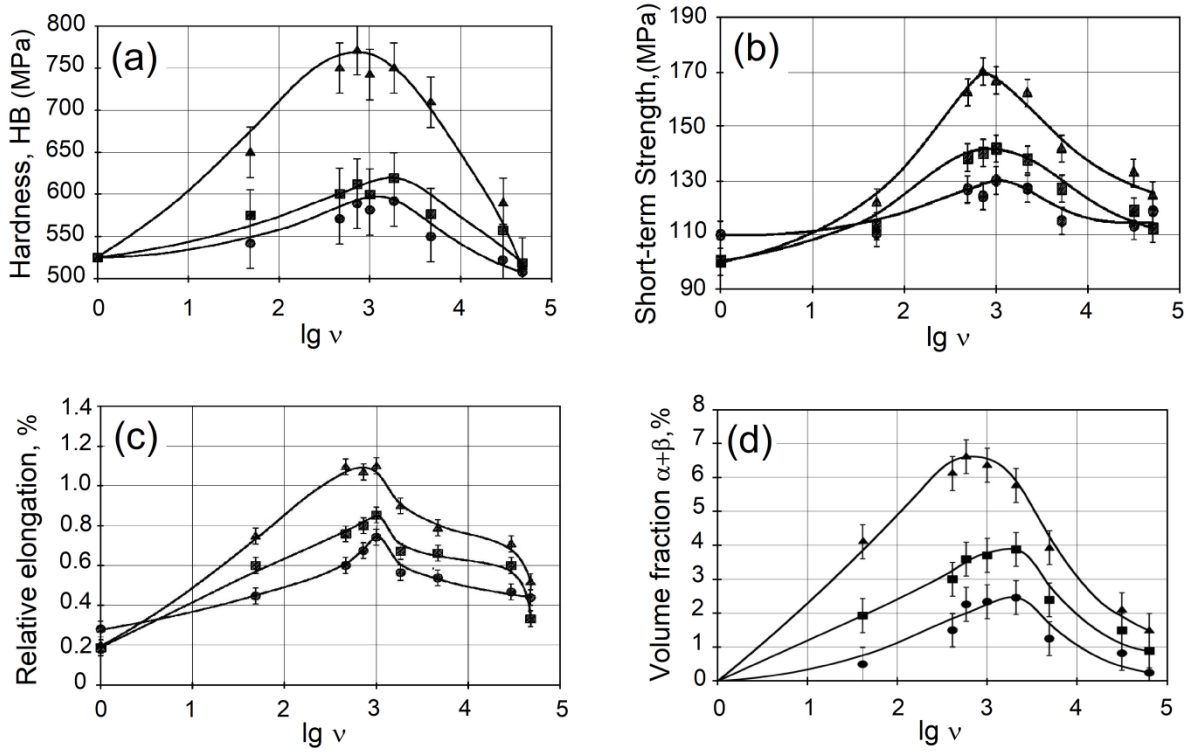


Fig. 1 - Dependence of hardness (a), short-term strength (b), relative elongation (c) and volume fraction of branched iron-containing phases (α + β) on frequency for different values of density of electric current and content of Fe:

●- 130 A / cm^2, 0.7% Fe; ■ -130 A / cm^2, 0.9% Fe; ▲ - 7 A / cm^2, 0.9% Fe.

As can be seen from this figure, for all properties clear maximum can be defined and such maximum corresponds to "optimal" values of the pulse frequency and current density: j = 7 A / cm^2, v = 700 Hz . It can be assumed that the absence of lamellar intermetallide β under rational modes of melt processing by a unipolar impulse electric cur-

rent resulted in formation of branched small phases α allowed to increase the strength of the alloy by 41%, plasticity 2.4 times, hardness 27.5%. After thermal treatment according to the T1 regime, the phase composition of the alloy and the morphology of the iron-containing phases do not change.

Conclusions

The treatment of hypoeutectic aluminum-silicon melts with increased iron content by a unipolar pulsed electric current leads to a change in the phase transformations during solidification, the structure and morphology of iron-containing phases, the nature of which depends on the density and frequency of the current. The formation of branched iron-containing phases instead of plate-like phases provides an improvement in the mechanical properties of the castings.

УДК 669.715:536.46:539.24/.27

А. Г. Пригунова, В. І. Бєлік, В. Ю. Шейгам, А. Г. Вернидуб

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

e-mail: adel_nayka@ukr.net

ВПЛИВ ВІБРАЦІЇ В РІДКОМУ СТАНІ НА СТРУКТУРУ СПЛАВУ АК5М2 З ПІДВИЩЕНИМ ВМІСТОМ ЗАЛІЗА

Досліджено вплив вібрації розплаву (частотою 50 Гц і амплітудою – 0,5 мм) на процес формування структури і властивості сплаву АК5М2 з вмістом заліза 1,2 % та 2,2 % у залежності від температури розплаву (675 ℃ – 750 ℃) та інтенсивності тепловідведення.

Встановлено, що при нагріві розплаву з 1,2 % заліза до температур 675 ℃ і 750 ℃ та охолодженні зі швидкістю 2 ˚С/с основною залізовмісною фазою є інтерметалід β-$FeSiAl_5$. Вібрація сплаву в рідкому стані протягом 20 хв приводить до деякого зменшення кількості і розміру евтектичних кристалів цієї фази. У виливку, одержаному з вібрацією розплаву при температурі 750 ℃, утворюються евтектичні та поодинокі кристали первинної фази α-$(Fe,Mn)_3Si_2Al_{15}$. Замінна голкоподібної фази β на розгалужений інтерметалід α-$(FeMn)_3Si_2Al_{15}$ сприяє підвищенню механічних властивостей.

При зменшені швидкості охолодження до 0,35 ℃/с евтектичні реакції розпаду рідини з утворенням фази β змінюються на евтектичну кристалізацію розгалуженого інтерметаліда α-$(Fe,Mn)_3Si_2Al_{15}$. Збільшується розмір первинної фази α, яка при цій швидкості охолодження спостерігається не тільки в структурі виливків, одержаних заливкою розплаву з температурою 750 ℃, але й 675 ℃. Вібрація в рідкому стані до 20 хв і 40 хв при обох температурах призводить до деякого зменшення розміру і об'ємної частки евтектичних кристалів α, дендритних комірок твердого розчину алюмінію. Ця тенденція більшою мірою проявляється при перегріві розплаву до 750 ℃.

У сплаві АК5М2 з масовою часткою заліза 2,2 % при температурі нагріву розплаву до 750 ℃ основною залізовмісною фазою є розгалужений інтерметалід α-$(Fe,Mn)_3Si_2Al_{15}$, β-фаза практично відсутня. Зародження евтектики α + $Al_α$ відбувається на первинних дендритах твердого розчину алюмінію або на первинних кристалах фази α з аналогічною кристалографічною структурою. Крім евтектичних кристалів фази α, в структурі присутня первинна фаза α у вигляді невеликих за розміром кристалів, причому у виливках, охолоджених зі швидкістю 0,35 ℃/с, їх кількість дещо більша. При 24-хвилинній вібрації розплаву кількість і розмір первинних кристалів α дещо збільшується, при значному зменшенні розміру фази α, що входить до складу евтектики. Таке явище спостерігається у виливках при обох швидкостях охолодження (0,35 ℃/с та 2,0℃/с). У мікроструктурі виливка, що охолоджувався зі швидкістю 0,35 ℃/с, по границях дендритних комірок твердого розчину алюмінію і з твердого розчину зафіксовано виділення дрібних фаз подібно тому , як це спостерігається при термічній обробці сплаву АК5М2 у твердому стані [1].

Зі зниженням температури до 700 ℃ порівняно з нагрівом розплаву до 750 ℃ зменшується розмір евтектичних кристалів α*. Це стосується не тільки мікроструктури виливків після вібрації розплаву, але й їх вихідного стану. Посилився ефект «термічної обробки» при швидкості охолодження 0,35 ℃/с.

Вібрація розплаву приводить до деякого модифікування структури, у тому числі залізовмісних фаз. Міцність сплаву вихідних зразків при температурі заливки 700 °С становила 180 МПа, пластичність 1,9 %. Вібраційне оброблення розплаву протягом 20 хв сприяє підвищенню короткочасної міцності і пластичності, які становлять відповідно 196 МПа і 1,6 %. Після припинення вібрації і вистоювання сплаву при температурі 700 °С 20 хв короткочасна міцність підвищилася і склала 204 МПа, пластичність - 1,9 %.

Встановлено кореляцію механічних властивостей з морфологією залізовмісних фаз. Найбільш високий їх рівень досягається при формуванні залізовмісних фаз у вигляді тонкодиференційованих розгалужених кристалів, рівномірно розподілених в об'ємі виливка.

Таким чином, ефект впливу на мікроструктуру і властивості залежить від двох основних чинників: температури, при якій здійснюється вібрація, і швидкості охолодження розплаву. При вище вказаних параметрах вібрацію рекомендовано здійснювати при температурах від 700 ℃ до 750 ℃, нагрів до яких зменшує розмір кластерів у розплаві [2].

Список літератури

1. Пригунова А.Г. Силумины. Атлас микроструктур и фрактограмм промышленных сплавов : Справ. изд. / А.Г.Пригунова, Н.А. Белов, Ю.Н. Таран, В.С. Золоторевский, В.И. Напалков, С.С. Петров. - М. : МИСиС, 1996. – 175 с.

2. Пригунова А.Г., Петров С.С. Будова металевих розплавів і її взаємозв'язок з твердим станом // Металознавство та обробка металів.- 2016.- № 2.- С. 17-29.

УДК 669.715.018

Г. А. Румянцева, Б. М. Немененок, А. В. Арабей, И. Г. Раков

Белорусский национальный технический университет, г. Минск

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ВТОРИЧНЫХ СИЛУМИНОВ СУЛЬФИДОМ СУРЬМЫ

Для улучшения качества вторичных силуминов путем повышения их механических свойств, плотности, электропроводности и формозаполняемости за счет изменения морфологии эвтектического кремния и железосодержащей фазы разработан способ модифицирования сплавов сульфидом сурьмы (Sb_2S_3) [1].Сурьма модифицирует кремниевую составляющую эвтектики, а сера способствует кристаллизации железосодержащей фазы в компактной форме, что благоприятно сказывается на комплексе физико-механических свойств сплавов.

Сульфид сурьмы имеет температуру плавления 546 °С. При вводе в расплав с помощью колокольчика происходит разложение Sb_2S_3 с выделением серы, которая способствует равномерному распределению сурьмы по всему объему расплава. В

качестве объекта исследования был выбран сплав АК9М2СХ, который используется в автомобилестроении. Структура исходного сплава состоит из дендритных ячеек **α-**твердого раствора кремния и меди в алюминии, избыточных фаз кристаллизационного происхождения и эвтектики. В зависимости от скорости охлаждения сплава железо может присутствовать в виде фаз α [$(FeMnCr)_3Si_2Al_{15}$] и β ($FeSiAl_5$). При этом фаза α встречается в сплаве в виде иероглифов или звездчатых кристаллов.

Результаты исследований по модифицированию сплава АК9М2СХ Sb_2S_3 и сурьмой приведены в таблице 1.

Таблица 1. Влияние модифицирования на свойства сплава АК9М2СХ

Обработка сплава	$\sigma_в$, МПа	δ, %	Плотность, кг/м^3	Удельное электросопротивление, Ом · м · 10^{-8}
Исходный	208	1,5	2740	6,36
0,10% Sb_2S_3	225	2,4	2741	6,36
0,15% Sb_2S_3	238	2,4	2742	5,90
0,20% Sb_2S_3	238	2,4	2741	5,78
0,30% Sb_2S_3	234	2,4	2740	5,75
0,05% Sb	223	2,1	2737	6,27
0,10% Sb	200	1,8	2734	6,20
0,15% Sb	196	*1,7*	2732	6,17
0,30% Sb	195	1,6	2729	5,96

Видно, что в случае обработки расплава Sb_2S_3 механические свойства сплава АК9М2СХ имеют более высокие значения из-за комплексного воздействия вводимой добавки на структурные составляющие сплава. При этом устраняются некоторые недостатки, свойственные сплавам, модифицированным сурьмой. Это достаточно убедительно показывают измерения плотности образцов, где независимо от добавки Sb_2S_3 плотность сплава не уменьшается. Можно предположить, что при взаимодействии Sb_2S_3 с расплавом выделяются соединения серы, которые оказывают рафинирующее действие на расплав. Кроме того, соединения серы благоприятно воздействуют на форму железосодержащей фазы, изменение формы которой с разветвленной на компактную улучшает условия питания отливки и обеспечивает получение более плотного литья [2]. Сера является также модификатором и для соединения AlSb [3], поэтому увеличение добавки практически не снижает свойства сплава АК9М2СХ. Более

высокая степень рафинирования и модифицирования сплавов подтверждается снижением удельного электросопротивления.

Полученные закономерности в изменении физико-механических свойств сплава АК9М2СХ при обработке добавками Sb_2S_3 были подтверждены и на сплаве АК5М2. Таким образом, использование серы при модифицировании в виде соединений позволяет более эффективно влиять на процесс структурообразования алюминиевых сплавов, содержащих в своем составе повышенное количество железа.

Следует также отметить, что введение серы в расплав в виде соединений значительно уменьшает количество газовых выбросов, образующихся при модифицировании. Сравнительная оценка известных и разработанных серосодержащих составов по интенсивности выделения серы из расплава при изотермической выдержке после ввода модификаторов показала, что добавка ее в виде соединений способствует значительному уменьшению концентрации паров серы в зоне обрабатываемого расплава. При этом общее количество газовых выбросов снижается в 8-10 раз.

Список литературы

1. *Немененок, Б.М.* Теория и практика комплексного модифицирования силуминов / Б.М. Немененок. - Минск: Технопринт, 1999. - 272 с.

2. Complex grain refining of Al-Si alloy with a high Fe content / H.W. Bergmann [u.a.] // Aluminium. - 1996. - V.72. - № 5. - P. 354-356.

3. *Андросик, Е.И.* Влияние процесса микролегирования на форму кристаллических образований полупроводниковых фаз, выделяющихся при затвердевании сплавов Al-Sb и Al-Si / Е.И. Андросик // Автореф. дис. канд. техн. наук: 05.16.04 / Бел. политех. ин-т. - Минск, 1970. - 16 с.

УДК 621.74

А. Є. Русабров, Д. В. Мариненко, О. І. Пономаренко

Національний технічний університет

«Харківський політехнічний інститут», м. Харків

ПРОБЛЕМИ ВТРАТИ ВУГЛЕЦЮ ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ ВИЛИВКІВ ПРИ ЛИТТІ В ГАРЯЧІ КЕРАМІЧНІ ОБОЛОНКОВІ ФОРМИ

Відома проблема при литті методом ЛВМ в гарячі керамічні оболонкові форми у втраті вуглецю поверхневого шару виливків [1]. Ця проблема особливо помітна при литті дрібних деталей з товщиною стінок до 3 мм і високими вимогами до твердості та зносостійкості такі як робочі деталі спускового механізму. Також масивні високо навантажені деталі важкої техніки, так як глибина без вуглецевого шару може досягати 2-3 мм і сильно впливати на експлуатаційні властивості деталі, її подальшу механічну обробку. В роботі Жаркова В.Ф.[2] було запропоновано використовувати графіто-містку фарбу для нанесення її на восківки перед процесом створення керамічної оболонки. Були наведені склади фарб і отримані результати.

Метою роботи стало дослідження глибини та інтенсивність вуглецювання металу для відливок зі складною, різностінною конфігурацією, заснована на припущенні, що в зв'язку з різними часом застигання металу і різним температурним градієнтом в різних вузлах виливка процес вуглецювання буде протікати по різному. [1]

Дослідження проходили на підприємстві "ДП ПФ" БМР-Сервіс "був обраний для дослідження виливок" Важіль В1320.67.055 "матеріал 35ХГСЛ ГОСТ 977-88. Склад фарби використовувався ЕТС40 - 25% Графіт зернистий марки А ТУ 1916-109-71-2000[2] нанесений на восковку за допомогою пензлика. Подальші операції проводились за існуючим технологічним процесом. З різних термічних вузлів виливка було вирізано 3 зразки і досліджені за допомогою мікроскопа Olympus bx51m і твердоміра ТК-14-250 та внесені в (таб.1).

Зразок який був відібраний з самого гарячого вузла отримав найбільшу глибину вуглецювання. Хоча склад фарби можна змінювати, на даному етапі видно що для масивних і складних по конфігурації деталей глибина вуглецювання може відрізнятися в 4 рази. Це ймовірно може негативно впливати на експлуатаційні властивості виливки.

Таблица 1. Результати досліджень

№	Глибина вугле-цевого шару	Зміст вуглецю у верхньому шарі%	Зміст вуглецю в зразку%	Твердість верхнього шару HRC	Твердість виливки HRC
1	0,2- 0,25 мм	0,42-0,5	0,33-0,35	33-41	32-36
2	0,4-0,5мм	0,48-0,55		35-41	
3	0,9-1мм	0, 52-0,98		37-45	

Було запропоновано провести тривалий отжиг виливки з наступною термічною обробку за існуючим технологічним процесом, для того щоб розчинити частину карбідного шару і зробити повторні дослідження і додаткові механічні випробування.

Література

1. Бокштейн Б.С. Диффузия в металлах/Б,С. Бокштейн - М: Металлургия, 1978 - 247-249с.

2. Предупреждение обезуглероживания поверхности отливок, при литье по выплавляемым моделям / Жарков В.Ф. / Научный взгляд в будущее - 43-45с, Т.1,20 44с 2021.

UDC 537.84:669.18:621.746.5

A. Semenko, O. Verzilov, U. Kulish, D. Goyda

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

semenko.au@gmail.com

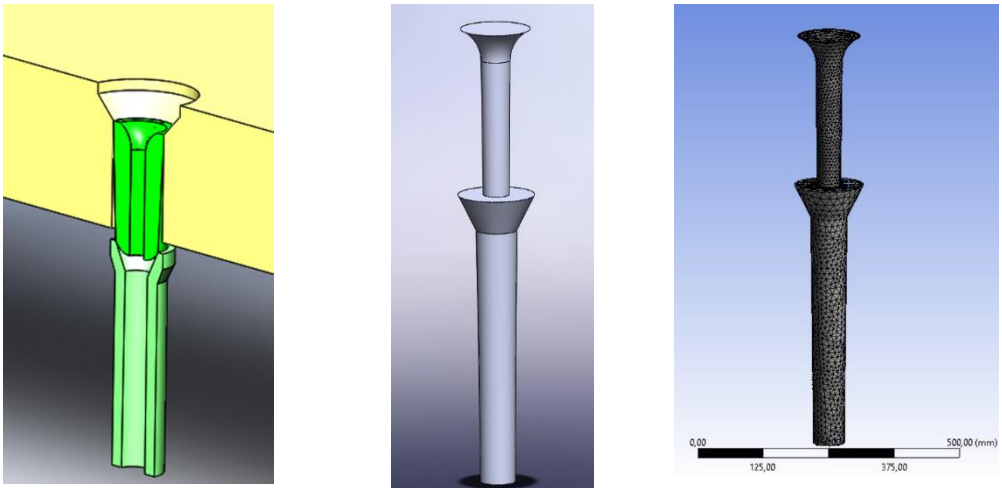
NUMERICAL SIMULATION OF THE PRESSURE-AND-FLOWRATE CHARACTERISTICS IN CONTINUOUS CASTING WITH CONDITIONS OF SMALL MELTING MASS VOLUMES OF METALLURGICAL MICRO-MILLS

This paper presents the results of mathematical modeling of the pressure-and-flowrate characteristics at the area "tundish - submerged entry nozzle (SEN) - mold" (Fig. 1) of continuous casting machine (CCM) for continuous and semi-continuous casting of

steel in conditions of metallurgical micro-mills. Studies conducted using the license Multiphysics package Fluid CFX ANSYS Academic.

$$\upsilon = \mu\sqrt{2gh_2}\text{ , m/s} \quad (1)$$

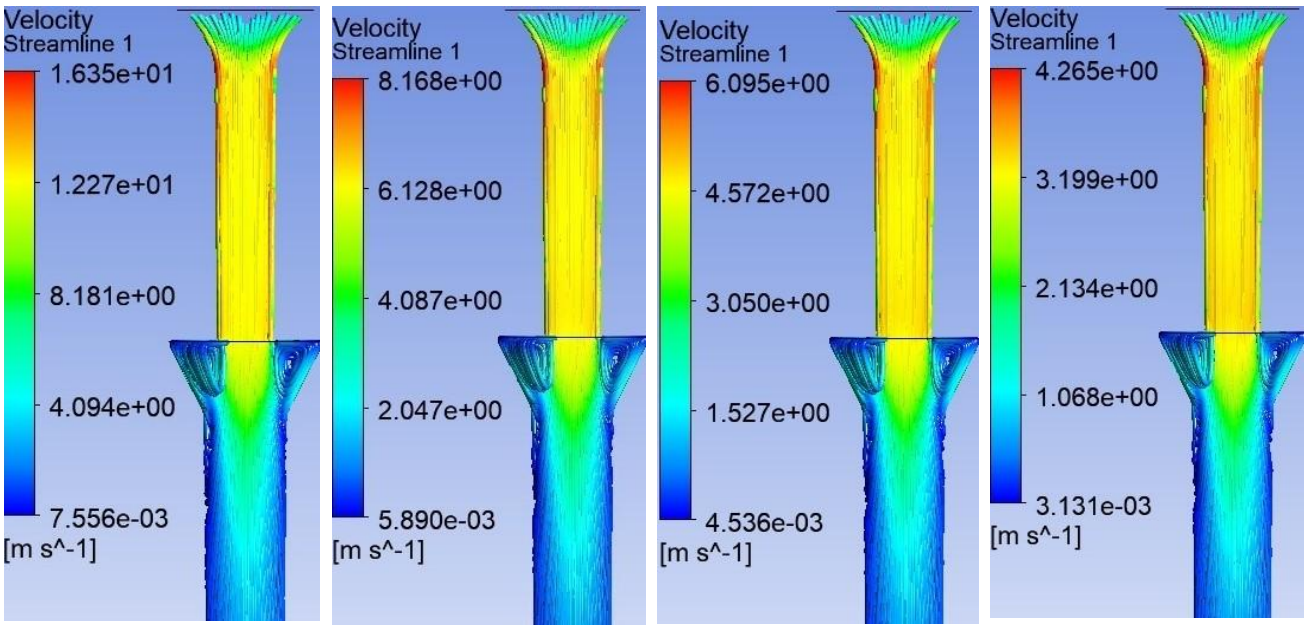
where : μ - coefficient of hydraulic resistance when the liquid is outflowing from the tundish, the total coefficient of hydraulic resistance on the way from the crucible to the SEN of the tundish is 0.75.; g – acceleration of free fall, = 9.8 m/s^2; h - the level of the melt (height of filling in the tundish), m (h for pressure casting from 0.7 m, for the low-pressure casting is 0.1 m). It follows from this that the linear velocity of pressure casting in the investigated section is 2.78 m/s, and at low-pressure casting 1.05 m/s, which is one of the main boundary conditions in the calculation by the finite element method (FEM) [2].



(a) (b) (c)

Fig. 1 – Schematic illustrations: 3-D model (a, b), grid for numerical simulations (c)

The linear casting speed (melt outflow from the casting tundish) depends on the height of the metal in this tundish [1]:



(a) - 2,78 m/s (b) - 1,4 m/s (c) - 1,05 m/s (d) - 0,74 m/s

Fig. 2 – Numerical simulation of the pressure-and-flowrate characteristic with different linear casting speed (κ-ε turbulence model): during the pressure casting (a, b) and the low-pressure casting (c, d)

Separately, it was considered that it is necessary to form circulation flows in the lower part of the tundish at a height of no more than 04-0.5 loading height, which makes it possible to significantly improve the refining process, to avoid the capture of slag particles. Subject to the above, the linear velocity of pressure casting in the investigated area is 1.4 m/s (with a filling height of 175 mm), and with a low-pressure casting 0.74 m/s (with a filling height of 50 mm). In many experimental simulations, even very recent ones, the standard k–ε turbulence model is used for the turbulence modeling of the liquid phase. The results are shown on fig. 2.

Figure 2 show the velocity streamlines of steel, it showed that with the increase of casting velocity, the temperature distribution is unsymmetrical in the SEN due to the unstable flow of the melt. The results have shown the need to use electromagnetic devices. Such devices should enhance the columnar-to-equiaxed transition during solidification and reduce the surface and subsurface defects by the way of increasing the compactness of the jet and to reduce vortex formation in the SEN zone, as well as to increase its term of use.

УДК 669.131.622:669.74

О.Д. Семенов, В.З. Куцова, В.Є. Хричиков

Національна металургійна академія України, Дніпро

ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ УТЯЖИН У ФАСОННИХ ВИЛИВКАХ

Одним з видів браку виробів, отриманих способом лиття, є утяжини (ДСТУ 9051:2020. ГОСТ 19200-80. Виливки з чавуну і сталі. Дефекти. Терміни та визначення понять) – це дефект виливків у вигляді заглиблення із заокругленими краями на поверхні виливку, що утворився внаслідок усадки металу при затвердінні. Найчастіше такі дефекти фіксують при виготовленні художніх виливків в частинах зі збільшеною товщиною стінки.

Причиною виникнення утяжин в більш масивних стінках виливку є теплові вузли, з центру яких розплав фільтрується для живлення усадки затверділого шару, у тому числі тонких стінок. Тепловий вузол у виливку – це ділянка потовщення стінки виливку, яка після заливки металу охолоджується повільніше, ніж інші ділянки. При переміщенні розплаву для живлення усадки затверділого шару, в центрі теплового вузла виникає порожнеча і розрядження, що призводить до втягування і викривлення затверділого шару металу на частині поверхні виливку з меншою міцністю. Для художніх виливків порожнеча всередині стінки не є ознакою браку, але викривлення робочої поверхні внаслідок виникнення утяжини – неприпустимо.

Попередити утворення усадкової раковини можливо завдяки надливу, але дистанція дії надливу (глибина живлення) обмежена. Для виливків фасонних з неоднаковою товщиною стінки і розвиненою поверхнею встановлення надливу над всіма масивними частинами і тепловими вузлами неможливо. Ділянка щільного металу поблизу поверхні тепловідведення (торцевий ефект) зменшить об'єм усадкової раковини, але не забезпечить компенсацію усадки теплового вузла.

Тому з метою усунення утяжин у виливках з потовщеними частинами стінки, розроблено технологія, яка запобігає виникненню розрядження і викривленню поверхні. Випробування технології на художніх виливках підтвердило реалізацію запропонованого способу лиття.

УДК 669-154:54-14:539.53:532.782

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

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

rsruslan17@gmail.com

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕМПЕРАТУРИ ПЕРЕГРІВУ РОЗПЛАВУ НА МАКРО- І МІКРОСТРУКТУРУ СПЛАВУ В96ц

Направлена заміна властивостей металічних розплавів за допомогою зовнішніх дій та покращення за рахунок цього фізико-механічних характеристик – це є надзвичайно важлива технічна проблема, вирішення якої дає змогу відкрити нові можливості щодо їх використання. В процесі дослідження багатокомпонентних систем металічних розплавів велику увагу приділяють ступеню мікронеоднорідності. Під останнім розуміють різницю в структурі ближнього порядку окремих мікрооб'ємів рідини. Важливо знати, як температура перегріву може змінити будову розплаву, яка в свою чергу впливає на на макро- і мікроструктуру сплаву в твердому стані. Систематичні дослідження впливу гомогенізуючої термообробки розплавів на основі алюмінію на структуру отриманих з них кристалічних зразків проводили Попель П. С. і Бродова І. Г. [1].

У даній роботі за допомогою термічного аналізу досліджено вплив температури перегріву розплаву високоміцного сплаву В96ц на температуру переохолодження та встановлено екстремальну її дію на процес кристалізації. Також досліджено вплив швидкості охолодження та температури перегріву даного розплаву на структуру виливків. Встановлено, що розмір зерна та дендритний параметр із збільшенням швидкості охолодження зменшується, а мінімальному розміру зерна відповідає максимальне переохолодження при кристалізації розплаву (рис. 1). Вплив температури перегріву має екстремальний характер, тобто існують температурні області перегріву розплаву, які приводять до максимального подрібнення структури (рис. 2). Порівняння мікроструктур, які наведено рисунку 2 (а, б, в) показує, що після перегріву розплаву до різних температур (700 °С, 750 °С, 800 °С, 850 °С, 900 °С, 1000 °С) дендритний параметр спочатку збільшується до 105 мкм, а потім зменшується до 99 мкм, при цьому досягаючи найменшого значення при температурі 850 °С (рис. 1а). На фотографіях макроструктури (рис. 2 г, д, е, ж) зразків сплаву В96ц чітко видно, що макро-

зерно спочатку збільшувалося при перегріві до 750 °С, а потім стало найдрібнішим при

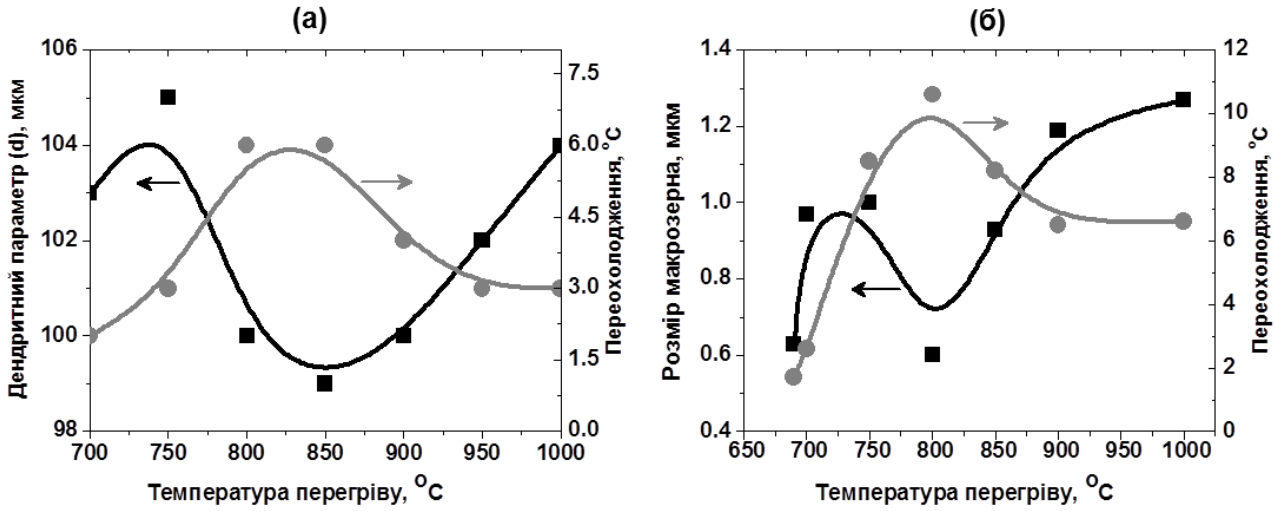
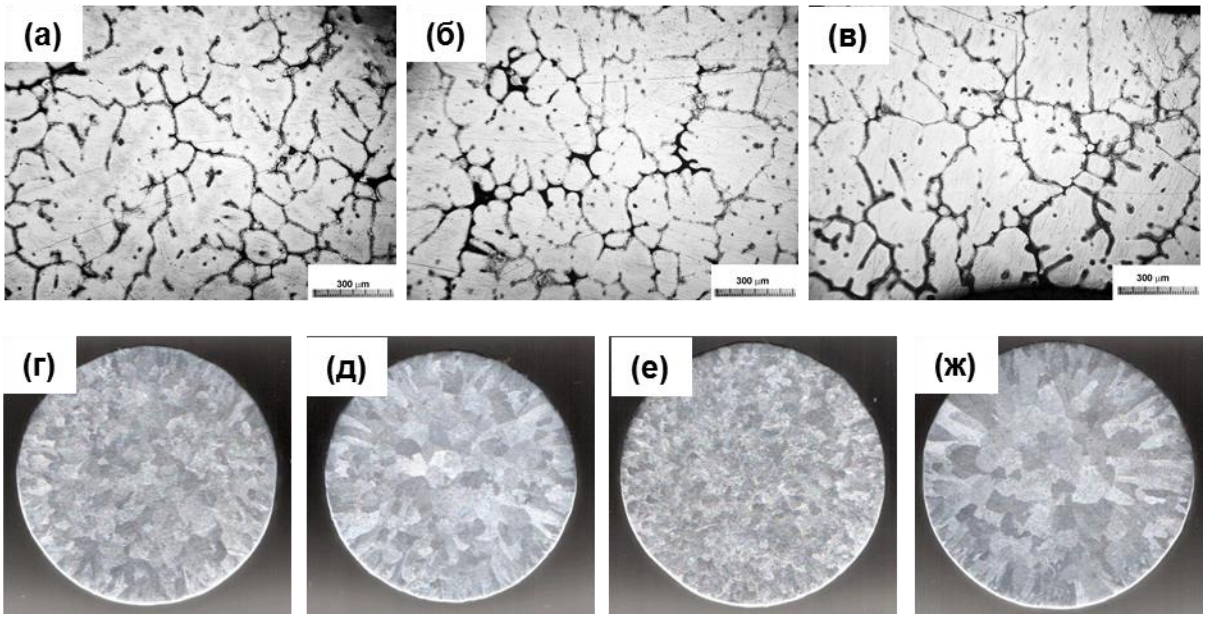


Рис. 1 – Вплив температури перегріву та переохолодження на дендритний параметр (а) і розмір макрозерна (б) в зразках з високоміцного алюмінієвого сплаву В96ц

перегріві до 800 °С (рис. 1б). З графіка (рис. 1 б) видно, що розмір макрозерна та переохолодження змінюються екстремально при збільшенні температури перегріву – мінімальному розміру зерна 0,6 мм відповідає максимальне значення переохолодження (приблизно 10-11 °С) при кристалізації розплаву. Екстремальний характер змін розміру макрозерна та дендритного параметру при перегрівах розплаву можна пояснити з точки зору кластерної будови розплаву [2, 3] та її впливу на процес кристалізації і формування структури виливка. Також було встановлено, що структура сплаву залежить від мікроструктури шихти, при цьому спадковість може відігравати ключову роль – для зразків одержаних з використанням дрібнокристалічної шихти дендритний параметр був майже в два рази менше ніж в зразках виготовлених із крупнокристалічної шихти.



а – 750 °С; б – 850 °С; в – 900 °С; г – 700 °С; д – 750 °С; е – 800 °С, ж – 900 °С

Рис. 2 –Вплив температури перегріву на дендритний параметр (а), (б), (в) та макроструктуру (г), (д), (е), (ж) в зразках з високоміцного алюмінієвого сплаву В96ц

В даній роботі встановлено, що розмір макрозерна та дендритний параметр змінюються екстремально в залежності від температури перегріву. Екстремальний характер змін розміру макрозерна та дендритного параметру при перегрівах розплаву можна пояснити з точки зору кластерної будови розплаву.

Список літератури

1. Brodova I. G., Popel P. S., Eskin G. I. Liquid Metal Processing: Applications to Aluminum alloys Production. Taylor Francis, London and New York.- 2002, 269 p.

2. Цепелев В. С., Канашков В. В., Баум Б. А. Свойства металлических расплавов. – Екатеренбург: УГТУ – УПИ, 2008, - Ч.2. – 383 с.

3. Попель С. И., Спиридонов М. А., Жукова Л. А. Атомное упорядочение в расплавленных и аморфных металлах по данным электронноrрафии. – Екатернебург: УГТУ: УПИ, 1997. – 384 с.

УДК 669.017.12/15:621.745.56:537.84

О. В. Середенко, В. О. Середенко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

ВПЛИВ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ І ПОСТІЙНОГО МАГНІТНОГО ПОЛЯ НА МОРФОЛОГІЮ ВКЛЮЧЕНЬ ПЕРВИННОЇ ФАЗИ В ЗАЕВТЕКТИЧНОМУ СПЛАВІ АЛЮМІНІЮ З МІДДЮ ТА РІДКІСНОЗЕМЕЛЬНИМИ МЕТАЛАМИ

Сплави алюмінію з добавками рідкісноземельних металів (РЗМ) є перспективними матеріалами для конструкцій, вантажопідйомних пристроїв, автомобільної, аерокосмічної та електронної техніки. У ряді випадків вони є альтернативою сплавам систем Al-Cu і Al-Si. Внаслідок більшої механічної міцності при підвищених температурах, корозійної стійкості і кращим ливарним властивостям. Однак застосування сплавів заевтектичного складу стримується через утворення в литій структурі грубих (довжиною понад 100 мкм) первинних інтерметалідів з плоскими гранями і кутами в їх зчленуваннях при швидкостях охолодження, що характерні для звичайних способів лиття (до 10^2 °С/с). Дану проблему вирішують зміною хімічного складу сплаву і застосуванням підвищених швидкостей охолодження, що переводить систему в до- чи заевтектичний стан. Для зниження шкідливого впливу включень з подібною морфологією в сплаві формують велику кількість евтектик, які оточують їх або застосовують спеціальну термообробку, що дозволяє вплинути на розміри включень.

Аналіз літературних даних показав, що за умови дестабілізації плоскої поверхні зростаючого кристала його форма змінюється на сітчасту, вона стає плавною, з'являється тенденція відділення фрагментів від включення. У разі спеціальної організації такої дії можна впливати на форму включень без використання вище зазначених витратних методів. Є відомості, що постійне магнітних поле здатне викликати дестабілізацію плоского фронту затвердіння за рахунок перемішування в мікрошарі розплаву, що примикає до зростаючої твердої фази. Це відбувається під дією електромагнітної сили, яка виникає при взаємодії термоелектричних струмів з накладеним на метал постійним магнітним полем. Токи генеруються через різницю температур при проростанні кристала в переохолоджений розплав.

Метою роботи було вивчення змін морфології первинних інтерметалідів при охолодженні сплаву Al з 3,7 % мас. Cu і 13 % мас. РЗМ (у вигляді мішметалу) зі швидкостями 4, 10 і 30 °С/с під впливом постійного магнітного поля з індукцією (В) ~ 0,1

Тл. Плавку сплаву проводили в печі електроопору. Після розплавлення сплаву Al з Cu додавались РЗМ, метал перемешішувався, перегрівався до 820°С і видержувався 10 хв при такій температурі. Готовий розплав розливався у форми, де охолоджувався і затвердівав без (контрольний метал) і під впливом магнітного поля. В результаті металографічного аналізу встановлено, що у всіх зразках сплаву були присутні інтерметаліди з характерною морфологією. В залежності від форми вони були об'єднані в групи (рис. 1): 1 – з пласкими гранями і кутами, 2 – з плавними контурами, 3 – такі що руйнуються з відділенням фрагментів. Основні відмінності в структурі сплавів, отриманих в різних умовах, були в змінах кількості включень (виражено у %), що відносились до різних груп (рис. 2).

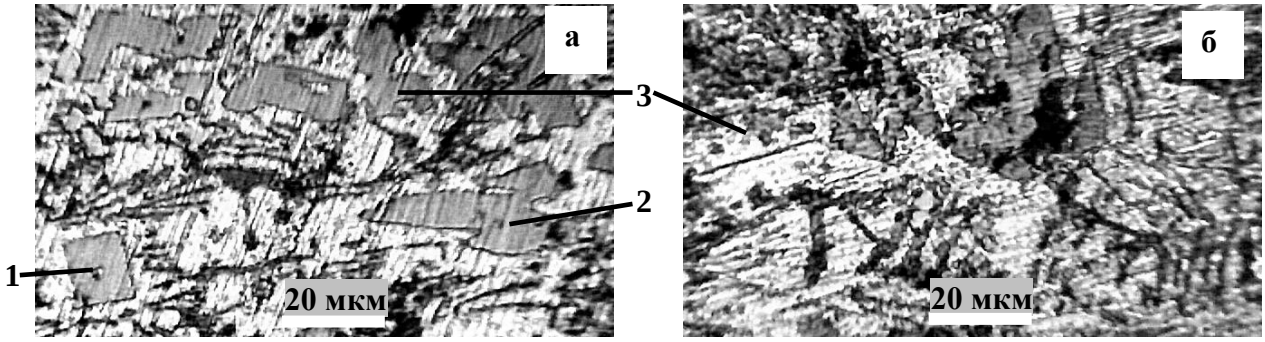


Рис. 1 – Форми включень у сплаві Al - 3,7Cu -13 % РЗМ: а – В = 0 Тл, б – В ~ 0,1 Тл.

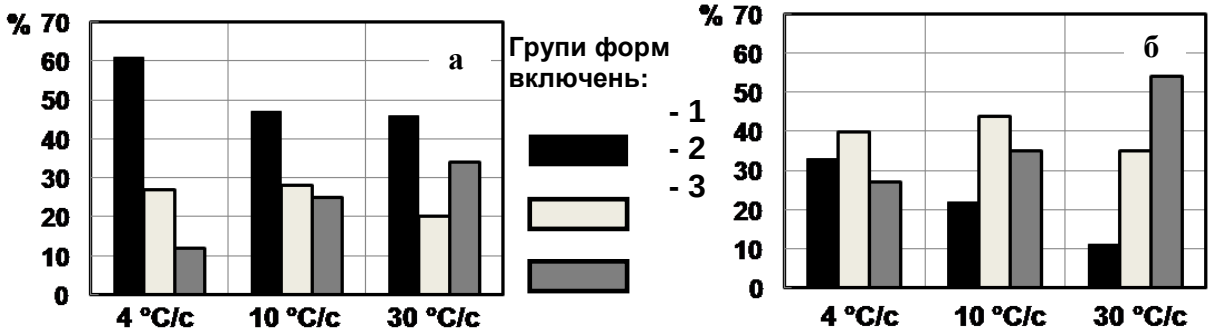


Рис. 2 – Зміна кількості включень з різними формами залежно від швидкості охолодження і індукції магнітного поля: а – В = 0 Тл, б – В ~ 0,1 Тл.

У контрольному сплаві при всіх швидкостях охолодження найбільш численною в структурі сплаву була група включень з небажаною формою. Кількість первинної фази зі сприятливою формою (групи 2 і 3) зростала в дослідженому діапазоні швидкостей охолодження з ~ 40 до ~ 60 %. Під впливом магнітного поля відбулося суттєве

скорочення числа включень групи 1 – в ~ 2 рази при 4 і 10 °С/с та в ~4 рази при 30 °С/с. Форма, що відповідала 2 і 3 групі, спостерігалась у 70 – 90 % інтерметалідів. Таким чином, із допомогою постійного магнітного поля можлива зміна морфології більшості включень первинних інтерметалідів при швидкостях охолодження, що характерні для звичайних способів литва.

УДК 669.017.12/15:621.745.56:537.84

О. В. Середенко, В. О. Середенко, О. А. Паренюк

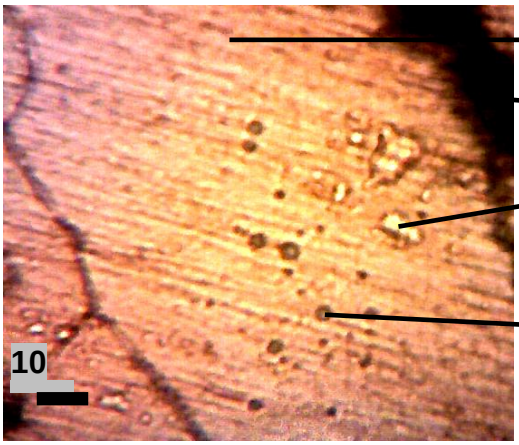
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

МІКРОСТРУКТУРА СТРУМОЗ'ЄМНОГО ШАРУ КОНТАКТНИХ ВСТАВОК ПАНТОГРАФІВ ІЗ ДИСПЕРСНОЗМІЦНЕНОГО МАТЕРІАЛУ НА ОСНОВІ МІДІ

Струмоз'ємні пластини є одними із найбільш відповідальних деталей електротягового обладнання. Розробкою матеріалів для них активно займаються компанії промислово розвинутих країн. Матеріал для контактних вставок повинен мати високі показники електропровідності, міцності, твердості, електроерозійної стійкості, зносостійкості. Тому на сучасному етапі ведеться багато досліджень присвячених отриманню зміцнених матеріалів на мідній основі, що містять добавки, які забезпечують зміцнення (Ni, Fe, Mo, Cr, W) і знижують тертя при ковзанні контактного дроту по вставці (C, Sn, Pb). Для виготовлення деталей використовуються методи порошкової металургії, при яких проводиться змішування і спікання порошків основи і добавок, що супроводжується утворенням пор, нерівномірним розподілом компонентів і, у ряді випадків, погіршенням зчеплення часток добавки з основою матеріалу. Під час експлуатації таких матеріалів відбувається нерівномірний знос компонентів з різною твердістю, що підвищує шорсткість поверхні вставки і навантаження на контактний дріт. Тому отримання включень зміцнюючої фази безпосередньо в розплаві сприяє зниженню пористості, кращому їх зчепленню з матеріалом основи і зниженню вартості виробництва матеріалу. Такі включення можуть бути сформовані в сплавах, з температурно-концентраційною зоною незмішування рідких фаз, обмежених бінодалью. Мета роботи полягала в оцінці мікроструктури струмоз'ємного шару вставок пантографів із дисперснозміцненого матеріалу на основі міді з дисперсними включеннями, що утворюються в розплаві із області мікроемульсованого стану (в зоні над біно-

даллю), при спеціально організованому електромагнітному впливі, в порівнянні зі структурою матеріалу, який використовується на Укрзалізниці, з включеннями, сформованими із зони емульсованого стану (під бінодаллю).

Струмоз'ємний шар вставки складався із спеченого порошку сплаву на основі Cu з 4 % мас. легуючого комплексу FeCrC. Сплав FeCrC містив 16 % Cr , 1,4 % C, решта – залізо і домішки. Мікроструктура цього шару вставок, що експлуатуються на Укрзалізниці характеризувалась присутністю, як крупних включень (до 85 мкм), так і дисперсними включеннями зміцнюючої фази від ~ 1 до 10 мкм, при наявності їх скупчень. Частина включень не була насичена міддю (рис. а).



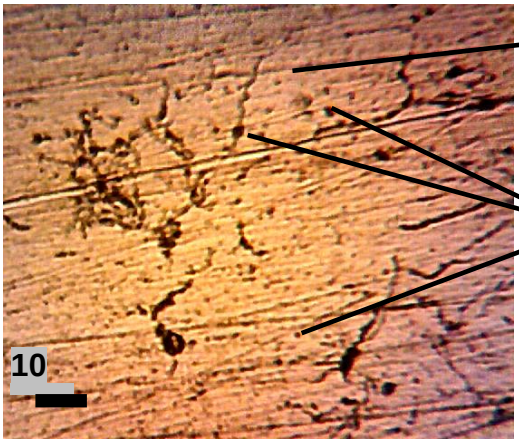
Зерно

Пора

Включення фази на основі FeCrC, що не насичені міддю

Емульсовані включення фази на основі FeCrC насичені міддю

а



Зерно

Мікроемульсовані включення фази на основі FeCrC насичені міддю

б

Рис. Мікроструктури емульсованого сплаву, що використовується (а) і дослідного мікроемульсованого сплаву (б).

В дослідному мікроемульсованому сплаві були відсутні крупні включення, їх скупчення, а склад зміцнюючої фази був рівноважним (рис. б). Дисперсні включення FeCrC в основному мали розмір ~ 1 мкм і були розміщені в зернах, а частина (~ 10 %) на їх границях. Середній розмір зерна сплаву складав 28 мкм при діапазоні 8 – 35

мкм. У порівнянні зі стандартним сплавом розмір зерна, товщина міжзеренних прошарків і пористість знизились до 2 разів.

Дослідний сплав на основі міді в контактних вставках пантографів порівняно зі сплавом, що використовується мав більшу твердість і менший питомий електроопір, що призвело до кращої збалансованості співвідношень показників твердості (з 0,76 до 0,80) та питомого електроопору (з 0,82 до 0,90) контактного шару вставки і контактного дроту.

УДК 621.74.06

О. В. Скрипник, В. В. Святський, С. В. Конончук

Центральноукраїнський національний технічний університет, Кропивницький

ЗМІШУЮЧІ БІГУНИ ДЛЯ ПРИГОТУВАННЯ ФОРМУВАЛЬНИХ ТА СТЕРЖНЕВИХ СУМІШЕЙ

Формувальні і стержневі суміші складаються в більшості випадків зі свіжих піщано-глинистих формувальних матеріалів, регенерату, оборотної суміші і різноманітних добавок. Процес приготування сумішей включає [1]:

– розвантаження, складування і підготовку свіжих піщано-глинистих матеріалів і добавок;

– підготовку зворотної формувальної суміші;

– регенерацію відпрацьованих сумішей;

– приготування сумішей.

Свіжі піски і необхідні добавки готуються на складах формувальних матеріалів, де проходить сушка, охолодження і просіювання кварцових пісків; різання, сушка та подрібнення глини; розмелювання кам’яного вугілля; подрібнення і просіювання високовогнетривких матеріалів (магнезиту, циркону і інш.); приготування рідких зв’язуючих матеріалів, глиняних суспензій тощо.

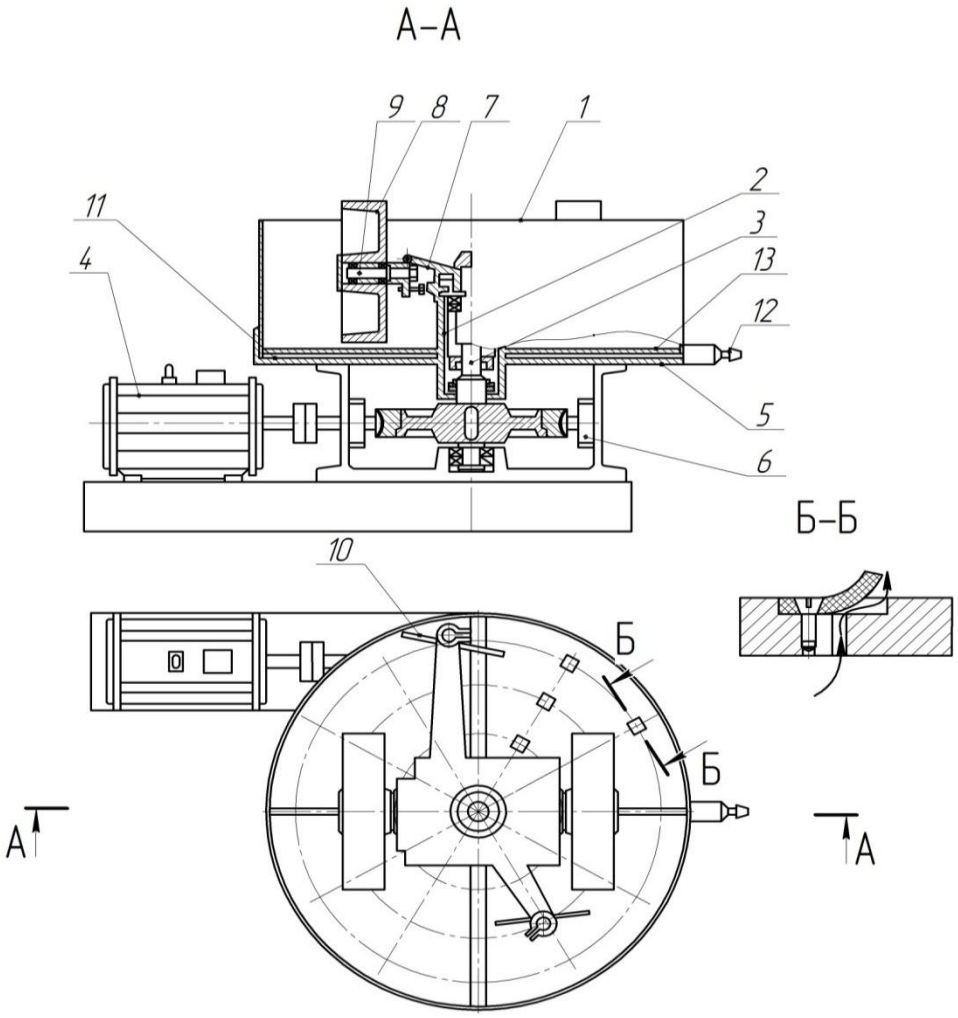
Підготовка зворотної суміші полягає в просіюванні, магнітній сепарації, охолодженні і гомогенізації, тобто надання їй однорідності за вмістом вологи і температури.

Регенерація відпрацьованих сумішей – це процес відновлення зернового складу суміші і активація поверхні зерен піску.

Приготування сумішей включає дозування вихідних матеріалів, їх змішування, витримку суміші і її розпушення.

Для виконання даних операцій застосовується різні типи ливарного обладнання, що призводить до значного здорожчення вартості готових відливків.

В сучасних ливарних цехах основним устаткуванням для приготування формувальних і стержневих сумішей є змішуючі бігуни з вертикальними катками [2].



1 – чаша; 2 – тумба; 3 – вертикальний вал; 4 – електродвигун; 5 – днище чаші; 6 – редуктор; 7 – траверса; 8 – котки; 9 – осі; 10 – плужки; 11 – порожнина; 12 – штуцер; 13 – сектори; 14 – отвори; 15 – клапани

Рис. 1 – Змішуючі бігуни

Авторами запропоновано за рахунок зміни конструкції бігунів (див. рис. 1) інтенсифікувати процес приготування формувальних і стержньових сумішей та скоротити кількість задіяного ливарного обладнання.

Процес приготування сумішей на вказаних змішувачах проходить таким чином. Вмикають електродвигун 4, в чашу 1 завантажують компоненти формівної суміші,

вмикають вентилятор, який входить в комплект поставки разом із змішувачем (на рис. 1 не показано), і вдувають повітря в порожнину 11. Повітря, яке знаходиться в порожнині 11, тисне на клапани 15 у вигляді гнучкого елементу і підіймає їх, утворюючи, як наслідок, щілини між стінками отворів 14 і клапанами 15, крізь які проходить стиснене повітря і продуває суміш.

В чаші 1 утворюється псевдорозріджений шар, який полегшує процес перемішування суміші, полегшує переміщення котків і плужків, інтенсифікує охолодження та знепилення суміші (пилоуловлювальний пристрій на рис. 1 не показано, він є типовим).

Після закінчення часу перемішування вентилятор вимикається, клапани 15 у вигляді гнучкого елементу перекривають прямокутні отвори 14 в секторах 13, при цьому відчиняється розвантажувальний отвір в чаші (на рис. 1 не показано). Після закінчення розвантаження розвантажувальний отвір зачиняється. Цикл закінчено.

Наявність клапанів забезпечує автоматичне перекриття отворів, коли відсутня продувка. Тобто при зниженні тиску в порожнині між днищами суміш не буде просипатись, що збільшує термін служби змішувача і його продуктивність, збільшує час між ремонтами.

Завдяки використанню даних бігунів процес виготовлення формувальних та стержневих сумішей не вимагає збільшення капітальних витрат і додаткових джерел енергії. Виготовлення запропонованих змішувачів піц силу ремонтним службам ливарних цехів.

Список літератури

1. Технология литейного производства [Электронный ресурс]: учебник / Ю. И. Категоренко [и др.]; под ред. Ю. И. Категоренко, В. М. Миляева. 2-е изд., перераб. и доп. – Екатеринбург: Изд-во Рос. гос. проф.-пед. ун-та, 2018. – 684 с.

2. *Лукьянов, В. И.* Оборудование литейных цехов // В.И. Лукьянов, К. В. Шаров, А. М. Ханов. – Перьм: Изд-во Пермского нац. исслед. политехн. ун-та, 2014. – 421 с.

УДК 624

Смирнов А.Н., Лысенко Т.В., Васильев Д.И., Баца И.

Одеський Національний Політехнічний Університет, Одеса

АНАЛИЗ КОНСТРУКЦИЙ КРИСТАЛЛИЗАТОРОВ МНЛЗ

Кристалізатор є один з найбільш важливих вузлів, визначальних раціональну роботу МНЛЗ і оптимальну якість безперервно-литої заготовки.

Кристалізатор виконує функцію прийому рідкого металу, потрапляючого в нього з проміжного ковша, а також переведення частини рідкої сталі в твердий стан за допомогою відведення тепла охолоджуючої водою. При цьому в кристалізаторі відбувається формоутворення заготовки. В ході перебування металу в кристалізаторі від НЛЗ відводиться від 15% до 35% всього тепла [1], котра акумульована металом.

Удосконалення конструкції кристалізаторів охоплює методи оптимізації тепловідводу і управління однорідністю товщини твердої оболонки злитка, що формується в кристалізаторі; запобігання деформації гільзи кристалізатора в процесі експлуатації; збільшення терміну служби гільзи; оперативне зміна перерізу заготовки та ін.

Кристалізатор являє собою водоохолоджувальну проточну гільзу. Матеріал, з якого вона виготовляється, повинен бути теплопровідним. Тому для виготовлення гільз використовується мідь, сплав міді з сріблом або сплав міді з хромом і цирконієм, які забезпечують високу інтенсивність відведення тепла від поверхні НЛЗ.

Всі конструкції кристалізаторів можна об'єднати в три великі групи: блокові, гільзові і збірні. Всі вони, в залежності від форми, технологічної осі МНЛЗ можуть бути прямолінійними і круговими.

Блокові кристалізатори виготовляються з цельнокатаних або литих мідних блоків з товщиною стінок 150 ... 175 мм. У стінках просвердлені отвори, за якими проходить охолоджуюча вода. Кристалізатори такого типу характеризуються відносною довговічністю, відсутність стиків між стінками забезпечує досить високу надійність їх в роботі. У той же час вони дорогі у виготовленні. В процесі експлуатації виникають термічні навантаження, що викликають деформації стінок і утворення в них тріщин (особливо по кутах). Все в кінцевому підсумку знижує продуктивність МНЛЗ і погіршує якість НЛЗ. Ремонт таких кристалізаторів утруднений. В даний час в масових промислових масштабах такі кристалізатори не застосовуються.

Гільзові кристалізатори виготовляються з суцільнотягнутих мідних труб з товщиною стінки 10 ... 20 мм. Охолоджуюча вода з високою швидкістю (понад 12 м / с) рухається між корпусом і гільзою по зазору шириною 3 ... 5 мм, забезпечуючи інтенсивний і рівномірний відвід тепла. Необхідно відзначити, що викривлення гільзи запобігає також пристроєм ребер жорсткості.

Гільзові кристалізатори набули широкого поширення на МНЛЗ, що відливають порівняно невеликі по перетину сортові заготовки переважно квадратного перетину з максимальним розміром сторін 180 - 200 мм, а також для відливання круглих, порожнистих та інших профілів. Великою перевагою таких кристалізаторів є можливість досягнення високих швидкостей розливання, а також простота конструкції і порівняно невисока вартість. Однак гільзові кристалізатори не придатні через недостатню твердість мідних тонкостінних гільз для розливання прямокутних і великих квадратних перетинів, а також практично не відновлюються при ремонтах.

Збірні кристалізатори виготовляються з чотирьох окремих мідних плит, кожна з яких для більшої жорсткості кріпиться шпильками на окремій сталевій плиті. Залежно від товщини плит кристалізатори діляться на тонко- (15 ... 25 мм) і товстостінні (50 ... 100 мм). Для зняття температурних напружень в плитах викликають їх деформації, і для запобігання утворення зазорів між стінками плит стягують болти забезпечені пружинними компенсаторами.

Такі кристалізатори широко застосовуються для відливання прямокутних листових заготовок - слябів і великих блюмів, так як висока жорсткість стін дозволяє витримувати без деформації дуже велике ферростатичний тиск.

Збірна конструкція у міру зносу поверхні мідних плит забезпечує можливість неодноразових її ремонтів, що дає велику економію міді.

Характерною особливістю збірного кристалізатора є можливість зміни ширини відливаємої заготовки. Це досягається переміщенням вузьких стін вставлених між широкими, за допомогою різних механічних або електромеханічних приводів.

При високих швидкостях розливання (понад 3 м / хв) на сучасних сортових МНЛЗ, рекомендується застосовувати кристалізатори довжиною ≥ 900 мм. У світовій і вітчизняній практиці при розливанні сортової заготовки найбільш стабільні результати розливання отримані на гільзових кристалізаторах довжиною 1000 мм.

Для забезпечення високої продуктивності МНЛЗ і необхідної якості поверхні заготовки, провідні фірми (виробники МНЛЗ) прагнуть до оптимізації геометричної форми гільзи кристалізатора, відходячи від класичних конструкцій. Завдяки цьому для сортових МНЛЗ досягнуто підвищення швидкості витягування НЛЗ в 1,2-1,5 рази. Мабуть, зусилля в галузі створення оптимальної геометричної форми гільзи кристалізатора триватимуть, що дозволить розливати сталь з ще більшими швидкостями.

Література:

1. Смирнов А.Н., Сафонов В.М. Сучасний рівень і майбутнє електросталеплавильного виробництва // Сталь. 2009. №1. - С.47-51.

2. Високі надійність і продуктивність машин безперервної розлив-ки сортової заготовки на заводі Badische Stahl Werke / М.Шмітт, А.Фолкерт, Ж.Барбе і ін. // Сталь. 2008. №2. - С.22-23.

УДК 537.84:669.18:621.746.5

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

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

stalevoz@i.ua , mgd@i.kiev.ua

УПРАВЛІННЯ БЕЗПЕРЕРВНИМ РОЗЛИВАННЯМ МЕТАЛУ МАГНІТОДИНАМІЧНИМ ПРОМІЖНИМ КОВШЕМ ЗА РАХУНОК РЕГУЛЮВАННЯ ЕЛЕКТРОМАГНІТНОЇ СИЛИ

Магнітодинамічний проміжний ківш (МД-ПК) конструкції ФТІМС НАН України має ряд технологічних переваг у порівнянні з існуючим обладнанням аналогічного технологічного призначення для процесів безперервного і напівбезперервного розливання сталі, у т. ч. в умовах малих металургійних виробництв, зокрема:

- можливість перенесення в проміжний ківш частини операцій по доведенню сталі (рафінування, легування, модифікування), які у традиційному технологічному ланцюжку зазвичай здійснюються в плавильному агрегаті або агрегаті «ківш – піч»;

- індукційний підігрів розплаву, що може бути здійснений як у всьому обсязі рідкометалевої ванни, так і безпосередньо під час розливання при перетіканні розплаву через індукційний канал до розливного вузла;

- можливість безконтактного управління розливанням металу за рахунок створення на ділянці індукційного каналу об'ємної електромагнітної сили;

- можливість зниження металостатичного напору при витіканні сталі з промковша, що визначає лінійну швидкість надходження рідкої сталі у кристалізатор машини безперервного лиття заготовок (МБЛЗ) і глибину проникнення перегрітого розплаву в тіло заготовки, що кристалізується;

- можливість оснащення промковша додатковим електромагнітним перемішу-

вачем пульсуючого і біжучого магнітного поля, що дозволяє інтенсифікувати процеси тепломасопереносу в обсязі металу, прискорити видалення неметалевих включень і розчинення добавок.

Проведено комплекс розрахунків і досліджень особливостей створення електромагнітної сили, електромагнітного тиску і створюваного напору при розливанні різних металів.

Відомо, що в магнітодинамічних пристроях у створенні електромагнітної сили беруть участь дві незалежні електромагнітні системи – індуктор, що збуджує в індукційному каналі змінний електричний струм, і електромагніт, що генерує на певній ділянці індукційного каналу зовнішнє магнітне поле. Оскільки індуктор забезпечує нагрів розплаву, раціонально підтримувати його електричну потужність у процесі розливання на постійному номінальному рівні, а величину створюваної об'ємної електромагнітної сили і генерованого електромагнітного тиску (і, відповідно, масову швидкість розливання) регулювати, змінюючи напругу живлення електромагніту і відповідно інтенсивність зовнішнього магнітного поля.

Так, розрахунки, фізичне моделювання і натурні експерименти для алюмінію показали, що створюваний у магнітодинамічному пристрої електромагнітний тиск досягає значень 25-30 кПа (~0,3 атм). Це відповідає металостатичному напору при розливанні не менше 1 м стовпа алюмінієвого розплаву і максимальній масової швидкості розливання близько 15 кг/с.

Для залізовуглецевих сплавів ці показники істотно нижче, що пояснюється, по-перше, більш низькими електричними властивостями чавуну і сталі у порівнянні з алюмінієм, по-друге, великими немагнітними зазорами з урахуванням більш високої температури і необхідністю застосовувати більші шари вогнетривких матеріалів. Так, для чавуну максимальний у магнітодинамічному агрегаті електромагнітний тиск становить 18 кПа, для сталі – близько 17 кПа, що в перерахунку становить максимальний напір при розливанні 0,212 м і 0,200 м для чавуну і сталі відповідно. Це відповідає максимальній масовій швидкості розливання таких сплавів не більше 20 кг/с.

Такі показники забезпечують повне управління (від повної зупинки до номінального значення) масової швидкістю розливання при напівбезперервному литті заготовок в умовах малих металургійних виробництв, де за схемою безперервного лиття з використанням МД-ПК періодично розливаються малі порції металу (5,0-30,0 т розплаву). При цьому забезпечується малонапірна подача сталі у кристалізатор, а мала масова швидкість розливання дозволяє підвищити керованість процесом і поліпшити

якість лиття.

У разі безперервного лиття заготовок в умовах великих металургійних підприємств з високою продуктивністю і великими обсягами розливаного металу, досяжні у МД-ПК для рідкої сталі значення масової швидкості розливання не завжди є достатніми для повного управління процесом. У цьому випадку (наприклад, при використанні двокамерного МД-ПК) можливе часткове регулювання масової витрати при розливанні у межах 20-50% від номінального значення, причому можливо як гальмування, так і прискорення розливання металу. Це особливо важливо для стабілізації розливання під час старту і фінішу процесу лиття, а також при періодичній зміні сталерозливних ковшів, що подають розплав у проміжний ківш.

УДК 624.744

Л.І. Солоненко[1], С.І. Реп′ях[2], Р.В. Усенко[2], Р.Д. Кириченко[1]

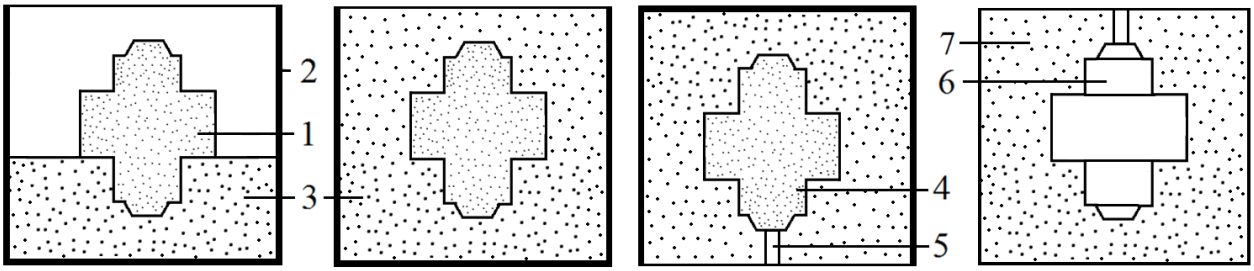
[1]Одеський національний політехнічний університет, Одеса

[2]Національна металургійна академія України, Дніпро

ВИГОТОВЛЕННЯ ЛИВАРНИХ ФОРМ ПАРО-МІКРОХВИЛЬОВИМ ЗАТВЕРДІННЯМ ПО ЗАМОРОЖЕНИХ ПІЩАНО-ВОДЯНИХ МОДЕЛЯХ

Використання замороженої води в якості самостійного матеріалу або сполучної речовини піщано-водяних сумішей для виготовлення моделей виливків та ливарних форм запропоновано і описано в багатьох публікаціях [1, 2 та ін.]. Комбінування замороженої моделі з піщано-водяної суміші і способу паро-мікрохвильового затвердіння (ПМЗ) дозволяє виготовляти об’ємно-замкнуті форми з високою чистотою поверхні та точністю розмірів для виробництва дрібних виливків зі залізовуглецевих та кольорових сплавів загальномашинобудівного призначення в умовах одиничного і дрібносерійного виробництва лиття. Спосіб ПМЗ сухих піщано-рідкоскляних сумішей є одним з перспективних напрямків виготовлення ливарних форм і стрижнів, що характеризується екологічною безпекою виробництва, економічністю та низькою енергоємністю [3].

Схема виготовлення ливарної форми за способом ПМЗ із замороженою піщано-водяною моделлю наведена на рис. 1.



а б в г

Рис. 1 – Схеми розташування замороженої моделі з закритою поверхнею в поліетиленовому коробі на шарі плакованого піску (а), формувальної суміші в коробі поверх моделі (б), короба після прорізання отвору в ливарній формі та його кантування (в), ливарної форми після видалення з неї зернистого матеріалу моделі та повторного кантування (г): 1 – заморожена модель; 2 – поліетиленовий короб; 3 – плакований пісок; 4 – чистий сухий пісок; 5 – отвір (живильник) для видалення піску з форми; 6 – робоча порожнина ливарної форми; 7 – ливарна форма (структурований пісок)

Відповідно до рис. 1, суть способу ПМЗ полягає в тому, що на дні поліпропіленової опоки (коробу) *2* виконують шар із сухого плакованого кварцового піску *3* (див. рис. 1,а). Для плакування якого було використано 1…3 % рідкого скла (за масою, понад 100% піску) з удаваною щільністю 1,42...1,46 г/см^3 та з силікатним модулем 2,8...3,0. Після змішування піску та рідкого скла суміш сушили до вмісту в рідкому склу вологи 17…20% (за масою).

На подушку з плакованого піску в опоці встановлювали заморожену модель *1* (див. рис. 1,а). Заморожену модель виготовляли з суміші кварцового піску і 5...10% води (за масою, понад 100% кварцового піску).

Після встановлення заморожену модель засипали плакованим піском до верха коробу та віброущільнювали протягом 5...60 с при частоті коливань 50 Гц і амплітуді ~1 мм. Після ущільнення зібрану конструкцію протягом 4...12 хвилин обробляли мікрохвильовим випромінюванням з частотою 2,45 ГГц при потужності магнетрону мікрохвильової печі 0,5…1,5 кВт.

Під час мікрохвильової обробки водяна пара, що утворюється під дією мікрохвильового випромінювання, з замороженої моделі поступає в капілярні канали плакованого піску, де вона частково конденсується та розчиняє плівки рідкого скла на поверхні часток кварцового піску. Повернення висушеного рідкого скла на частках

піску у рідко рухливий стан сприяє виникненню манжет з рідкого скла між сусідніми піщинками, які після затвердіння за рахунок їх дегідратації призводять до структурування піску.

Після завершення структурування (мікрохвильової обробки) отриману об'ємно-замкнуту форму виймають з коробу (опоки), прорізають в формі отвір *5* і за рахунок кантування видаляють з її робочої порожнини сухий пісок *4* (див. рис. 1,в) з якого попередньо була виготовлена модель виливка (див. рис. 1,г).

При необхідності виконання ливникових ходів разом з замороженою моделлю виливка в коробі (опоці) відповідним чином розміщують моделі ливникової системи, яку виготовляють з замороженої піщано-водяної суміші або пластмаси з низькою діелектричною проникливістю.

Виготовлені ливарні форми за даним технічним рішенням відразу після виготовлення придатні до використання, оскільки практично не містять вологи і, відповідно, практично негазотвірні. Запропонованим способом можна виготовляти форми будь-якої складності, а їх обмеження за масою і розмірами будуть зумовлені виключно розмірами робочого простору камери, що використовується, мікрохвильової та морозильної установок.

писок літератури

1. Грузман В.М. О судьбе и перспективах применения замороженных форм / В.М. Грузман // Литейное производство. – 2009. – № 7. – С. 14-17.

2. Дорошенко В.С. Исследования при разработке экологически безопасной технологии литья металла по ледяным моделям с использованием природных явлений / Дорошенко В.С. // Экологический вестник России. – 2018. – № 2. – С. 42-47.

3. Солоненко Л.І. Міцність піщано-рідкоскляної суміші, яка структурована способом паро-мікрохвильового затвердіння / Л.І. Солоненко, С.І. Реп'ях, К.І. Узлов, Р.В. Усенко // Теорія і практика металургії. – 2019. – №6. – 33-39.

УДК 669.715:621.746.5:673.3

М. І. Тарасевич, А. Г. Пригунова, І. В. Корнієць, О. І. Рибіцький, М. В. Кошелєв

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ РОЗЛИВАННЯ НА УМОВИ ФОРМУВАННЯ ВИЛИВКА АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ

Якість литого виробу, його властивості, в першу чергу, залежать від структури, яка сформувалась при переході металу з рідкого в твердий стан. Серед основних чинників, які впливають на формування структури, треба виділити наступні: початкова температура рідкого металу, інтенсивність тепловідводу через бічну поверхню, хімічний склад розплаву. Перераховані чинники впливають на параметри, які пов'язані з формуванням структури виливка. Формування структури в відповідній області залежить від часу перебування її в перегрітому стані, в твердо-рідкому стані (в інтервалі температур ліквідус-солідус) та швидкості її кристалізації та охолодження.

Методами математичного і комп'ютерного моделювання було проведено аналіз впливу початкової температури алюмінієвого сплаву АК5М2 на умови формування виливка діаметром 30 мм в серединному перерізі, який отримують в сталевому кокілі товщиною 0,2 мм. Температуру перегріву (ΔT) над ліквідусом (T_L = 619 °С) змінювали від 31 °С до 281 °С

При моделюванні перенос тепла в системі виливок-кокіль було описано рівнянням Фур'є. При постановці задачі було зроблено наступні припущення: по всій поверхні передбачались ідентичні умови теплообміну, що забезпечувало спрямований характер твердннення циліндричного виливка; враховувалась залежність теплофізичних характеристик виливка і кокілю від температури; в початковий момент часу задавались температури кокілю і рідкого металу (T_L + ΔT). Для вирішення сформульованої задачі було використано чисельний метод кінцевих різниць.

Методами обчислювального експерименту та регресійного аналізу проведено оцінку впливу температури перегріву розплаву (ΔT) на час зняття теплоти перегріву ($\tau_{пер.}$, с) та тривалість твердннення виливка ($\tau_{твер.}$, с). Одержані рівняння другого порядку дозволять розрахувати вказані залежності:

- час зняття теплоти перегріву

$$\tau_{пер.} = 0{,}71124 + 0{,}16785 \cdot \Delta T - 0{,}000144 \cdot \Delta T^2,\ R^2 = 99{,}93 \quad (1)$$

- час повного твердіння виливка

$$\tau_{твер.} = 165{,}24217 + 0{,}16507 \cdot \Delta T - 0{,}000133 \cdot \Delta T^2,\ R^2 = 99{,}945 \quad (2)$$

де ΔT - величина перегріву над ліквідусом, що змінювали від 31 °С до 281 °С, R^2 - коефіцієнт детермінації (відсоток експериментальних даних, який співпадає з моделлю).

Було встановлено, що час знаходження локальних областей виливка в двофазному стані, а також інтервал часу від початку формування твердої кірочки до повного тверднення є інваріантними відносно значень температур перегріву в досліджуваному діапазоні і становить для досліджуваного сплаву 162,37 с та 2,42с відповідно.

Швидкість охолодження в центрі виливка та на його поверхні має близький до лінійного характер і мало відрізняється за величиною, що пов'язано з невеликою масою металу, що твердне. Тривалість охолодження визначається ступенем перегріву. Так, при збільшенні температури розливання сплаву від 650 °С до 900 °С час зняття температури перегріву зі всього об'єму виливка збільшується з 5,758с до 36,75с, загальна тривалість тверднення виливка змінюється з 170,18 с до 201,12 с.

Під час проведення обчислювального експерименту було встановлено, що швидкість охолодження в рідкому металі становить біля 4 °С/с в момент початку зняття теплоти перегріву з бічної поверхні виливка, далі швидкість охолодження на фронті ліквідус змінюється за експоненціальним законом і в момент часу зняття перегріву в центральному об'ємі виливка вона становить ~ 0,4 °С/с. Подальше формування виливка відбувається в двофазному стані, де швидкість охолодження змінюється від ~ 0,9 °С/с в момент утворення твердої кірочки на поверхні виливка до 12 – 20 °С/с в момент повного тверднення виливка.

Аналіз зміни параметрів тверднення (швидкості тверднення (см/с) та швидкості охолодження (°С/с)) по радіусу виливка дозволив виділити три області, які відповідають зміні структурних зон виливка, що твердне: I – 0,6 см від поверхні виливка (прямолінійна ділянка зростання швидкості); II – перехідна область розміром близько 0,6 см (параболічна ділянка підвищення швидкості); III – 0,3 см центральна частина виливка (прямолінійна ділянка із значним збільшенням швидкості охолодження).

УДК 621.365.5

Терентьєв Д.П., Костик К.О.

Національний технічний університет

«Харківський політехнічний інститут», Харків

ТЕНДЕНЦІЇ ТА ПЕРСПЕКТИВИ УКРАЇНСЬКОЇ ЛИВАРНОЇ ГАЛУЗІ

2020 рік виявився складним для всіх галузей економіки. Однак з «металевих» галузей найсильніше постраждала ливарна галузь, яка значною мірою зав'язана на

забезпеченні машинобудування і металургії. В першій половині року падіння виробництва у підприємств ливарної галузі склало від 40 до 70 %. Це випливає з того, що, наприклад, виробництво вантажних вагонів – одне з ключових споживачів лиття – впало за підсумками 11 місяців 2020 року відразу на 70,5 %.

У 2020 році падіння обсягів виробництва в металургії та машинобудуванні потягнуло за собою істотне зниження показників і в ливарній галузі. Падіння виробництва по різних підприємствах галузі склало від 40 до 70%.

Тільки в другому півріччі у ключових замовників почало відновлюватися виробництво, що дозволило в деякій мірі поліпшити і показники випуску лиття.

Ситуацію в цілому по 2020 році не можна назвати незадовільною, але вона явно не відображає тих очікувань, які були. За підсумками року ми виходимо на 500 тис. т лиття (у 2019 році – 550 тис. т) замість прогнозованих 750-850 тис. т., але навіть такий прогноз був далеко від 2010-2011 рр., коли галузь давала по 1,2-1,4 млн. т лиття.

Крім падіння обсягу замовлень з боку металургії та машинобудування, по ливарниках сильно вдарило підвищення цін на енергоносії та матеріали, що спричинило за собою зростання собівартості лиття. А оскільки лиття-це основна заготівельна база машинобудування, то це вплинуло на вартість і машинобудівної продукції.

Також зростання собівартості лиття вплинуло і на конкурентоспроможність українського лиття. На сьогодні продажна ціна в Білорусі знаходиться на рівні нашої собівартості. З Китаєм і Туреччиною ми навіть не можемо зрівнятися – їх продажна ціна набагато нижче нашої собівартості.

До кінця 2020 року ситуація в машинобудуванні почала помітно поліпшуватися. Мається достатній потенціал для збільшення обсягів ливарного виробництва. У нинішній ситуації тільки внутрішній ринок може витягнути машинобудування і металургію, і, як наслідок, ливарну галузь. Для забезпечення всіх потреб внутрішнього ринку необхідно виробляти близько 3 млн т лиття на рік. З яких 2-2, 3 млн т – це забезпечення потреб машинобудування і металургії.

Таким чином, збільшення виробництва лиття можливо при активному розвитку таких сегментів машинобудування, як залізничний транспорт, сільгоспмашинобудування та ін.

УДК 621.74.046

А. М. Тимошенко, В. П. Лихошва, О. А. Пелікан, О. В. Шматко, Л. М. Клименко

Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ

metal@ptima.kiev.ua

КОМБІНОВАНИЙ ЛИВАРНО-ІНДУКЦІЙНИЙ МЕТОД ОТРИМАННЯ ПЛАСКИХ ТОНКОСТІННИХ БІМЕТАЛЕВИХ І БАГАТОШАРОВИХ ВИРОБІВ

На сучасному етапі розвитку науки і техніки виникає необхідність у нових нетрадиційних матеріалах з підвищеними спеціальними і фізико-механічними властивостями. Перспективним напрямком вирішення цієї проблеми є застосування біметалевих і багатошарових виробів, які мають унікальний комплекс властивостей, диференційованих в об’ємі та по поверхням виробів. Зазначені матеріали можуть бути використані в якості бронефутеровок дробарок, ковшів екскаваторів, гальмівних дисків літаків та ін. Тому актуальним питанням є розробка нових високоефективних способів отримання біметалевих і багатошарових виробів як на основі традиційних ливарних технологій, так і принципово нових схем з використанням електромагнітного впливу на метал.

Метою даної роботи є розробка ливарно-індукційного методу отримання пласких двох і трьохшарових виробів.

При реалізації даного методу для отримання якісного зв’язку на границі розділу двох матеріалів особливу увагу приділено рівномірному нагріву плоскої заготовки під шаром кисневонепроникного покриття, що досягається правильним вибором конфігурації індуктора та блоку живлення. З цією метою в роботі вибрано індуктор соленоїдного типу з блоком живлення потужністю до 40 кВт з частотою 60 кГц.

Дослідження проводилися за допомогою методів комп'ютерного моделювання та натурних експериментів. Для моделювання взаємопов'язаних електромагнітних та теплових процесів індукційного нагріву сталевий пластини використовували COMSOL Multiphysics. Обрано мультифізичний інтерфейс Induction Heating, при цьому до моделі автоматично додаються два фізичних інтерфейси: Magnetic Field і Heat Transfer in Solids. Мультифізичний зв'язок описується розсіюванням електромагнітної енергії як джерело тепла. В роботі задана залежність електромагнітних властивостей матеріалів від температури.

Для проведення досліджень вибрано стальну заготовку (SAE 1006) та матеріал робочого шару, який заливається, хромистий чавун (ЧХ12Г5). Раніше встановлено [1], що якісне з'єднання досягається в інтервалі температур нагріву заготовки від 800 до 1200 °С при температурі розплаву 1410-1450 °С, що і є початковими умовами до-

сліджень. При цьому індукційний нагрів пластини не повинен перевищувати максимальної температури 1350 °С. Технологічний процес передбачає транспортування і розміщення нагрітої заготовки у ливарну форму, внаслідок чого відбувається її охолодження до температури 820 - 1200 °С. Мінімальний час на транспортування і розміщення нагрітої пластини складає 8 сек, а максимальний – обмежується нижньою температурною границею отримання дифузійного зв'язку, що відповідає 40 сек.

В результаті імітаційного моделювання розподілу поля температури сталевої пластини при індукційному нагріванні у розглянутому інтервалі зміни сили струму визначено, що максимальна температура нагріву знаходиться на бічних гранях заготовки в області охоплення їх витками індуктора. Грані, які не охоплені витками індуктора, нагріваються найменше. В процесі охолодження пластини відбувається перерозподіл температурного поля. При цьому різниця максимальної і мінімальної температури зменшиться від 632 до 225° С. Визначено оптимальний інтервал зміни сили струму, який становить від 300 до 500 А, а також часові технологічні параметри процесу нагрівання і охолодження сталевої заготовки при отриманні литих виробів.

За визначеними розрахунковими режимам нагріву сталевої пластини проведено експериментальні дослідження. Температура розплаву перед заливкою у ливарну форму становила 1420-1430° С.

Порівняння результатів імітаційного моделювання індукційного нагріву стальної пластини з результатами експериментальних досліджень показали відповідність розподілу полів температури та її величини в заготовці.

Використання раціональних режимів індукційної обробки забезпечує якісний зв'язок між стальною пластиною і робочим шаром. Відхилення від оптимальних параметрів призводить до утворення зон часткової або повної незварюваності, а також газових пор.

Список літератури

1. Lykhoshva V. Temperature Distribution of Particles in a Laser Beam / V. Lykhoshva, A. Tymoshenko, L. Mosentsova, V. Savin, D. Schitz // Iranian Journal of Materials Science and Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran – 2018. – Volume 15 (Issue 1). – pp.1-8. URL: http://ijmse.iust.ac.ir/article-1-1030-en.html

УДК 621.742

М.М. Федоров, Ю.Г. Дьяченко

Донбаська державна машинобудівна академія, Краматорськ

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ВУГЛЕЦЬВМІШЧУЮЧИХ ДОБАВОК НА ВЛАСТИВОСТІ БЕНТОНІТОВОГО ЗВ'ЯЗУВАЛЬНОГО МАТЕРІАЛУ ПРИ ТЕМПЕРАТУРНОМУ НАГРІВАННІ

Зазвичай до складу єдиних піщано-бентонітових сумішей (ПБС), застосовуваних при виробництві чавунного литва на сучасних автоматичних лініях за сейатцу-процесом у якості протипригарних добавок використовують різноманітні вуглецьвмішчуючі компоненти, що є утворювачами так званого «блискучого» вуглецю в порожнині ливарної форми: пеки, смоли, бітуми та ін. Але найбільш вживаними наразі в даному напряму ливарної технології залишаються кам'яновугільні порошки (КП), які демонструють ефективну протипригарну дію та мають порівняно низьку вартість.

Як відомо, протипригарна дія вуглецьвмішчуючих матеріалів (ВМ) зумовлюється захисними властивостями «блискучого» вуглецю, який утворюється разом із газовою фазою при термічному розкладанні ВМ у формувальній суміші під час заливання ливарної форми металом та конденсується на поверхні зерен вогнетривкого наповнювача суміші, насамперед, в контактній зоні форми й металу. При цьому процес газифікації ВМ може починатися при температурі 100°С і набуває максимальної інтенсивності при досягненні більш високої температури. В результаті реакцій термодеструкції вуглеводнів, що частково переходять в газову фазі, при температурі понад 600°С на поверхні нагрітих кварцових зерен піску у поверхневих шарах форми відкладається «блискучий» вуглець у вигляді тонкої плівки, товщиною 5...10 мкм, саме який, завдяки високій міцності зчеплення з зернами кварцу і незначній змочуваності металом, перешкоджає протіканню реакції між металом і кварцовим піском та зменшує проникнення металу в пори формувальної суміші. В результаті поверхня виливків стає чистою і гладкою. По мірі збільшення в суміші «блискучого» вуглецю шорсткість поверхні виливків зменшується [1].

Поряд з відкладенням блискучого вуглецю в порах між зернами піску формується «коксовий залишок», який також чинить механічний опір проникненню рідкого металу в пори форми й полегшує вибивальність виливків з форми. Але залишається не до кінця з'ясованим вплив коксового залишку та ін. продуктів термодеструкції вуглецьвмішчуючих добавок, що накопичуються в формувальній суміші та спричиняють

неоднозначний вплив на властивості активного бентоніту, що міститься в ній в кількості від 5 до 10 мас.%.

В роботі висунуто припущення, що продукти термодеструкції КП (коксовий залишок і блискучий вуглець, що утворюються при більш високих температурах 600...900ºС, а також конденсати, що утворюються із сублімуючих продуктів термодеструкції при більш низьких температурах 250...600ºС і продукти взаємодії їх з міжслойною і кристалогідратною водою, що виділяються з бентоніту при температурах 450...600ºС, впливають на технологічні властивості ПБС, у складі яких є присутнім КП.

Для дослідження впливу КП на властивості бентоніту при їхньому спільному нагріванні запропонована методика, що полягає в спільному нагріванні суміші бентоніту і КП у визначеній пропорції до температур 550…600ºС, витримці 10 хв. в даному температурному діапазоні, охолодженні до кімнатної температури і наступному приготуванні формувальної суміші з бентонітом і КП, що пройшли, таким чином, спільну термообробку, з подальшим визначенням технологічних властивостей суміші.

Зазначимо, що проводити дослідження при температурах нагрівання вище 600 ºС недоцільно, оскільки при таких високих температурах дезактивуючий вплив на бентоніт за рахунок високотемпературного нагрівання переважає над дезактивуючим впливом з боку продуктів термодеструкції КП. Крім того нагрівання до температур 550...600ºС також дозволяє врахувати утворення продуктів взаємодії термоконденсатів з вологою, що виділяється з бентоніту в цьому температурному інтервалі.

Дослідження, проведені згідно із запропонованою методикою показали, що термообробка суміші бентоніту з КП різних вітчизняних марок істотно змінює властивості ПБС із такими бентоніто-вугільними сумішами в порівнянні з властивостями суміші з чистим бентонітом, що пройшов таку ж термообробку але без вугілля. Для різних КП ефект зміни властивостей ПБС є цілком закономірним, при цьому кількісні показники значень властивостей сумішей варіюються в широкому інтервалі, а саме:

- ущільненість знижується на 20...30 %;
- насипна щільність збільшується на 25...45 %;
- текучість збільшується на 10...40 %;
- формувальність збільшується на 15...30 %;
- міцність на стиск у вологому стані знижується на 10...20 %;
- міцність при розриванні у зоні конденсації вологи знижується на 30...50 %;
- обсипальність (поверхнева міцність) збільшується в 2...3 рази.

Як видно, найбільше коливання значень властивостей для ПБС із різними КП спостерігається для показників пластичності суміші, зокрема, текучості.

Аналізуючи зміну властивостей суміші за рахунок впливу продуктів термодеструкції КП, можна констатувати певний дезактивуючий вплив ВМ на формувальну суміш. Ступінь такого впливу залежить від наступних факторів:

- різновиду застосовуваної вуглецьвмішчуючої добавки (КП);

- якості застосовуваного бентонітового зв'язувального матеріалу;

- впливу температурного режиму (швидкості нагрівання до досягнення максимальної температури).

Було встановлено, що з підвищенням температур нагрівання (швидкості розкладання ВМ) та початку термодеструкції ВМ, їхній негативний вплив на зміну властивостей ПБС стає менш помітним. Очевидно, що різні КП виділяють якісно різні продукти термодеструкції, що і впливають на властивості ПБС. Наприклад, Павлоградський КП марки «Г» в процесі термодеструкції утворює речовини, що забезпечують підвищення пластичних властивостей суміші, тоді як Кураховський КП утворює такі речовини в мінімальній кількості, або, навпаки, утворює інші групи речовин, що знижують текучість.

Потрібно відзначити, що визначення якісного складу продуктів деструкції КП є достатньо складною задачею, оскільки відомими на сьогоднішній день методами аналізу органіки з продуктів деструкції вугілля можна виділити величезну кількість хімічних сполук, але подальша ідентифікація таких речовин є достатньо складним процесом.

В результаті проведеної роботи можна зробити висновок, що з досліджених зразків вітчизняних КП найбільш позитивний вплив на зміну технологічних властивостей ПБС спричиняє Павлоградський вугільний концентрат марки «Г». Враховуючі інші важливі властивості Павлоградського КП (достатній вихід «блискучого» вуглецю та летких речовин, сприятливий температурний інтервал переходу в пластичний стан, обмежений вміст сірки та золи) можна рекомендувати даний матеріал в якості ефективної протипригарної добавки до єдиних формувальних сумішей, застосовуваних при виготовленні виливків з чавунів на лініях автоматичного формоутворення посирому.

Список літератури

1. Федоров Н.Н., Катрушенко В.А. Комплексна оцінка властивостей вуглецевмісних протипригарних добавок для піщано-бентонітових формувальних сумішей.

Матеріали V міжнародної науково-технічної конференції «Нові матеріали і технології в машинобудуванні» - Київ, НТУУ «КПІ». – 2013. - С. 110-111.

УДК 669.146: 669.15.194

Г. Є. Федоров, С. Я. Шипицин, І. Ф. Кірчу, Д. І. Лиховей,
Т. В.Степанова, Н. В. Кір'якова
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ
odus@ptima.kiev.ua

ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ РОЗПЛАВУ МОДИФІКОВАНОЇ АЗОТОМ ВИСОКОМАРГАНЦЕВОЇ СТАЛІ ПЕРЕД ЗАЛИВАННЯМ У ФОРМИ НА ЇЇ СТРУКТУРУ Й ВЛАСТИВОСТІ

Аналізом технічної літератури встановлено, що вибором оптимальної температури розплаву перед заливанням його в ливарні форми можна досягти дрібнозернинної структури й високих показників механічних та експлуатаційних властивостей високомарганцевих сталей. Температуру розплаву таких сталей перед заливанням у форми вибирають, перш за все, спираючись на конфігурацію та товщину стінок литої деталі. Незважаючи на те, що такий розплав має високу рідкоплинність внаслідок зниження температур ліквідусу й солідусу та малих поверхневого натягу й внутрішнього тертя через високий вміст марганцю, але для кожного конкретного виливка, особливо в умовах великосерійного й масового виробництв, необхідно обов'язково визначати оптимальну температуру розплаву перед заливанням його в ливарну форму.

Досліджено вплив процесу модифікування високомарганцевих сталей азотом від 0,010% до 0,112% на формування їх структури й властивостей під час кристалізації металу й охолодження виливків у формах. Для цього використано зразки циліндричної форми діаметром 40 мм, які виготовляли заливанням розплаву в сухі піщано-глинясті форми. Температуру розплаву перед заливанням у форми змінювали в інтервалі від 1420 ºС до 1540 ºС.

Для визначення механізмів впливу температури розплаву перед розливанням у форми й модифікування азотом високомарганцевих сталей розглянуто основні закономірності сучасної теорії кристалізації, твердіння й формування дендритної струк-

тури високолегованих сплавів на основі заліза. Вміст азоту у високомарганцевій сталі для визначення параметрів дендритної структури вибрано за даними впливу азоту на максимальну щільність сталі (0,091 мас. %). У табл. 1 наведено дані щодо параметрів дендритної структури сталей.

Під час розливання розплаву в ливарні форми, виливниці або в кристалізатори машин безперервного розливання тепловідведення здійснюється в основному в їх стінки й залежить від співвідношення контактної поверхні та об'єму металу, які змінюються на практиці в широких межах. Чим більше це відношення, тим вищі швидкості охолодження й твердіння металу.

Таблиця 1. Параметри дендритної структури високомарганцевих сталей залежно від температури розплаву перед розливанням у форми

Температура розплаву перед заливанням у форму, ºС	Усереднена ширина зони стовпчастих дендритів, мм	Усереднений розмір неорієнтованих дендритів, мм	Усереднена відстань між гілками II порядку в неорієнтованих дендритах, мм
1420	5,6/5,5	2,1/1,9	0,05/0,03
1460	7,0/6,4	3,9/2,7	0,08/0,04
1500	9,8/7,1	6,2/3,8	0,11/0,05
1540	10,5/7,3	8,3/4,5	0,13/0,06

Примітка. Зліва від похилої риски – не модифікована азотом високомарганцева сталь, справа – високомарганцева сталь, модифікована 0,091 мас.% азоту.

У цьому разі термічне переохолодження, необхідне для гетерогенного зародження центрів кристалізації, досягається тільки у вузькому пристінковому шарі виливка або злитка й швидко знімається виокремленням теплоти кристалізації. Подальше твердіння металів технічної чистоти, наприклад заліза, здійснюється через послідовний наскрізний стовпчастий ріст кристалів, які утворилися в пристінковому шарі за термічного переохолодження в долі градуса.

Для сталей і сплавів, залежно від їх хімічного складу й швидкості охолодження, має місце як наскрізна стовпчаста кристалізація, так і різні поєднання стовпчастої від стінки й рівноважної в об'ємі, хоча при цьому експериментально не фіксується термічне переохолодження перед фронтом твердіння, необхідне для зародження центрів кристалізації.

Механізм зародження центрів кристалізації перед стовпчастими кристалами, які пересовуються від стінок, можна зрозуміти на підставі уявлень щодо концентраційного переохолодження в пограничному шарі ($-\Delta T$):

$$-\Delta T = \Delta t_З [1 - \exp (- V_{кр} \cdot x/D)] - G_T x',$$

де $\Delta t_З$ – температурний інтервал твердннення;

$V_{кр}$ – швидкість пересування фронту кристалізації;

x – відстань від фронту кристалізації в пограничному шарі;

D – коефіцієнт дифузії домішок;

G_T – температурний градієнт у розплаві;

x' – відстань від фронту кристалізації до будь-якої точки об’єму розплаву

Із наведеного рівняння виходить, що збільшенню концентраційного переохолодження сприяє розширення інтервалу твердннення, підвищення швидкості пересування фронту кристалізації, зменшення температурного градієнта й коефіцієнта дифузії домішок.

У нашому випадку для широкоінтервальної високомарганцевої сталі, для якої ($t_{ЛІКВІДУС} - t_{СОЛІДУС} \geq 140$ ºС), збільшення по температурі концентраційного переохолодження залежить тільки від лінійної швидкості переміщення фронту кристалізації й величини температурного градієнта у виливку, бо ширина температурного інтервалу кристалізації й коефіцієнти дифузії домішок суттєво не залежать від температури розплаву перед розливанням його у форми.

Збільшення розмірів неорієнтованих дендритів і зменшення відстаней між гілками другого порядку в них пов’язано, головним чином, із зменшенням лінійної швидкості переміщення фронту кристалізації, що зменшує кількість реалізованих зародків кристалізації в двофазній області.

Позитивний вплив модифікування азотом на диспергування складових дендритної структури високомарганцевої сталі пов’язаний з його концентраційним і поверхнево-активним накопиченням на фронті кристалізації, зниженням лінійної швидкості кристалізації на початкових стадіях твердіння та, як наслідок, підвищення швидкості зниження температурного градієнта й реалізацію концентраційного переохолодження на ранніх стадіях твердннення виливка.

Негативний вплив підвищення температури розплаву перед розливанням у форми й позитивний вплив модифікування азотом на щільність високомарганцевої

сталі, головним чином, пов'язані із зміною відстаней між гілками в дендритах, які у першому випадку збільшуються, а в другому зменшуються.

У міжгілкових об'ємах, які не підживлюються розплавом, внаслідок об'ємної усадки металу формується мікропористість, яка й визначає макрощільність металу у виливках. Незначне зниження щільності сталі за максимального вмісту азоту вірогідно пов'язано з пересиченістю азотом розплаву в пограничному шарі перед фронтом кристалізації.

Модифікування азотом внаслідок зменшення розмірів неорієнтованих дендритів і міжгілкових відстаней в них диспергує первинне аустенітне зерно й перешкоджає виокремленню на його границях карбідних вкраплень. При цьому, зниження хімічної й структурної неоднорідності сталі в литому стані забезпечує покращання цих характеристик за термічного оброблення сталі на аустенітну структуру.

Наслідуване з литого стану зниження модифікуванням азотом хімічної й структурної неоднорідності сталі після термічного оброблення на аустеніт забезпечує покращання механічних властивостей сталі, яке практично компенсує негативний вплив підвищення температури розплаву перед розливанням у форми. Одночасне підвищення міцності, пластичності та в'язкості сталі після модифікування азотом пов'язане з диспергуванням аустенітного зерна. Отже, азотистий аустеніт може бути представлений як розбавлений твердий розчин на основі хімічної сполуки з більшою міцністю зв'язків атомів у кристалевій гратці. Крім того, азот витісняє атоми вуглецю з кластерів і сегрегацій легувальних елементів і, в той же час, перешкоджає виокремленню інших фаз. Це підвищує ефект твердорозчинного зміцнення аустеніту без виокремлення інших фаз, які знижують пластичність і в'язкість аустеніту.

Таким чином, негативний вплив підвищення температури розплаву перед розливанням у форми високомарганцевої сталі на формування первинної дендритної структури практично повністю нівелюється модифікуванням її азотом. Внаслідок концентраційно ущільнювальної й поверхнево активної дії азоту на фронт кристалізації знижується лінійна швидкість переміщення фронту кристалізації, підвищуються швидкості зняття перегріву й зменшення температурного градієнта, що прискорює реалізацію твердіння в умовах концентраційного переохолодження, що забезпечує диспергування в 2 – 3 рази параметрів дендритної структури й зниження хімічної та структурної неоднорідності металу.

Модифікування азотом також суттєво нівелює негативний вплив підвищення температури розплаву перед розливанням у форми на механічні властивості сталі.

Після термічного оброблення на аустеніт модифікування азотом забезпечує одночасне підвищення на 15 – 20 % міцності й пластичності металу внаслідок зернограничного зміцнення та зміцнення аустеніту твердорозчинним азотом.

УДК 669.146: 669.15.194

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

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

odus@ptima.kiev.ua

ПІДВИЩЕННЯ УДАРНО–АБРАЗИВНОЇ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ТА ОБРОБЛЮВАНОСТІ ВИСОКОМАРГАНЦЕВИХ СТАЛЕЙ МОДИФІКУВАННЯМ ЇХ АЗОТОМ

Випробування на ударно-абразивний знос виконували в галтувальному барабані, в який завантажували зірочки із білого чавуну, кар'єрний пісок і досліджувані ударні зразки. Під час обертання барабана (45 хв$^{-1}$) відбувається переміщення завантаженої маси вгору й за їх певного положення весь вміст завантаження падає вниз. Таким чином, одночасно здійснюється зміцнення поверхні зразків та її абразивний знос. Інтенсивність зношування визначали за втратою маси досліджуваних зразків протягом 40 год випробовування.

Зносостійкість сталей оцінювали за величиною відносного зносу. За еталон прийнято загартований зразок із високомарганцевої сталі без додавання азоту. Знос даного зразка був прийнятий за 100%. Зносостійкість інших зразків розраховували по відношенню до еталонного.

Додавання в сталь азоту сприяє помітному підвищенню її зносостійкості. Найвищі показники отримано для сталі з 0,068 і 0,091% азоту. Подальше зростання його вмісту не сприяє підвищенню зносостійкості (табл. 1).

Відповідно сучасній теорії залежно від фізико-механічних властивостей сталі, абразиву й навантаження абразивне зношування може здійснюватися внаслідок мікрорізання часточками поверхонь тертя або розвитку під їх впливом пластичної мікродеформації в приповерхневих шарах.

Таблиця 1. Відносна зносостійкість високомарганцевих сталей залежно від вмісту азоту

Номер плавки	Вміст азоту, мас. %	Відносна зносостійкість
2	0,010	1,00
3	0,031	1,37
4	0,046	1,61
5	0,068	1,73
6	0,091	1,78
7	0,112	1,75

Критичне навантаження ($F_К$), яке призводить до виникнення пластичної деформації, визначається межею текучості матеріалу ($\sigma_Т$), радіусом сфери, що вдавлюється ($r_Ф$) й пружними властивостями часточки й металу:

$$F_К = 20{,}6\ r_Ф\ N^2\ (\sigma_Т / 1 - 2\mu_Ф)^3 \quad , \qquad (1)$$

$$N = 1 - \mu_М{}^2 / E_М + 1 - \mu_Ф{}^2 / E_Ф, \qquad (2)$$

де $\mu_М$ і $\mu_Ф$ – коефіцієнти Пуассона матеріалу й сфери, яка вдавлюється;

$E_М$ і $E_Ф$ – модулі пружності матеріалу й сфери

Перехід від пластичного деформування до зрізування здійснюється за відношення:

$$L_Ф / r_В = 0{,}1 - 0{,}2, \qquad (3)$$

де $L_Ф$ – глибина впровадження часточки в поверхневий шар;

$r_В$ – радіус виступу поверхневого шару

Здатність абразивних часточок впроваджуватися в поверхневий шар металу й руйнувати його під час тертя оцінюється за співвідношенням значень мікротвердості абразиву ($H_Ф$) і матеріалу ($H_М$):

$$K_Т = H_М / H_Ф \qquad (4)$$

За $K_T < 0,5$ можливе пряме руйнування зрізуванням за гострокутної форми часточок і достатнього навантаження, за $K_T > 0,7$ пряме руйнування маловірогідне й процес зношування переходить в багатоциклове утомне руйнування з інтенсивністю, що різко знижується із збільшенням коефіцієнта K_T. Руйнування поверхонь тертя в цьому разі здійснюється внаслідок багатократної дії навантажень і температурних імпульсів на поверхню, що зношується.

Наведені залежності відносяться до фундаментальних. Проте достовірно оцінити зносостійкість сталі за наведеними рівняннями (1 – 4), використовуючи значення параметрів за кімнатної температури, що входять до них, не можна.

Абразивне зношування здійснюється в умовах високого рівня локальних напружень і значних об'ємних і поверхневих температурних градієнтів, які суттєво впливають на фізико-механічні властивості сталі. При цьому їх зміна пов'язана не тільки з підвищенням температури, але й з тим, що розвиток локальних та об'ємних градієнтів температури й напружень, що стискають і розтягують, змінюють розчинність елементів впровадження й заміщення.

У результаті за багатократної теплової й силової дії здійснюється дифузійний перерозподіл елементів впровадження й заміщення, збільшується хімічна й структурна неоднорідність поверхневого шару сталі, який внаслідок цієї дії знеміцнюється. Тому на початковому етапі абразивного зношування деформаційне зміцнення призводить до деякого підвищення зносостійкості, але на усталеній стадії процесу – до зниження.

У багаточисельних наукових роботах відзначається залежність утомної зносостійкості від тих же параметрів структури, які визначаються співвідношенням властивостей міцності й пластичності, що й під час утомного об'ємного руйнування. В окремих роботах показано, що опірність сталі абразивному зношуванню значною мірою залежить від дисперсності й характеру розподілу зміцнювальної фази. Її позитивний вклад полягає в тому, що вона сприяє рівномірному розподілу пластичної деформації в робочому шарі, що в свою чергу, забезпечує рівномірніший розподіл енергії в шарі, який зношується, і підвищує його енергоємність, тобто здатність до поглинання енергії без руйнування.

Залежно від навантаження, властивостей абразиву й швидкості ковзання глибина робочого шару може змінюватися від нано- до декількох мікрометрів.

За експериментальними даними установлено, що навіть в шарах товщиною 3 – 4 мкм температура робочого шару може досягати значень поліморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ -

перетворення. Тому закономірність змінювання механічних властивостей сталі з підвищенням температури є одним із найважливіших факторів, який визначає перехід від утомного до зносу зрізуванням й інтенсивність зношування.

У нашому експерименті умови зношування й параметри абразивної фази сталі. Тому зміна інтенсивності зношування залежить тільки від впливу модифікування азотом на початкові структуру й властивості високомарганцевих сталей і стабільність структури й властивостей металу в шарах тертя.

Безперечно, що зниження початкових хімічної та структурної неоднорідності, одночасне підвищення міцності й пластичності внаслідок зернограничного зміцнення та зміцнення аустеніту твердорозчинним азотом, як показано вище, позитивно впливає на підвищення ударно-абразивної зносостійкості як за механізму зношування прямим руйнуванням зрізуванням, так і за механізму багатоциклового утомного руйнування.

Твердорозчинний азот позитивно впливає на структуру й фазові перетворення в шарах тертя. По-перше, він підвищує термічну стабільність аустеніту, по-друге, він зменшує енергію дефектів упаковки, полегшує їх утворення й сприяє реалізації процесу двійникування при $\gamma \rightarrow \varepsilon' \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$ (мартенсит) фазовому перетворенні під час деформації. Це підвищує ступінь дислокаційного деформаційного зміцнення й зернограничного зміцнення в мартенситних зонах шарів тертя.

Підвищення в 1,7 рази ударно-абразивної зносостійкості сталі обумовлено як покращанням вихідних структури й механічних властивостей металу, так і впливом азоту на фазові перетворення та міцність мартенситних зон в шарах тертя. Зокрема, твердорозчинний азот підвищує термічну стабільність аустеніту й полегшує розвиток процесу двійникування під час фазового перетворення $\gamma \rightarrow \varepsilon'$-м $\rightarrow \varepsilon$-м $\rightarrow \alpha$-м. Максимальний позитивний вплив модифікування азотом досягається за його вмісту в сталі в інтервалі 0,06 – 0,09 мас. %.

З метою установлення можливості підвищення механічної оброблюваності виробів із високомарганцевих сталей досліджено вплив відпуску зразків за різних температур і визначено зміну твердості металу сталей у порівнянні з твердістю в литому стані. Хімічний склад сталей наведено в табл. 2.

Здатність сталей до механічного оброблювання визначали за масою стружки після свердління зразків протягом 1 хв свердлом діаметром 5 мм із сталі У8 за швидкості обертання свердла 450 $хв^{-1}$ і навантаження 5 кг.

Таблиця 2. Хімічний склад досліджених сталей

Марка сталі	Вміст хімічних елементів, мас %							
	C	Mn	Si	Cr	Al	S	P	N
110Г13Л	0,89	10,26	0,67	0,19	0,03	0,020	0,082	0,010
110Г13АЛ	0,97	11,09	0,79	0,21	0,03	0,021	0,072	0,068

Установлено, що підвищення температури відпуску від 400 ºС до 700 ºС сприяє збільшенню твердості від 29,5 HRC до 35,8 HRC у сталі 110Г13Л і від 26,5 HRC до 31,5 HRC – у сталі 110Г13АЛ, оскільки за таких температур відбувається розпадання аустеніту й утворення значної кількості карбідів цементитного типу в сталі 110Г13Л і додатково нітридів марганцю в сталі 110Г13АЛ. Оброблюваність за такого діаназону відпуску погіршується (для сталі 110Г13Л від 2,45 г до 0,92 г, а для сталі 110Г13АЛ – від 2,19 г до 1,90 г. Це пояснюється тим, що в анодному осаді збільшується кількість карбонітридної фази й нітридів марганцю MnN майже вдвічі в порівнянні із сталлю 110Г13Л.

Отже, здійснення відпуску виробів з литого стану з метою зниження їх твердості, та, як наслідок, підвищення механічного оброблювання, є недоцільним.

УДК 621.74

Фесенко М.А.[1], Фесенко А.М.[2]

[1]Державний науково-дослідний інстит МВС України, м. Київ

[2]Донбаська державна машинобудівна академія, м. Краматорськ

РОЗШИРЕННЯ МОЖЛИВОСТЕЙ ПРОЦЕСУ ВНУТРІШНЬОФОРМОВОГО МОДИФІКУВАННЯ ДЛЯ ВИРОБНИЦТВА ВИЛИВКІВ РІЗНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

У сучасних технологічних процесах для отримання чавунних виливків із підвищеними показниками механічних і експлуатаційних властивостей однієї з найважливіших технологічних операцій є модифікувальне оброблення розплаву.

Порівняльний аналіз існуючих методів модифікування рідкого чавуну показав, що найбільш простим, екологічним і ефективним процесом є оброблення розплаву всередині ливарної форми в реакційній камері ливникової системи (Інмолд-процес) [1,2].

При внутрішньоформовому оброблені рідкого чавуну знижується витрата модифікаторів, підвищується ступінь їх засвоєння до 80-85%, виключається піроефект і димовиділення, зменшується кількість виробничих операцій. Крім цього, даному процесу притаманні низькі капітальні витрати, а також інтеграція з процесом автоматичного заливання [1-3].

Однак, незважаючи на ряд істотних переваг, на вітчизняних і зарубіжних підприємствах даний метод оброблення розплаву найчастіше застосовується тільки при виготовленні виливків із високоміцного чавуну з кулястим графітом [3], хоча можливості його досить широкі.

На підставі вище сказаного в даній роботі запропоновані, розроблені і досліджені нові технологічні процеси (способи, технології) виготовлення виливків із різних сплавів із застосуванням Інмолд-процесу. До них відносяться:

- технологічний процес виготовлення чавунних виливків із високоміцного чавуну з кулястим, вермікулярним графітом, а також сірих чавунів високих марок;

- технологічний процес карбідоутворювального (легувального) оброблення базового рідкого чавуну всередині ливарної форми;

- технологічні варіанти подвійного модифікування (легування) вихідного розплаву в ливарній формі;

- способи інтенсифікації розчинення дрібнодисперсних добавок у реакційній камері під час заливання розплаву;

- спосіб виготовлення виливків із різною структурою та властивостями з одного базового розплаву в загальній ливарній формі;

- технологія виготовлення фасонних двошарових і багатошарових сталевих і чавунних виливків із диференційованою структурою та властивостями в окремих їх частинах або зонах з одного вихідного розплаву;

- спосіб виготовлення відцентроволитих двошарових і багатошарових сталевих і чавунних виливків із диференційованою структурою та властивостями з одного вихідного розплаву;

- технологія підвищення стійкості чавунних кокілів, виливниць, тіл, що мелють;

- технологія внутрішньоформового оброблення рідкої сталі для отримання злитків і виливків із заданою структурою та властивостями.

Реалізація запропонованих і розроблених технологічних процесів (способів, технологій) була підтверджена на протязі 15 років багаточисельними комплексними лабораторними і виробничими випробуваннями. В результаті цього для кожного технологічного процесу були встановлені оптимальні режими, параметри і фактори лиття, які забезпечують отримання якісних виливків із заданою структурою та властивостями з різних сплавів.

Авторами сформульовані технічні рекомендації та інструкції щодо перелічених процесів, які пройшли апробацію на підприємствах України, Польщі із отримання актів випробування та позитивних відгуків керівників підприємств.

Запропоновані та досліджені технологічні процеси (технології, способи) дають можливість економити дорогі легувальні добавки (реагенти), збільшують ефективність і стабільність отримання виливків із заданим комплексом структури та властивостей, виключають необхідність в установці в цехах додаткового обладнання, спрощують і здешевлюють процес отримання виливків, а також покращують умови праці в цеху.

Список литературы

1. Фесенко М.А. Новые технологии изготовления отливок модифицированием чугуна в литейной форме // Металл и литье Украины, 2014. - №1 1 (258). – С.10-16.

2. Ковалевич Е.В., Петров Л.А., Андреев В.В. Современные способы модифицирования для получения в чугуне шаровидного графита // Литейное производство. – 2014. –№2. – С.2–5.

3. Processing Techniques and Productions of Ductile Iron / J.O. Olawale, S.A. Ibitoye, K.M. Oluwasegun // International Journal of Scientific & Engineering Research, Volume 7, Issue 9, September-2016. – P.397-423.

УДК 621.74

Л. В. Фролова

Національний технічний університет

«Харківський політехнічний інститут», Харків

ВИЗНАЧЕННЯ ОПТИМАЛЬНОЇ КОМБІНАЦІЇ AL-SI В ЧАВУНІ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ДВИГУНІВ ВНУТРІШНЬОГО ЗГОРЯННЯ

Підвищення експлуатаційних характеристик деталей машин, виготовлених з чавуну, можливо шляхом пошуку оптимальних технологічних рішень по його виплавці. У числі таких рішень – поєднання модифікування та легування [1]. Введення модифікуючих елементів зумовлює протікання при кристалізації процесу графітизації, що може призводити до зниження механічних властивостей. Це зниження можна компенсувати введенням легуючих елементів [2, 3]. Висока ціна на феросплави, з якими вносяться легуючі елементи, обумовлює необхідність їх використання в мінімально необхідній кількості. Це повинно бути така кількість, що забезпечує необхідну компенсацію втрати властивостей. Поєднання операцій модифікування та легування вимагає розробки раціональних технологічних рішень, які можуть бути отримані після того, як будуть виявлені закономірності формування властивостей під впливом модифікаторів і легуючих елементів.

В цьому напрямку проводилось дослідження визначення оптимальної комбінації Al-Si в чавуні для деталей двигунів внутрішнього згоряння з метою подальшого вибору раціональних режимів модифікування та легування [4].

В ході роботи виконаний рідж-аналіз поверхні відгуку $\sigma_в$=f(Al, Si), за підсумками якого визначені оптимальні значення $\sigma_в$ та відповідні їм значення вхідних змінних в натуральному вигляді. На підставі цих даних побудований рис. 1.

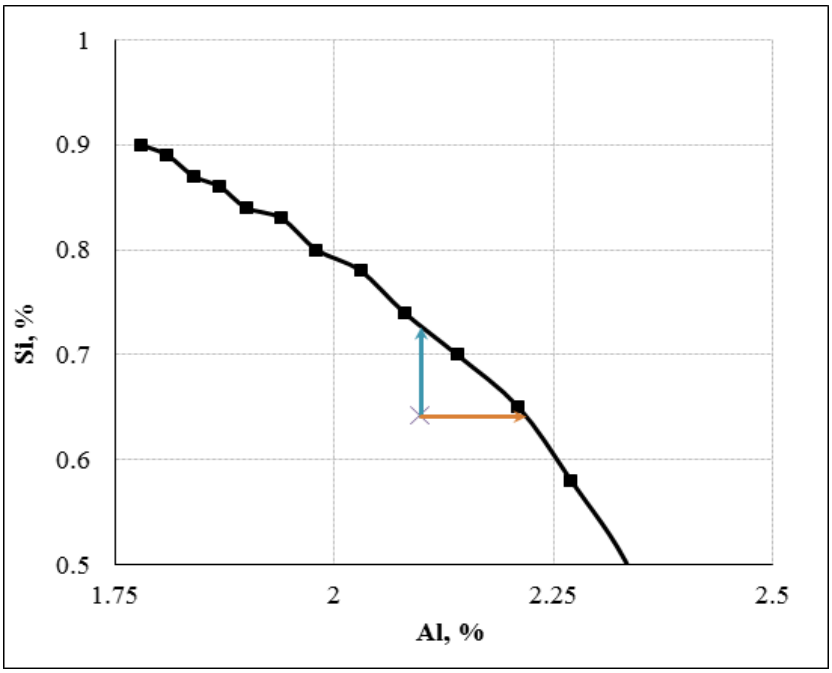


Рис. 1 – Лінія оптимальних комбінацій вхідних змінних [4]

На рис. 1 показана лінія оптимальних комбінацій вхідних змінних, представлена у вигляді Si=f(Al). На підставі цього стає можливим вибирати такі комбінації Al-Si, в залежності від фактичних показників плавки, які забезпечують максимум межі міцності. При цьому наявність безлічі альтернатив, які забезпечують однаково оптимальні за цим критерієм результати, дозволяє здійснювати вибір комбінації феросплавів з міркувань мінімальних витрат.

Список літератури

1. Demin, D. A. Optimization of the method of adjustment of chemical composition of flake graphite iron / D. A. Demin, V. F. Pelikh, O. I. Ponomarenko // Litejnoe Proizvodstvo. – 1995. – № 7-8. – P. 42–43.

2. Bai, Y. Chemical Compositions, Microstructure and Mechanical Properties of Roll Core used Ductile Iron in Centrifugal Casting Composite Rolls / Y. Bai, Y. Luan, N. Song, X. Kang, D. Li, Y. Li // Journal of Materials Science & Technology. – 2012. – Vol. 28. № 9. – P. 853–858. doi:10.1016/s1005-0302(12)60142-x

3. Demin, D. A. Complex alloying of grey cast iron / D. A. Demin, V. F. Pelikh, O. I. Ponomarenko // Litejnoe Proizvodstvo. – 1998. – № 10. – P. 18–19.

4. Frolova, L. Selection of optimal Al–Si combinations in cast iron for castings for engineering purposes / L. Frolova, R. Shevchenko, A. Shpyh, V. Khoroshailo, Y. Antonenko // EUREKA: Physics and Engineering. – 2021. – № 2. doi:10.21303/2461-4262.2021.001694

УДК 669.131.622:669.74

В.Є. Хричиков, О.В. Меняйло, Р.Р. Баркар

Національна металургійна академія України, Дніпро

ТЕПЛОФІЗИЧНІ ПРОЦЕСИ УТВОРЕННЯ УСАДКОВИХ ДЕФЕКТІВ У НИЖНІЙ ШИЙЦІ ПРОКАТНОГО ВАЛКА З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

У попередніх роботах для окремих типорозмірів валків експериментально встановлено утворення усадкових дефектів в нижніх шийках прокатних валків. Це обумовлено тим, що бочка твердіє швидше ніж нижня шийка. Тому порушується живлення усадки розплавом нижньої шийки з надливу.

У роботі використано параметричний критерій Б.Б. Гуляєва (τ/R^2) для встановлення співвідношення тривалості твердіння нижньої шийки, що охолоджується у піщано-глинистій суміші, і бочки, яка охолоджується у кокілі із сірого чавуну. Вважали, що живлення усадки розплавом нижньої шийки з надливу припиняється з часу переходу металу бочки валка в твердо-рідкий стан. Розрахунки швидкості фільтрації розплаву крізь гілки дендритів в зоні локальних переміщень показали відсутність впливу фільтрації на живлення усадки для великогабаритних виливків.

Таким чином, усадкові дефекти відсутні якщо тривалість твердіння бочки більше або дорівнює тривалості твердіння нижньої шийки. За допомогою параметричного критерію Б.Б. Гуляєва межу живлення встановлювали, як середнє значення часу між межею виливання і затвердінням 100% твердої фази: $\tau_{Б\text{-}В} \geq \tau_{Ш\text{-}В}$, де $\tau_{Б\text{-}В}$ і $\tau_{Н\text{-}В}$ – час досягнені межі живлення центру бочки та нижньої шийки, відповідно. Згідно кінетичним кривим твердіння визначили формулу для розрахунку тривалості досягнення межі виливання для центральної частини (x/R=1) бочки і нижньої шийки: $\tau_{Б\text{-}В} = 40900 \cdot R^2_{Б}$, $\tau_{Ш\text{-}В} = 107000 \cdot R^2_{ПГ}$. При литті валків в кокіль, внутрішня поверхня якого вкрита ливарною фарбою, отримано критерій співвідношення радіусів бочки і шийки, який дозволяє швидко встановити утворення теплових вузлів і усадкових дефектів. УЗК контроль валків різних розмірів і маси підтвердив правильність розрахунків, що позволяє технологам розробити методи прискорення швидкості твердіння нижньої шийки на ПК.

УДК 621.74.046

І. А. Шалевська[1], Т. В. Шевчук[1], Є. В. Погребач[1], Джамал Ібрагім Мусбах[2]

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України

[2] Коледж техніки та науки, департамент механічної інженерії, Бені-Валід, Лівія

innashalevska@gmail.com

ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛИТИХ АРМОВАНИХ КОНСТРУКЦІЙ ПРИ РІДКОФАЗНОМУ СУМІЩЕННІ КОМПОНЕНТІВ СИСТЕМИ

Найбільш ефективним методом утворення матеріалів із спеціальними функціональними властивостями з кольорових та залізовуглецевих сплавів є армування цих сплавів при рідкофазному поєднанні компонентів системи [1].

Відомі варіанти виготовлення композитного чавуну (евтектика) [2], локально армованого керамікою, для підвищення абразивної зносостійкості. При цьому встановлено, що для забезпечення рівномірного розподілу частинок в виливку, необхідно в порожнині форми закріпляти керамічну вставку. Це призводить до збільшення трудомісткості при виготовленні виливків.

Більш придатною для виготовлення армованих виливків є технологія лиття за моделями, що газифікуються. Існує методика локального зміцнення литих матеріалів шляхом введення зносостійких вставок на основі тугоплавких карбідів в модель пінополістиролу [3]. Запропонована методика може бути використана для створення локально укріплених областей при виготовленні виливків.

Є результати дослідження по модифікуванню сірого чавуну феросиліцієм FeSi45 за допомогою дисперсно-наповненої моделі, що газифікується [4], тобто газифікована модель використовується як інструмент для введення в порожнину форми, але в роботі не розглядаються фізико-хімічні процеси, газові та гідравлічні процеси, що відбуваються за наявності у порожнині форми дисперсного матеріалу, продуктів термодеструкції моделі та матричного сплаву.

Тому, в першу чергу, слід розглянути основні схеми отримання такого класу матеріалів, а також визначити технологічні передумови і параметри лиття при отриманні литих армованих конструкцій (ЛАК).

Структура матеріалів повинна бути гетерогенною і складатися з твердих зерен, рівномірно розподілених в пружно-пластичній матриці, а між складовими повинен зберігатися адгезійний зв'язок. Таким вимогам можуть відповідати тільки литі армовані матеріали. Так, відомий метод отримання ЛАК із застосуванням методу лиття за моделями, що газифікуються [5]. В даному випадку частинки графіту додавалися до гранул полістиролу при спінюванні моделі. Потім отриману пофарбовану модель заформовували в кварцовий пісок і заливали алюмінієвим сплавом. При цьому відбувається заміщення алюмінієвим сплавом порожнини моделі і забезпечуються умови, при яких графітові частки залишаються рівномірно розподіленими в тілі виливка. При цьому способі виробництва змочуваність графіту алюмінієвим сплавом є найважливішим технологічним фактором отримання ЛАК такого класу. Встановлено, що при такій схемі виробництва необхідна висока температура заливання (800 °С) матрично-

го сплаву і ливниково-живильна система з верхнім збільшеним підведенням металу. Також необхідні певні технологічні прийоми по активації поверхні АФ, в т.ч. нанесення оболонки металу на поверхню частинок графіту, термічна очистка та утворення інтерметалідів з інтенсифікацією їх у вакуумі [6].

Для досягнення досконалих результатів щодо суміщення компонентів армованих систем необхідно чітке розуміння технологічних основ такого суміщення, в першу чергу з точки зору утворення макрогетерогенних структур, виникнення простого зв'язку між різними елементами системи і, як наслідок, виникнення процесу фізико-хімічної взаємодії на межах їх контакту [7]. В даний час є кілька основних таких технологічних схем:

1. Підвищення змочуваності можна розділити на 3 основні різновиди:

- на стадії рідкої фази - вводячи в матричний сплав добавки з високим ступенем спорідненості до матеріалу АФ або поверхнево активних по відношенню до армуючих часток;

- через газову фазу - за допомогою добавки активних елементів по відношенню до матричному сплаву;

- через тверду фазу - застосовуючи технологічні покриття з більшою хімічною активністю по відношенню до МС, ніж до АФ (нікелювання, обміднення) або застосовуючи спеціальну активуючу обробку поверхні армуючих елементів (молекулярна активація міжфазної поверхні). Наприклад, спеціальне окислення з метою утворення на поверхні оксидів, наявність яких сприяє змочуваності рідкими матричними сплавами завдяки протіканню хімічних реакцій.

2. Попередження утворення нестабільних хімічних сполук або їх шарів надмірної товщини наступними способами:

- застосування бар'єрних оболонок;

- введення спеціальних добавок до МС, що утворюють з ним хімічну сполуку, і не утворюють їх з АФ;

- введення спеціальних добавок в матричний сплав, що не утворюють хімічних сполук ні з МС, ні з АФ, так зване хімічне розбавлення матричного сплаву активного до армуючої фази; введення легуючих добавок до МС мають високу хімічну спорідненість по відношенню до АФ.

3. Запобігання хімічної ерозії, яке реалізується наступними способами:

- застосування бар'єрних покриттів; введення легуючих добавок в матричний сплав, що утворюють тонкі шари хімічних сполук з АФ;

- введення легуючих добавок в МС, які знижують розчинність армуючої фази в матричному металі.

4. Запобігання крихкості АФ на поверхні контакту з матричним сплавом, яке досягається:

- застосуванням бар'єрних оболонок;

- введенням легуючих добавок в матричний сплав з метою збільшення міжфазного натягу на межі "рідкий МС - тверда АФ" або утворенням хімічних сполук з армуючої фазою;

- введенням легуючих добавок в АФ з метою збільшення міжфазного натягу на межі "МС - АФ".

Таким чином, тільки в результаті застосування оптимальних технологічних схем виробництва при чітко заданих параметрах процесу суміщення (в т. ч. підготовчих операцій) можливе отримання ЛАК з високими експлуатаційними властивостями, відповідним вимогам, що пред'являються в даний час до матеріалів такого класу.

Список літератури

1. Лысенко Т. В., Концепции управления формообразованием отливок: монография/ Лысенко Т. В., Ясюков В. В., Прокопович И. В. – Одесса: Экология, 2019. – 272 с.

2. Dulska, A., Reinforcing cast iron with composite insert/ Dulska, A., Studnicki, A. & Szajnar J.// Archives of Metallurgy and Materials. – 2017. – № 62 (1), P. 355 – 357. DOI: 10.1515/amm-2017-0055.

3. Anikeev, A.N., Microstructure and Hardness of a Dispersion-Reinforced Casting/ Anikeev, A.N., Chumanov, I.V.// Russ. Metall. – 2018. – P. 1161–1164. DOI: 10.1134/S0036029518120030.

4. Небожак И. А. Эффективность графитизирующего модифицирования серого чугуна с помощью дисперсно-наполненной газифицируемой модели/ Небожак И. А., Суменкова В. В., Шинский О. И. и др.// Литье и металлургия. – 2015; – № 4. С. 56 – 66.

5. Шинский И. О. Закономерности формирования газового режима в форме с пенополистироловыми моделям, наполненных графитовой фазой при получении алюминиевых армированных оливок/ Шинский И. О., Клименко С. И., Маляр В. А.// Литье. Металлургия. 2016 **:** материалы XII междунар. науч.-практ. конф. (г. Запорожье, 24-26 мая 2016 г.) / под общ. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.И. – Запорожье, ЗТПП. – С. 244–245.

6. Zhou D. The nano-sized TiC particle reinforced Al-Cu matrix composite with superior tensile ductility/ Zhou D., Qiu F., Jiang Q.// Materials Science and Engineering, – 2015. – A622. – P. 189-193.

7. Шалевська І. А. Отримання литих армованих конструкцій рідкофазним сумі-щенням компонентів системи/ Шалевська І. А., Мусбах Джамал Ібрагім// Процеси лиття. – 2020. – №1(139). – С. 69–75.

УДК 69.14.018.298:621.789

В. Ж. Шемет[1], А. Ю. Семенко[2], М. М. Ворон[2], О. П. Верзілов[2]

[1]Національний технічний університет України "Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського", Київ

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

semenko.au@gmail.com

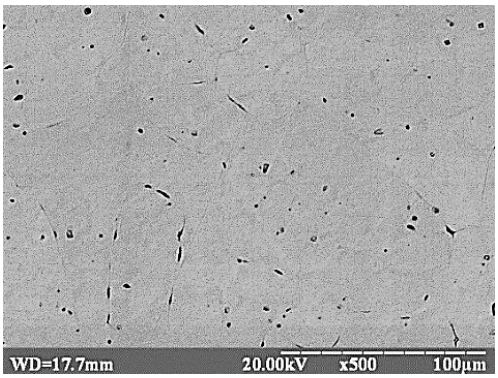
ДОСЛІДЖЕННЯ ОСОБЛИВОСТЕЙ УТВОРЕННЯ ТА РОЗПОДІЛЕННЯ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ ПРИ ОТРИМАННІ НОВИХ ВИСОКОПЛАСТИЧНИХ НАДМІЦНИХ СТАЛЕЙ Fe-Mn-Al-C

Поєднання механічних властивостей Fe-Mn-Al-C сталей, а саме високої міцності на розрив одночасно з високою пластичністю робить ці сплави доречними для застосування в медицині, автомобільній, військовій, аерокосмічній та гірничій промисловостях [1-4].

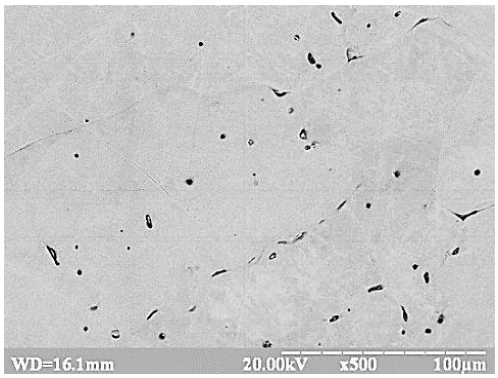
Одержано зразки високоміцної аустенітної сталі різного хімічного складу в системі Fe-20Mn-xAl-C, що були виплавлені методом аргоно-дугового переплаву. Вміст алюмінію у цих сплавах був у межах 5-12 мас.%, а вміст вуглецю близько 1.0 мас.%. Також був виплавлений ще один сплав Fe-20Mn-12Al-1C мас.%, що був легований лантаном (0.12 мас.%). Зразки сплавів отримані в умовах швидкої і повільної кристалізації при охолодженні зі швидкістю 250-500 ^{o}C/с та 80 ^{o}C/с відповідно. Фазовий аналіз сталей вивчено за допомогою растрової електронної мікроскопії (РЕМ) та енергодисперсійного рентгенівського мікроаналізу (ЕДРМА). Результати порівняно з термодинамічними розрахунками, що були зроблені за допомогою програми *FactSage 7.3* з базою даних SGPS і SGTE 2019. Сплави, що містять низьку концентрацію алюмінію Fe-20Mn-5Al-1C демонструють однофазну структуру з включеннями

оксидів/нітридів і фосфідів по границям зерен аустенітну. Результати РЕМ/ДРМА показали, що ці включення мають складну будову і містять у своєму складі різні елементи сплаву. Навпаки сульфідні домішки знаходяться всередині зерен, що вказує на гетерогенне зародкоутворення аустеніту. Встановлено, що сульфідні включення формуються на частинках оксидів або нітридів алюмінію у вигляді глобул.

Швидкість охолодження розплаву має вирішальне значення при формуванні мікроструктури сталі. Наприклад, зразки що були охолоджені повільно, мають крупнозернисту мікроструктуру з розміром 80-120мкм на 25-40 мкм, а зразки сталі охолоджені з більш високою швидкістю навпаки характеризуються досить рівномірною дрібнозернистою мікроструктурою в межах 30-50 мкм з поодинокими витягнутими зернами довжиною не більше 80-100 мкм.



(а)



(б)

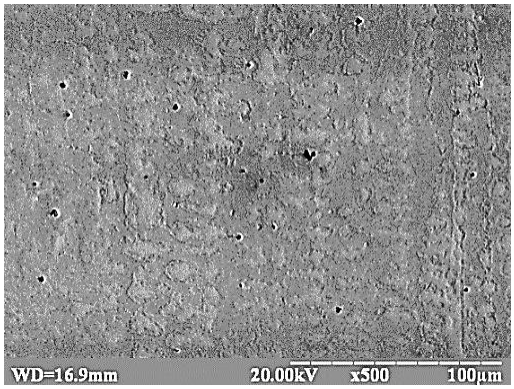
Рис.1 – Мікроструктура зразка сталі Fe-20Mn-5Al-1C, одержаного при швидкості охолодження розплаву 500 °C/c (а) та 250 °C/c

У зразках сталі Fe-20Mn-5Al-1C не виявлено утворення к-карбідів або інших дисперсних фаз, що виконують роль зміцнювачів. Для дослідження особливостей утворення зміцнюючих фаз к-карбідів та формування первинного δ-фериту були виплавлені сталі з вмістом алюмінію близько 12 мас. %, які знаходяться у трьохфазній області відповідно до проведених термодинамічних розрахунків. Також був виплавлений сплав модифікований добавками лантану Fe-20Mn-12Al-1C-0,1La. Кристалізація цих сплавів так само, як і у попередньому випадку відбувалась з різними швидкостями охолодження. Мікроструктура цих сталей після охолодження характеризується дендритною будовою. Відповідно до локального хімічного аналізу дендритам відповідає δ-ферит (рис. 2).

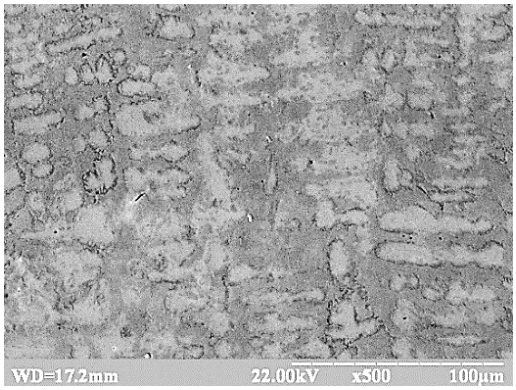
Дослідження к-карбідів у сплавах з високою концентрацією алюмінію показали, що вони утворюються на межах δ-дендритів та аустеніту. Це вказує на дифузійний механізм утворення карбідів та можливість їх додаткового виділення після термічної обробки виливків.

Таким чином Fe-20Mn-12Al-1C сплави характеризується в литому стані дендритною будовою δ-фериту та тонкими виділеннями к-карбідів розмірами 1-2 мкм.

Зі зменшенням швидкості кристалізації дендрити первинної фази набувають більшої довжини, а товщина їх гілок суттєво зменшується.



(а)



(б)

Рис. 2 – Мікроструктура зразків сплавів, що кристалізувались при швидкості охолодження розплаву 250 °С/с Fe-20Mn-12Al-1C (а) та Fe-20Mn-12Al-1C-0,1La (б)

Модифікований лантаном сплав Fe-20Mn-12Al-1C відрізняється ступінню легованості його δ-фериту, дрібнішою та більш рівноважною структурою від немодифікованого аналогу, а к-карбіди частіше розташовуються в структурних зонах, що нагадують евтектоїд. При сповільнені швидкості охолодження розплаву з ~500 до ~250 °С/с дендритна структура стає більш чітко вираженою, а к-карбіди виділяються навколо дендритів, подібно до немодифікованого стану. Неметалеві включення в багатих на алюміній сплавах мають схожість зі зразком Fe-20Mn-5Al-1C, а саме локалізацією сірки біля частинок оксидів або нітридів алюмінію. Відрізняються включення лише значно меншими розмірами та концентрацією домішкових елементів.

Список літератури

1. J. Hirsch. (2019). Aluminium in innovative lightweight car design. Lightweight Vehicle Structure Conference, 24th - 25th April 2019, Munich, Germany.

2. D. Raabe, C. C. Tasan, H. Springer, and M. Bausch. (2015). From High-Entropy Alloys to High-Entropy Steels Steel research Int. 10, 1127-1138. (https://doi.org/10.1002/srin.201500133)

3. Y. Zhang, T. T. Zuo, Z. Tang, M. C. Gao, K. A. Dahmen, P. K. Liaw, Z. P. Lu. (2014). Microstructures and properties of high-entropy alloys. Prog. Mater. Sci, 61, 1.

4. Ch. Haase and L. A. Barrales-Mora. (2019). From High-Manganese Steels to Advanced High-Entropy Alloys. Metals, 9, 726. (https://doi.org/10.3390/met9070726)

УДК 621.74.045

О. Й. Шинський, О. А. Яковишин, С. О. Кротюк, А. В. Шалевський

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

ПРИСКОРЕНЕ ОХОЛОДЖЕННЯ ПІНОПОЛІМЕРУ ДЛЯ ТЕХНОЛОГІЇ ЛИТТЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ

Мета любої технології полягає в отриманні якісного продукту з мінімальними витратами. Невід'ємною складовою способу лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ) є етап охолодження прес-форми (ПФ) зі спеченою моделлю. Він проводиться для стабілізації розмірів ГМ і значною мірою впливає на точність майбутнього виливка. Точність ГМ визначається точністю виготовлення прес-форми і усадкою ГМ, яка в свою чергу залежить від особливостей нагріву ПФ, густини ГМ, виду охолоджуючого середовища (ОС), його температури і тривалості зберігання готової моделі. Оскільки етап охолодження ПФ є обов'язковим, то інтенсифікація теплообмінних процесів, їх прискорення дадуть виграш в часі і створять умови для підвищення продуктивності праці при отриманні ГМ. Це можна зробити в першу чергу за рахунок збільшення коефіцієнту теплообміну α. Відомо, що зі збільшенням швидкості руху v ОС коефіцієнт теплообміну збільшується. Тому, переведення дії ОС в нестаціонарний режим або режим потоку має своєю метою інтенсифікацію тепловіддачі від ПФ до ОС. В нашій роботі зосередили увагу на двох параметрах — тривалості охолодження і виді ОС: 1)вода (кімнатної температури) в стаціонарному (нерухомому) стані; 2)вода в динамічному стані. Технічно реалізацію способу здійснили за допомогою закріпленого на штативі колекторного двигуна потужністю 500 Вт, до валу якого було приєднано двохвиткову насадку-міксер. Частота обертів валу складала 600 об/хв. Насадку розміщували в центрі охолоджуючої ємності, а ПФ — біля її стінок. Досліджували вплив ОС, що знаходилось в стаціонарному і динамічному стані, на тривалість охолодження ПФ

і усадку на двох типах моделей ─ циліндричної з внутрішнім прохідним отвором і типу “коронка”. Контрольованими параметрами в обох випадках були характерні розміри: внутрішні, зовнішні діаметри і загальна довжина ГМ. Температурний режим реєстрували пристроєм МИРТ-8 (розробка відділу автоматизації ФТІМС НАН України), за допомогою термопар, що фіксували температури стінки ПФ і води. Виготовлені ГМ мали відмінну якість поверхні, жолоблення і тріщини були відсутні, порушень геометрії не спостерігали.

Аналіз отриманих результатів засвідчив доцільність переведення рідини в стан потоку з метою зменшення тривалості етапу охолодження ПФ, оскільки в умовах проведених експериментів досягалось прискорене зниження температури в 4÷5 разів відносно охолодження в спокійній воді тієї ж температури.

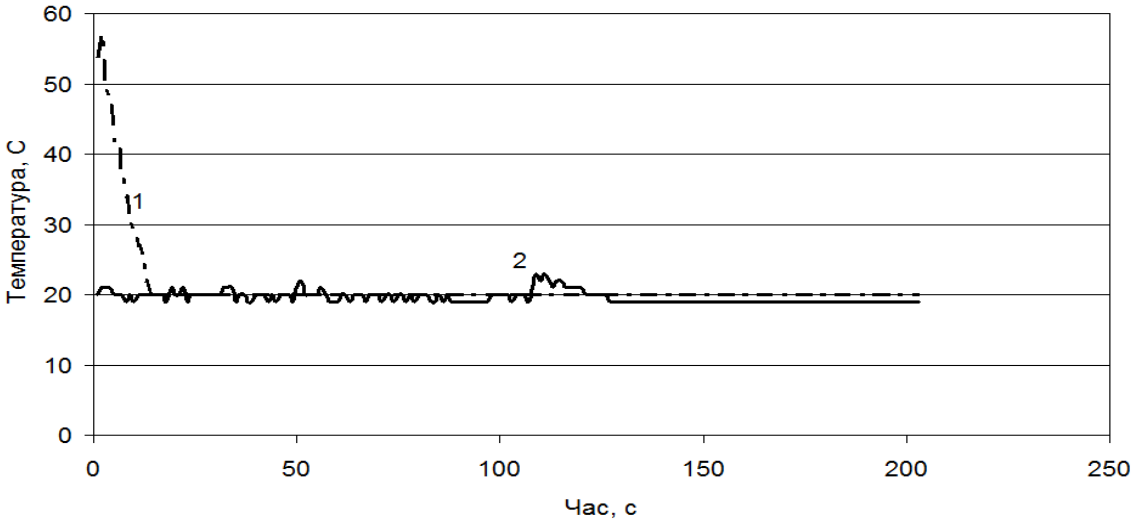


Рис.1 -- Охолодження ПФ в потоці води
1-температура стінки ПФ; 2-температура вод

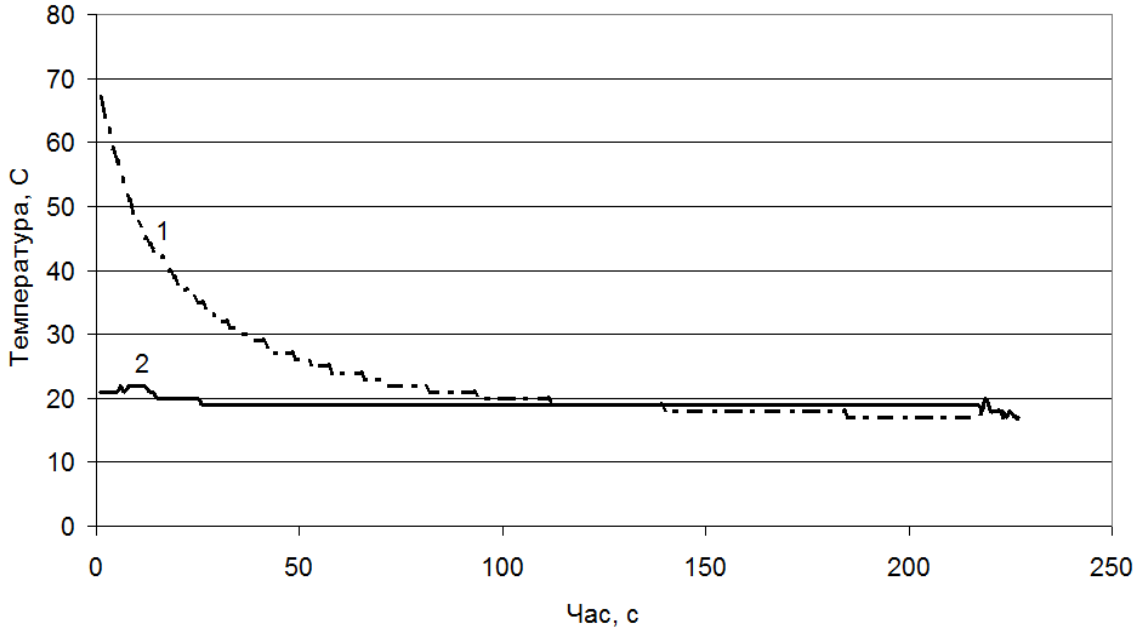


Рис.2 -- Охолодження ПФ в спокійній воді
1-температура стінки ПФ; 2-температура води

Графічна інтерпретація охолодження для циліндричної моделі представлена на рисунках. При співставленні статистичних даних було виявлено, що при охолодженні в воді, яка знаходилась в стані турбулізованого руху, усадка ГМ приблизно в 1,3÷1,5 разів менша, ніж в стаціонарній воді. В середньому зміна розмірів ГМ після 7 днів вилежування складала не більше 0,1%.

УДК 669.141.24:539.375.6:531.45

Шипицин С.Я., Берднікова О.М.*, Лиховей Д.І., Степанова Т.В., Кірчу І.Ф. Короленко Д.М., Литвин А.Т., Лопаткин С.С.

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

odus@ptima.kiev.ua

*Інститут електрозварювання ім. Є.О.Патона НАН України, Київ

ВПЛИВ ПАРАМЕТРІВ ГАРЯЧОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ ВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ З ДИСПЕРСІЙНИМ НІТРИДНИМ ЗМІЦНЕННЯМ

Високий рівень фізико-мехінчних і функціональних властивостей вуглецевих сталей за рахунок дисперсійного нітридного зміцнення досягається тільки у випадку коли при аустенізації надлишкова дисперсна нітридна фаза гальмує зростання аустенітного

зерна, а при відпуску – дисперсійно виділяється нанорозмірна нітридна фаза рівномірно в об'ємі феритного зерна. При цьому досягається зниження розвитку пограничної сегрегації елементів і фаз, диспергування складових перлітної структури, ефективне дисперсійне зміцнення фериту.

Параметри гарячого деформування, безперечно, можуть впливати на хімічну і структурну неоднорідність металу, яка змінює термодинамічні і кінетичні параметри фазових перетворень при термічному обробленні і потребує корегування їх температурних параметрів.

Дослідження проводили на двох режимах гарячого деформування литих заготівок: 1) температура деформування $t_{деф}$ = від 1050 °С до 950 °С і ступінь деформування δ = 25-30%, який ще допускає процес деформування без утворення шпарин деформації ; 2) $t_{деф}$ = 1260 °С і δ = 50%, який практично застосовується при прокатуванні, куванні і штампуванні вуглецевих сталей у промислових умовах.

Об'єкт дослідження: вуглецева ферито-перлітна сталь з комплексним дисперсійним нітридним і твердорозчинним зміцненням наступного хімічного складу (мас. частка, %): 0,51C, 0,67Si, 0,81Mn, 0,17V, 0,0175N, 0,37Cr, 0,025S, 0,025P, 0,014Al.

Визначення розподілу елементів у мікрооб'ємах сталі проводили мікрохімічним аналізом на електронно-растровому мікроскопі SEM-515 за схемою, наведеною на рис.1.

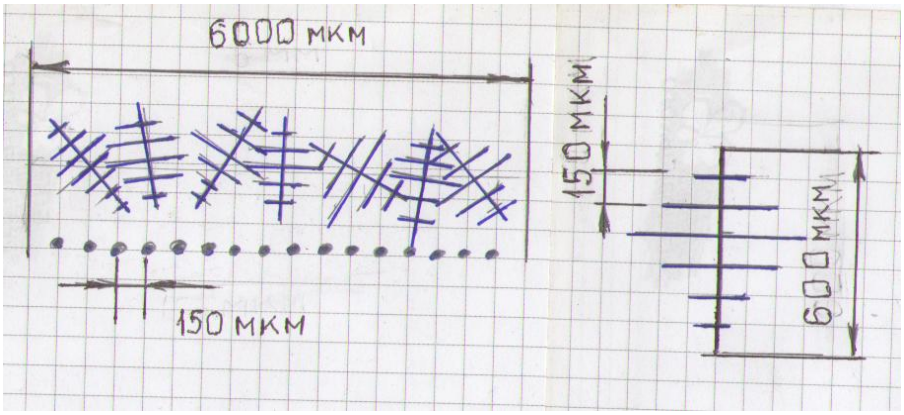


Рис. 1 Схема проведення мікрохімічного аналізу на електронно - растровому мікроскопі SEM-515

Встановлено, що гаряча деформація за режимом 2 у порівнянні з режимом 1 забезпечує зниження хімічної і структурної неоднорідності металу і, що важливо, практично повне розчинення первинних включень нітридної фази (рис.2).

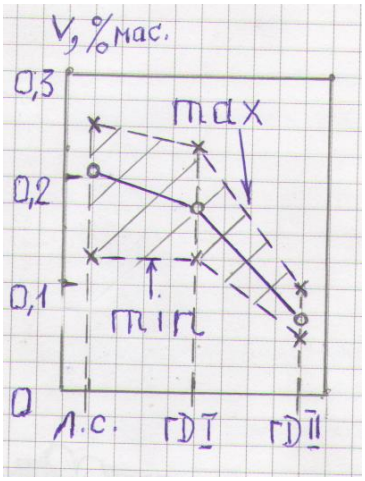


Рис. 2. Максимальний, мінімальний і усереднений вміст ванадію у мікрообємах сталі в литому стані і після гарячої деформації по режимах 1 і 2.

Досягнуте при цьому перенасичення твердого розчину по ванадію та азоту змінює механізм дисперсійного виділення нітридів ванадію під час охолодження металу після гарячої деформації з гетерогенного виділення на високо- і середньокутових границях на гомогенний механізм виділення в об'ємі зерна більш дисперсійної нітридної фази.

Розрахунок по відомим залежностям показує, що зменшення в 2 рази розмірів нітридних частинок після гарячого деформування дозволяє при кінцевій термічній обробці досягати рівноваги в системі [V],[N] →VN на порядок менших по часу витримках і при температурах аустенізації на 100 -150 ^{o}C нижче, ніж після гарячої деформації по 1 режиму (рис. 3). При відпуску досягається більш рівномірне внутрішньозеренне дисперсійне виділення нітридних частинок (рис. 4).

В результаті досягається більш високий рівень механічних властивостей та зносостійкості сталі при менших енергетичних і трудових витратах при кінцевій термічній обробці виробів (рис. 5).

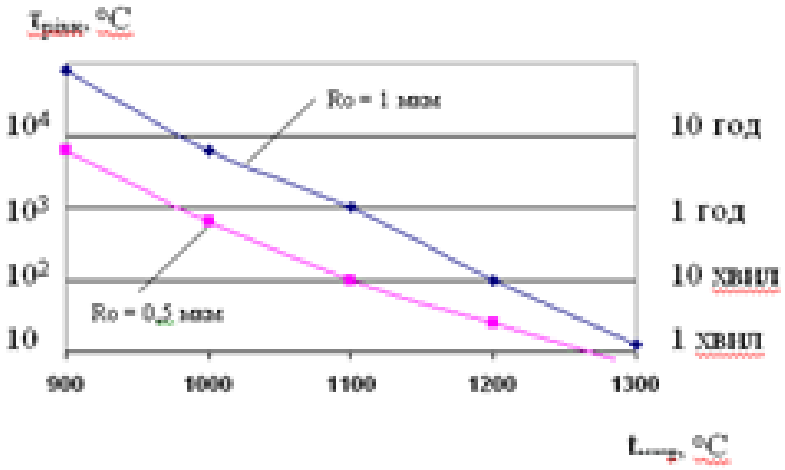
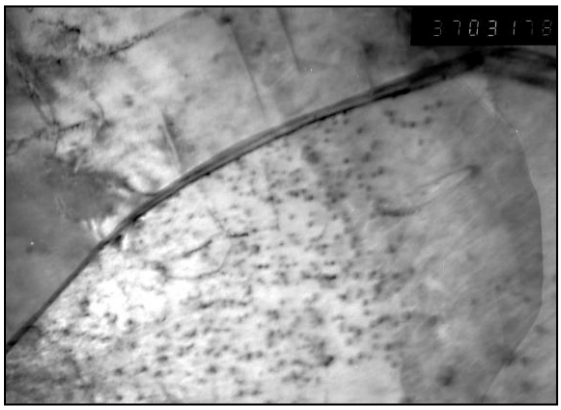


Рис. 3. Час досягнення рівноважності у системі [V],[N] →VN в залежності від температури і вихідного розміру частинок VN (R_0)



x20000

Рис. 4. Гомогенне виділення дисперсійних частинок VN в об'ємі зерна фериту

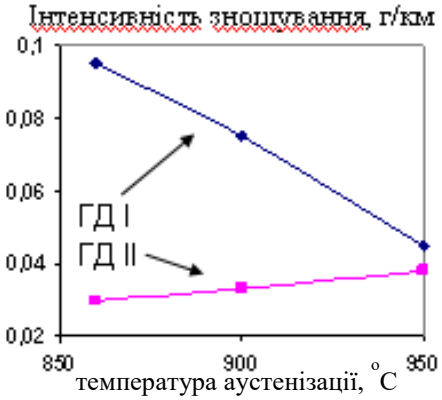


Рис. 5. Інтенсивність зношування при сухому терті ковзанням в залежності від режиму гарячого деформування і температури аустенізації сталі при кінцевій термічній обробці.

УДК 669.141.24:539.375.6:531.45

Шипицин С.Я., Мікосянчик О.О.*, Новицький В.Г., Лиховей Д.І. , Кірчу І.Ф. Степанова Т.В., Короленко Д.М., Лопаткин С.С., Литвин А.Т.

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

odus@ptima.kiev.ua

*Національний авіаційний Університет МОН України, Київ

ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ ПРИ СУХОМУ ТЕРТІ КОЧЕННЯМ

Дослідження проводили на сталях, які близькі за хімічним складом до стандартних колісних і рейкових сталей (табл.1). Сталь №1- стандартна з 0,61% С, №3 і №4 – з комплексним дисперсійним нітридним і твердорозчинним зміцненням, №3 з 0,64% С і №4 з 0,51% С.

Таблиця 1 – Хімічний склад дослідних сталей (мас.частка, %)

	Сталь	C	Si	Mn	V	N
Стандартна	№1	0,61	0,17	0,56	0,01	0,006
З нітридним зміцненням	№3	0,64	0,70	1,0	0,15	0,0174
	№4	0,51	0,67	0,81	0,17	0,0175

Встановлено, що зносостійкість при терті коченням в основному, залежить від втомної витривалості вуглецевих сталей.

На рис.1 і рис.2 видно повну кореляцію даних по зносостійкості і втомній витривалості сталей

В сталі з дисперсійним зміцненням підвищення зносостійкості при терті коченням зумовлено одночасним підвищенням, як міцності, так і пластичності металу, що підвищує його втомну витривалість (табл. 2).

На відміну від зношування при терті ковзанням, при терті коченням фіксується не підвищення вмісту елементів на поверхні зношування, а їх зниження, що видно на рис.3. Це можна пояснити встановленим співробітниками ІМФ НАНУ механізмом підвищення на десятки порядків швидкості масопереносу елементів дислокаціями при швидкостях деформації $1x10^2$/с і більше. На рис.4 наведені мікроструктури сталей в зонах руйнування при випробуванні зразків на втомну витривалість. Видно, що в ста-

ндартній сталі №1 відбувається не тільки «вимивання» елементів, але і утворення мікропор, що знижує міцність металу. Нітридна фаза гальмує цей процес.

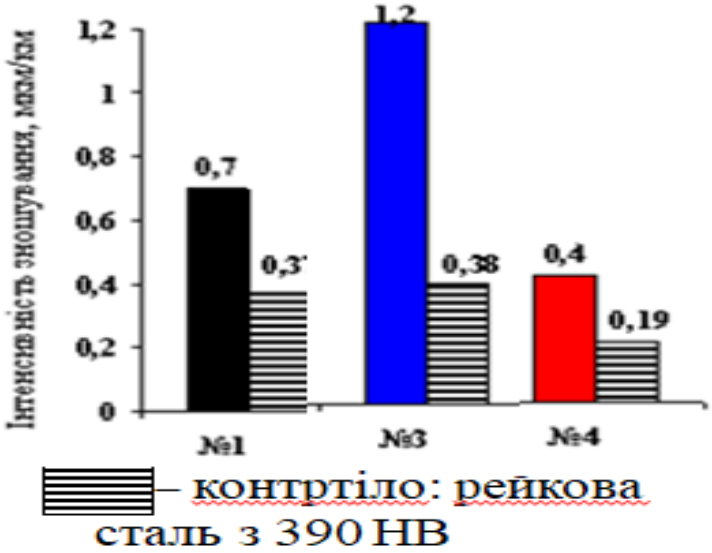


Рис. 1 Інтенсивність зношування дослідних сталей в умовах сухого тертя коченням (V=2,4 m/c, P=140МПа, *l*=6,8км)

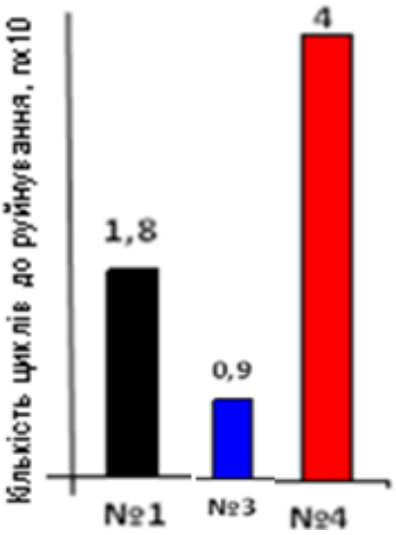


Рис. 2. Втомна витривалість (n циклів до руйнування) дослідних сталей

Таблиця 2. Механічні властивості дослідних сталей

№ сталі	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ,%	KCU+20^{0}C	KCV- 40^{0}C
	МПа			Дж/см^2	Дж/см^2
№1	844	542	16,8	83	11,5
№3	1042	823	14,1	89	10,0
№4	1025	809	17,7	143	14,0

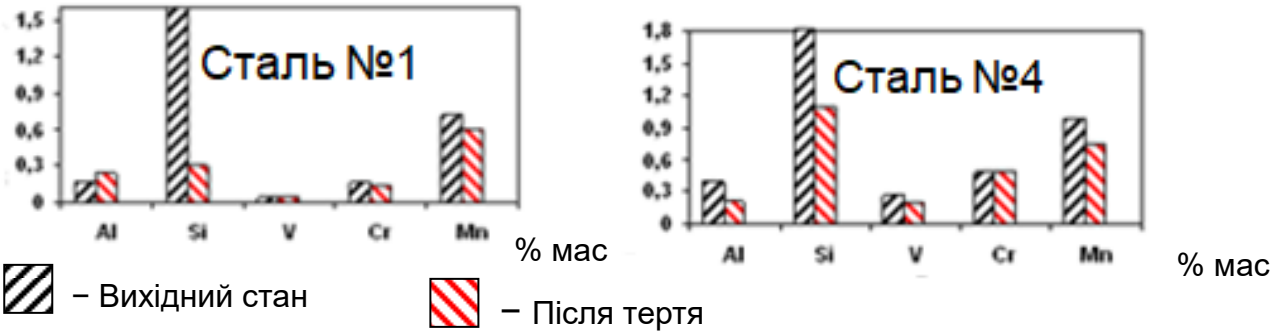
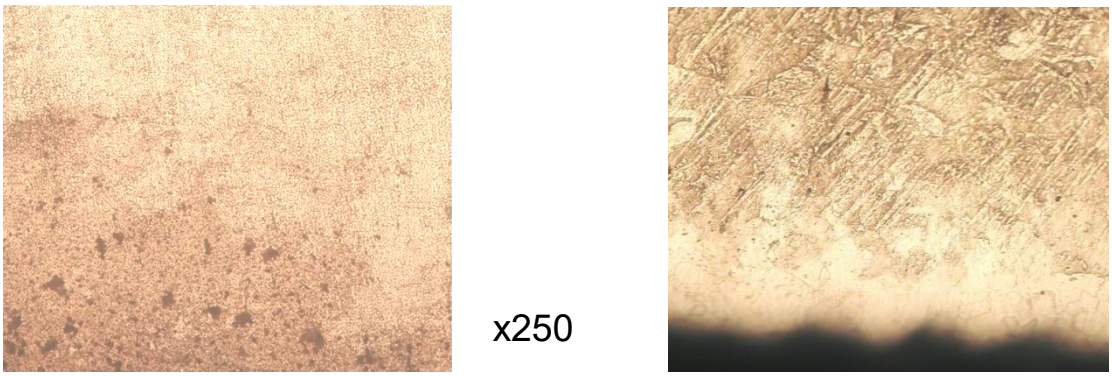


Рис. 3. Вміст елементів на поверхні зразків до і після тертя



Сталь №1 Сталь №4

Рис. 4. Мікроструктура зони руйнування зразків при випробуванні на втомну витривалість

УДК 669.141.24:539.375.6:531.44

Шипицин С.Я., Кірчу І.Ф., Лиховей Д.І., Степанова Т.В., Новицький В.Г., Короленко Д.М., Лопаткин С.С., Литвин А.Т.

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

odus@ptima.kiev.ua

ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ ПРИ СУХОМУ ТЕРТІ КОВЗАННЯМ

Вуглецеві сталі найбільш масово застосовуються у транспортному машинобудуванні і залізничній галузі. Зокрема, для виробництва залізничних коліс і рейок, які експлуатуються в екстремальних умовах, а їх довговічність і надійність суттєво впливають на рентабельність залізничних перевезень. Тому об’єктами досліджень були

вибрані близькі за хімічним складом до стандартних колісних і рейкових сталей вуглецеві до- і евтектоїдні сталі з масовою часткою вуглецю від 0,5% до 0,8%, з комплексним дисперсійним нітридванадієвим і твердорозчинним кремнієм і марганцем, хімічний склад яких наведений в табл.1

Таблиця 1 – Хімічний склад дослідних сталей (мас.частка, %)

	Сталь	C	Si	Mn	V	N
Стандартна	№1	0,61	0,17	0,56	0,01	0,006
З нітридним зміцненням	№2	0,55	0,21	0,56	0,14	0,015
	№3	0,64	0,70	1,0	0,15	0,0174
	№4	0,51	0,67	0,81	0,17	0,0175

Дослідні сталі №1 і №3 мають перлітну структуру, №2 і 4; - ферито-перлітну, №4 з пониженим вмістом вуглецю.

Сталь №4 суттєво перевищує стандартну та сталь №3 з високим вмістом вуглецю за оптимальним співвідношенням міцності, пластичності та в'язкості (табл. 2).

Таблиця - 2 Механічні властивості сталей

№ сталі	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ,%	KCU+20^{0}C	KCV- 40^{0}C
	МПа			Дж/см^2	Дж/см^2
№1	844	542	16,8	83	11,5
№3	1042	823	14,1	89	10,0
№4	1025	809	17,7	143	14,0

Встановлено, що зносостійкість вуглецевих сталей при терті ковзанням суттєво залежить від вмісту в сталях вуглецю. З підвищенням його вмісту до евтектоїдної концентрації зносостійкість різко знижується до 5 разів (рис.2). При цьому нівелюється позитивний ефект дисперсійного зміцнення сталі. Встановлено, що підвищену зносостійкість при сухому терті ковзанням ферито-перлітних сталей забезпечує про-

цес α→γ перетворення в шарах тертя при вирівнюванні кількості α і γ фаз в шарах тертя і щільності дислокацій в них (рис.3).

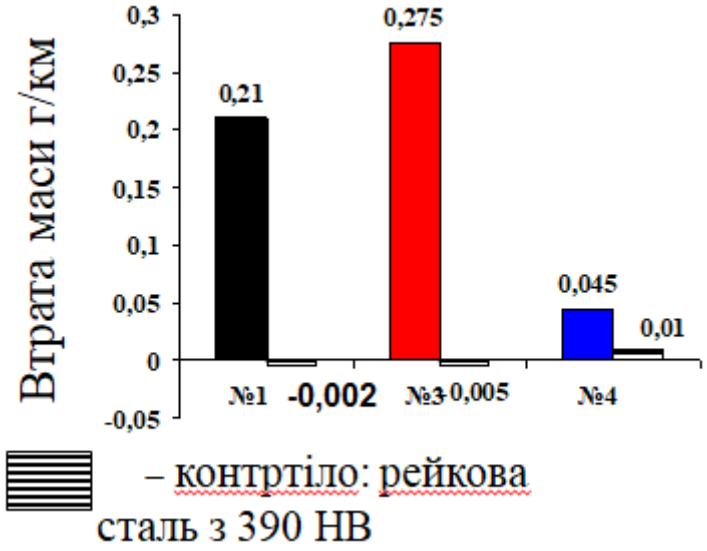


Рис.2. Інтенсивність зношування дослідних сталей при сухому терті ковзанням (V=1 m/c, P=1 МПа, *l*=1,2 км)

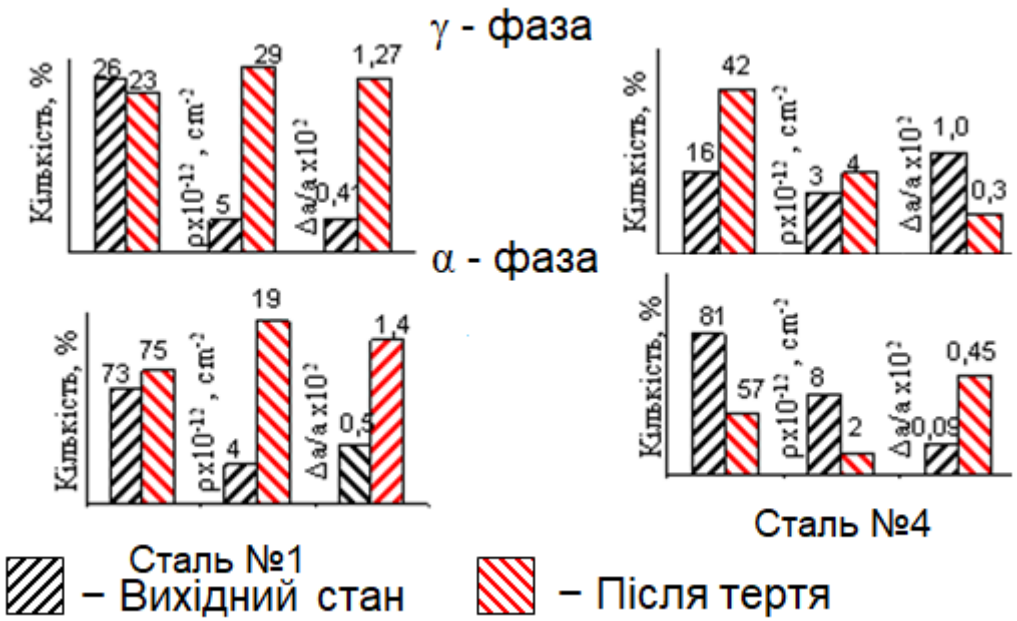


Рис. 3. Фазовий склад і параметри кристалічної гратки поверхні зношування сталей у вихідному стані і після зношування

При терті ковзанням дисперсійна нітридна фаза в доевтектоїдних сталях при температурах нижче евтектоїдного перетворення зміцнює ферит, а при температу-

рах вищих - зміцнює аустеніт при чому без погіршення його пластичності. Це підвищує зносостійкість при нормальному механізмі зношування. У випадку високовуглецевих сталей підвищений ступінь легування аустеніту вуглецем приводить до його окрихчування, що сприяє зміні механізму зношування з нормального на катастрофічний. Це видно по поверхні зношування сталей на рис.4., по підвищенню щільності дислокацій і викривлень кристалічної гратки на рис.3, а також по переносу металу зразка сталі №1 на контр-тіло на рис.2.

Видно, що при терті ковзанням відбувається накопичення елементів на поверхні зношування особливо Si і Mn, які в процесі зношування переходять в продукти взаємодії зразка і контр тіла (рис.5). Дисперсійна нітридна фаза гальмує цей процес.

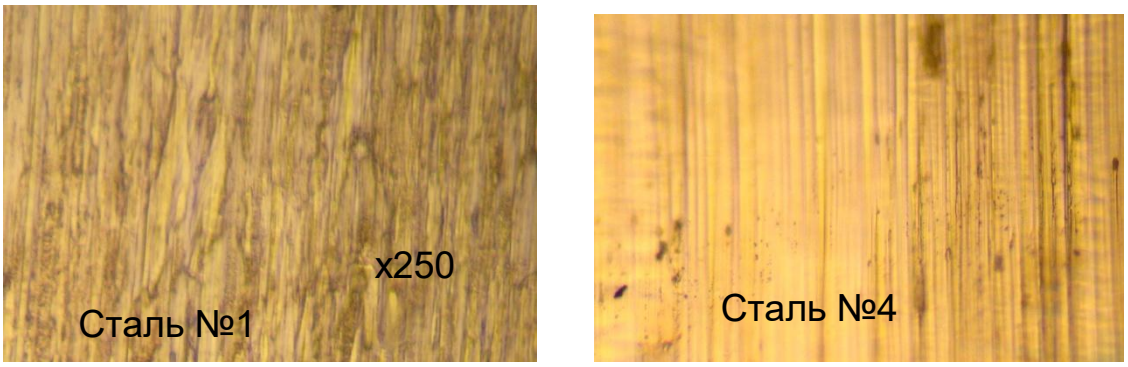


Рис. 4. Структура поверхні після зношування стандартної сталі №1 і №4 з комплексним зміцненням

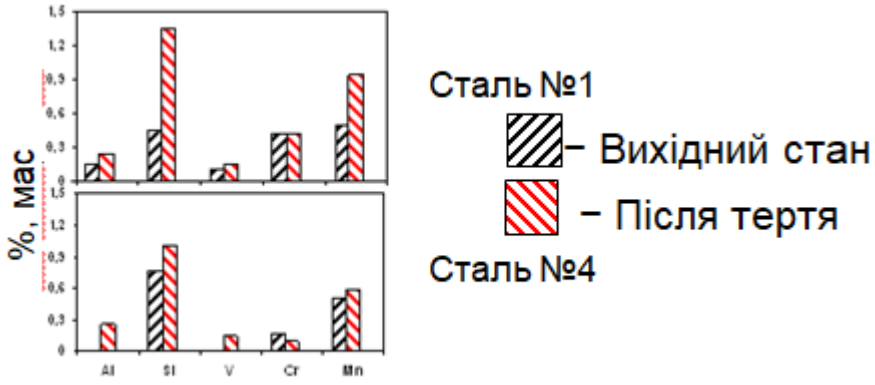


Рис. 5. Хімічний склад поверхні зразків сталей №1 і №4 до і після зношування

УДК 621.745

В.П. Школяренко, Г.О. Антонов, О.Л. Гончаров, К.А. Сіренко, Е.В. Захарченко
Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ

СИСТЕМА КОНТРОЛЮ ТЕМПЕРАТУРИ РОЗПЛАВУ ПРИ ДОСЛІДЖЕННІ ПРОЦЕСІВ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

Для металургійних і нагрівальних печей і агрегатів малої місткості, технічно і економічно виправданий періодичний контроль температури. З засобів контролю температури найбільш поширені і досить точні контактні засоби контролю температури.

Для реалізації такого контролю у ФТІМС НАН України розроблено комплекс переносних термоелектричних термометрів, які побудовано за модульним принципом на єдиній елементній базі і призначені для періодичного контролю температури твердих, рідких і газових середовищ, в тому числі металевих розплавів в металургійному та ливарному виробництвах.

Комплекс включає в себе такі рівні:

- первинні термоелектричні перетворювачі, конструкція яких забезпечує досить точні вимірювання в умовах агрегатного стану середовища, і які складаються з первинних перетворювачів для:

вимірювання температур розплаву від 1000 до 1700 ° С [1];

вимірювання температур розплаву від 400 до 1000 ° С;

зняття кривої термічного охолодження від 1400 до 0 ° С [2];

вимірювання температури твердої поверхні [3].

- вторинний мікропроцесорний вимірювальний перетворювач (ВВП), що забезпечує перетворення термо-ЕРС в цифровий код виміряної температури. ВВП має автономне джерело живлення, вбудований індикатор температури. У пам'яті ВВП зберігаються в цифровому вигляді характеристики градуювань термопар. Значення виміряної температури зберігаються і оновлюються автоматично. ВВП дозволяє зберігати до 110 значень виміряних температур, які можуть переглядатися на вбудованому індикаторі, або бути передані на комп'ютер. ВВП забезпечує вимірювання температур в діапазоні від -50 до + 2500 ° С з похибками, які в більшості випадків, не перевищують 0,5%;

- третій обчислювальний рівень, забезпечує мобільний підхід до організації автоматичного введення даних вимірювань температури в процесі експериментальної плавки. Підхід полягає в оснащенні автономного ВВП інтерфейсом для безперервної

передачі даних про вимірювану температурі в ноутбук. При цьому функція прив'язки даних вимірювань здійснюється комп'ютерною програмою. Такий підхід дозволяє накопичувати експериментальні дані мобільно на різних майданчиках (точках вимірювання).

Обчислювальний рівень, вирішує наступні завдання:

- прийом даних від ВВП, або декількох ВВП;
- прив'язку даних до часу;
- формування і збереження файлів;
- каталогізацію даних;
- копіювання та архівування даних;
- візуалізацію даних.

При промисловому використанні комплекс переносних термоелектричних термометрів дозволяє:

реалізовувати управління тепловими технологічними процесами;

знизити брак виливків, витрати енергії та зменшити угар шихтових матеріалів;

виключити аварії, зумовлені порушеннях температурних режимів плавки;

підвищити термін служби футеровки та продуктивність теплотехнічного технологічного обладнання.

Список літератури

1. Жуков Л.Ф. и др. Термоэлектрический сменный преобразователь погружения для периодических измерений температуры металлических расплавов // Металл и литьё Украины. - 2014. - №10. – С.29-34.

2. Захарченко Э. В. Новый метод компьютерного термического экспресс-анализа качества жидких чугунов с предсказанием микроструктуры и свойств отливок при комнатных температурах [Електронний ресурс] / Э.В. Захарченко, А.А. Бурбелко, Е.А. Сиренко, А.Л. Гончаров, А.В. Богдан, М. Кавалец // Процеси лиття. - 2019. - № 3. - С. 46-58.

3. Линевег Ф. Измерение температур в технике. Справочник. Пер. с нем. 1980, 544 с.

УДК 621.74.074:66.049.5

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

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

shcheretskiy@nas.gov.ua

ОДЕРЖАННЯ АНТИФРИКЦІЙНИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ АЛЮМІНІЙ-СВИНЕЦЬ МЕТОДОМ КОНТАКТНОГО ЛЕГУВАННЯ

Відмінні ливарні та механічні властивості сплавів Al-Si та, а також трибо логічних сплавів системи Al-Sn призвели до їх широкого використання в машинобудуванні. Сплави систем Al-Sn, Al-Si-Cu зарекомендували себе як ефективні матеріали для підшипників ковзання та поршнів та гільз циліндрів двигунів внутрішнього згоряння [1], завдяки високому співвідношенню міцності до ваги, і відмінній стійкість до корозії. Сплави системи Al-Si-Cu характеризуються підвищеною зносостійкістю, завдяки твердим включенням Si та зміцненим міддю твердим розчином алюмінію, а сплави Al-Sn високими антифрикційними характеристики, так як містять м'який компонент Sn. Однак з підвищенням швидкості і навантаження тертя в сучасних двигунах, старі поршневі та антифрикційні сплави перестають задовольняти вимогам. З збільшенням тиску та швидкостей тертя, механічні властивості сплавів Al-Sn перестали задовольняти вимогам навантаження на стиснення, що призводить до захоплення матеріалу рухомою поверхнею контр тіл і зхватування в умовах граничного змащування, особливо в момент пуску та розігріву двигунів. Додавання кремнію до сплавів алюмінію підвищує їх механічні та ливарні властивості. Тому в останні роки почали активно створюватися нові сплави системи Al-Sn з додаванням Si. Наприклад це нові сплави системи Al-Sn-Si: Al7x та Al8x в Японії, сплави AS104 та AS124 у Великобританії, американські ливарні сплави алюмінію з оловом 850.0 (6,3Sn-1Cu-1Ni) і 852.0 (6,3Sn-2Cu-1,2Ni-0,8Mg). В цілому, вміст Sn в таких сплавах знаходиться діапазоні 10-20%: вміст Si корелюється в діапазоні 2-12%. Основним недоліком таких сплавів є відносно висока вартість олова як легуючого елемента, при його відносно високій концентрації. Нівелювати цей недолік можливо за рахунок застосування більш дешевих металів, що можуть відігравати роль твердого змащування, наприклад свинцю. Одержання такого сплаву з заміною олова на свинець з одного боку не можливо з застосовування шляхом класичних ливарних технік через розшарування розплавів алюмінію та свинцю і їх значної різниці в густині, з другого боку, механічні властивості такого «сплаву» (композиційного матеріалу) мали б дуже низькі значення. Проте, такий матеріал можливо отримати шляхом контактного легування (твердо-рідинного суміщення матриці алюмінієвого сплаву з рідким свинцем), а зміцнення матриці алюміні-

євого сплаву здійснити за рахунок екзогенних зміцнюючих фаз. Так, були виготовлені модельні сплави алюміній-олово з вмістом олова 9,2 (зразок 1) та 19,8 мас. % (зразок 2), На мікроструктурі видно, що вона має двофазний склад твердих розчинів олова та алюмінію. З модельних сплавів були виготовлені циліндричні зразки для металографічного аналізу мікроструктури та контактного легування в розплаві свинцю. Свинець марки С1С (ДСТУ ГОСТ 3778-98) розплавляли в алундовому тиглі і нагрівали до температури 400 °С. Зразки модельних сплавів занурювали шліфованим торцем під дзеркало розплаву свинцю, та витримували в ізотермічному режимі 3 години. Контактна зона зразків перешліфовувалась, товщина шару, що знімався дорівнював ≈ 1 мм., поверхню шліфа досліджували на оптичному та растровому електронному мікроскопі (рис. 1).

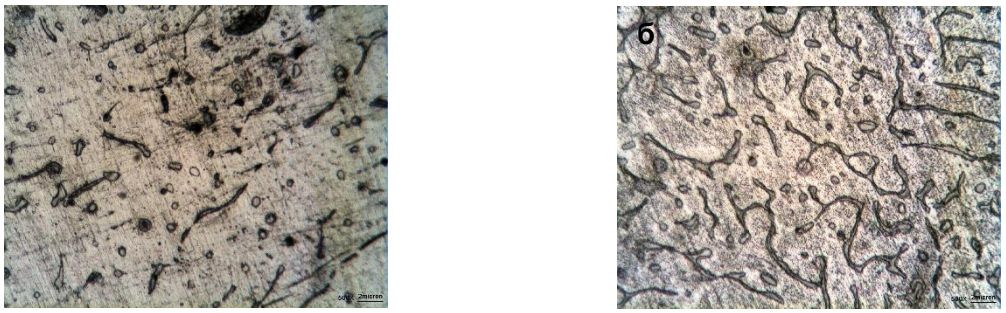


Рис. 1 – Мікроструктура сплавів алюміній-олово (а - зразок 1; б - зразок 2) х500.

Шляхом мікрозондового спектрального аналізу, встановили, що сформовані поверхневі шари зразку «1» містять 7,3 мас. % Sn та 0,66 мас. % Pb, а в зразку «2» 3,56 мас. % Sn та 8,62 мас. % Pb, при цьому включення в матриці алюмінієвого твердого розчину в зразку «1» на основі олова з вмістом до 13 мас. % Pb, а в зразку «2» навпаки на основі свинцю з вмістом 16-35 мас. % Sn.

Список літератури

1 F.A. Davis, T.S. Eyre The effect of silicon content and morphology on the wear of aluminium-silicon alloys under dry and lubricated sliding conditions // Tribology International. – 1994. – vol. 27, № 3. – P. 171-181.

2. Belov N.A. Mikhailina A.O. Alabin A.N., Stolyarova O.O. Theoretical and experiment study of the Al-Cu-Si-Sn phase diagram in the range of aluminum alloys // Metal Science and head treatment. –2016. – vol. 58, № 3-4. – P. 195-201.

УДК 544.015.4:669.71-911.4/.6

О. А. Щерецький, Д. С. Каніболоцький, Р. А. Сергієнко, А. М. Верховлюк
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України
kanibolotsky@univ.kiev.ua

ТЕРМОГРАФІЧНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ АЛЮМІНІЮ, ЛЕГОВАНОГО ТИТАНОМ

Проведений термічний аналіз зразків чистого алюмінію (99,999 мас. %) та алюмінію, легованого титаном від 0,01 до 0,3 мас. %. Маса зразків складала від 18 до 28 г. Також проведені досліди, в яких в сплав був введений мікророзмірний порошок карбіду титану. Для цього готували лігатуру алюмінію з 3 мас.% TiC, яку потім вносили в алюмінієвий розплав в перерахунку 2 кг лігатури на тону сплаву. Досліди виконували в атмосфері високочистого аргону. Установка для термічного аналізу зроблена на базі вакуумної печі СШВЛ 0,6.2/16И2. Вольфрамовий нагрівач опору замінений водоохолоджуваним індуктором, який з'єднано з високочастотним генератором KLN (виробництво ФРН, 6000 Вт, 22 кГц) через блок конденсаторів ЭМВ 500-8 (14,6 мкФ). На керамічну підставку, що знаходиться під індуктором, ставили графітовий стакан так, щоб він не торкався індуктора та був у його центрі. В стакан поміщали алундовий тигель з наважкою сплаву та хромель-алюмелеву термопару в алундовому чохлі. Вакуумну камеру закривали водоохолоджуваною кришкою. За допомогою механічного вакуумного насосу 2НВР-5ДМ у камері створювався вакуум з залишковим тиском $2 \cdot 10^{-3}$ мм. рт. ст. Потім вакуумний насос ізолювали від камери та у камеру запускали аргон. Чистота аргону складала 99,997 об. %, домішки – 0,0007 % O_2, 0,0004 % H_2O, 0,0012 % N_2, 0,0003 % вуглеводней, 0,0004 % інших домішок. Показання термопари оброблялися за допомогою ЦПП, передавалися на персональний комп'ютер і записувалися у вигляді залежностей температури від часу.

Проводили послідовні термічні цикли нагрівання та охолодження. Температуру нагрівання змінювали від 700 до 1000 °С від одного циклу до іншого приблизно через 100 °С. Між циклами сплав охолоджували до 400 °С. Будували залежності переохолодження розплаву перед кристалізацією (ΔT^{-}) від температури перегріву розплаву.

Для чистого алюмінію спостерігається значний розкид експериментальних точок, і не виявлено залежності переохолодження від температури перегріву розплаву.

Встановлене значення переохолодження розплаву перед кристалізацією становить 3,1 ± 0,6 °С, що значно нижче, ніж переохолодження малих зразків алюмінію масою від 0,5 до 95 мг, яке в максимумі досягало 47 °С [1]. Це підтверджує зроблений в роботі [1] висновок про важливість поверхневих явищ при кристалізації малих наважок алюмінію. При збільшенні маси алюмінію вплив поверхневих явищ зменшується.

При додаванні титану переохолодження зменшується. Якщо вміст титану дорівнює 0,01 мас. %, ΔT^- збільшується від 0,3 до 2,2 °С з ростом температури перегріву від 700 °С до 1000 °С. При концентрації титану від 0,03 до 0,3 мас. %, переохолодження варіює в межах від 0 до 0,3 °С при перегріві 700 °С та від 1 до 2 °С при перегріві 1000 °С. Але через великий розкид експериментальних точок дані для різних концентрацій легуючого компоненту знаходяться в межах довірчих інтервалів. Залежності ΔT^- від концентрації титану при однакових значеннях перегріву мають вигляд експоненційного спаду.

Додавання карбіду титану в розплав чистого алюмінію достовірно зменшує ΔT^- до 1,2 ± 0,8 °С. Тоді як при додаванні карбіду титану до сплавів Al-0,05Ti та Al-0,3Ti зберігається переохолодження в межах експериментальної похибки. Це узгоджується з висновком, зробленим в роботі [2], що невелика домішка титану є більш ефективним подрібнювачем зерна алюмінію та його сплавів, ніж твердофазні порошкові модифікатори.

Значення рекалесценції на кривих охолодження для чистого алюмінію також має великий розкид та складає 1,2 ± 0,9 °С. Рекалесценція сплаву Al-0,01Ti зростає від 0,3 °С при перегріві 700 °С до 1 °С при перегріві 1000 °С, але має значний розкид. Рекалесценція інших досліджених сплавів змінюється в межах від 0 до 0,7 °С, але слабо розрізняється для різних концентрацій титану. Додавання карбіду титану знижує рекалесценцію чистого алюмінію до 0 – 0,3 °С. Після додавання TiC до сплавів алюмінію з титаном рекалесценція зменшується до нуля.

Список літератури

1. Щерецький, О. А. Вплив термічної обробки розплаву на переохолодження рідкого алюмінію / О.А. Щерецький, Д.С. Каніболоцький, А.М. Верховлюк // Литво. Металургія. 2017: Матеріали XIII Міжнародної науково-практичної конференції (23-25 травня 2017 р., м. Запоріжжя). – Запоріжжя, АА Тандем. – 2017. – С. 257-259.

2. StJohn, D.H. The Contribution of Constitutional Supercooling to Nucleation and Grain Formation / D.H. StJohn, A. Prasad, M.A. Easton, M. Qian // Metall. Mater. Trans. A. – 2015. – V. 46. – P. 4868-4885.

УДК 621.745.55

Ямшинський М.М.[1], Федоров Г.Є.[2]

КПІ ім. Игоря Сікорського, м. Київ

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

ОКАЛИНОСТІЙКІСТЬ ВИСОКОХРОМИСТИХ СТАЛЕЙ В АГРЕСИВНИХ СЕРЕДОВИЩАХ

Насадки паливоспалювальних пристроїв піддаються інтенсивній абразивній дії вугільного пилу та інших складових палива й швидко зношуються в результаті ерозійних процесів. З економічного боку слід зазначити, що нікель, вміст якого в наведених вище марках сталей досягає 20%, відноситься до дорогих і дефіцитних металів. З економічного боку слід зазначити, що нікель, вміст якого в наведених марках сталей сягає 20%, відноситься до дорогих і дефіцитних металів. Кращим варіантом був би варіант виготовлення таких деталей із ливарних сплавів без нікелю, але з вищими робочими температурами, які задовольняли б вимогам їх експлуатації в екстремальних умовах, тобто в умовах високих температур, агресивних середовищ та інтенсивного ерозійного зносу.

Додавання 8...10 % Al до сплавів на основі заліза з хромом та нікелю з хромом значно підвищують жаростійкість цих сплавів, бо на їх поверхні утворюються оксидні плівки, що складаються з твердих розчинів шпінелей типу $FeCr_2O_4$ та $FeA1_2O_4$ (для сплавів на основі заліза з хромом) [1]. Опір сталі газовій корозії в умовах високих температур визначається концентрацією в твердому розчині легувальних елементів, здатних утворювати на поверхні виробу під час окиснення високоефективний захисний оксидний шар. На жаль, вплив цих елементів на окалиностійкість сталей різного хімічного складу дещо відрізняється й дуже залежить від вмісту в них інших елементів.

Аналізом умов експлуатації жаростійких литих деталей у теплоенергетиці встановлено, що необхідною умовою зменшення витрат металу на утворення окалини на їх поверхнях є формування суцільної плівки з низькою електропровідністю з

відношенням молекулярного об'єму оксиду до атомного об'єму металу 1,1…1,3 та високою пружністю дисоціації оксиду [2, 3].

Основними легувальними елементами жаростійких сплавів на основі заліза є хром, алюміній та титан. Головним же хімічним елементом у сталях цього класу є вуглець, який, як уже відзначалось, справляє негативний вплив на окалиностійкість цих сплавів [7]. У цьому випадку не відбувається руйнування оксидної плівки й вона залишається тривалий час в умовах експлуатації суцільною та щільною.

Окиснення сплавів на основі заліза в присутності водяних парів, перш за все, пов'язано із структурою окалини, яка утворюється з великою кількістю оксиду та закису заліза.

Колір зразків у цьому разі світлий, особливо за вмісту 3,0…4,0% алюмінію, оксидна плівка рівномірна й складається, як установлено аналізом оксидів, на 85…90% із Al_2O_3, є високоякісним захистом металу в середовищі з вмістом до 45% CO_2. Зменшення окиснення в середовищі повітря з 45% CO_2 в порівнянні з окисненням у перегрітому повітрі пояснюється тим, що в середовищі вуглекислого газу парціальний тиск кисню, який визначає інтенсивність окиснення, менший, ніж парціальний тиск кисню в перегрітому повітрі. Заміна майже половини об'єму повітря вуглекислим газом суттєво зменшує кількість азоту в газовому середовищі, який негативно впливає на окалиностійкість хромоалюмінієвих сталей, а тому зменшення його в агресивному середовищі сприяє покращанню цієї важливої характеристики жаростійких сталей. Крім того, азот за наявності в сталі алюмінію та хрому утворює нітриди алюмінію й голчасті нітриди хрому або складні голчасті нітриди хрому з алюмінієм [4]. Внаслідок цього зменшується кількість алюмінію, яка витрачається на утворення захисного шару. Шкідлива дія азоту поглиблюється утворенням нітридів, які не покращують властивості захисного шару, а сам азот глибоко проникає в метал, знижуючи його ростостійкість [4].

Отже вуглекислий газ, який знаходиться в агресивному газовому середовищі, зменшує в останньому кількість азоту, сприяє зниженню реакційної здатності середовища та підвищенню окалиностійкості сталей.

Список літератури

1. Кубашевский О., Гопкинс Б. Окисление металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1965. – 315 с.

2. Бенар Ж. Окисление металлов. Теоретические основы. – М.: Металлургия 1968. – 499 с.

3. Жук Н.П. Курс теории коррозии и защиты металлов. – М.: Металлургия, 1976. – 472 с.

4. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є. Окалиностійкість середньовуглецевих сталей в агресивних середовищах залежно від вмісту в них хрому та алюмінію // Метал и литье Украины №2 (28), 2020, С. 49…55. https://doi.org/10.15407/steelcast2020.02.049.

X МІЖНАРОДНА

НАУКОВО-ПРАКТИЧНА КОНФЕРЕНЦІЯ

МЕТАЛУРГІЯ 2021

ЗМІСТ

Аджамський С.В., Кононенко Г.А., Подольский Р.В. ДОСЛІДЖЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ INCONEL 718 ПІСЛЯ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА ТВЕРДИЙ РОЗЧИН ЗА УМОВ РІЗНОГО ОХОЛОДЖЕННЯ.....249

Акритова Т.О., Бриков М.М., Осіпов М.Ю., Капустян О.Є. ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНІЧНІ ТА ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ СТАЛІ 140Х12Ф1 (ОГЛЯД).....251

Андрюхін Р.П., Молчанов Л.С., Синегін Є.В. РОЗРОБКА РАЦІОНАЛЬНОГО СКЛАДУ ЛІГАТУРИ ДЛЯ ЛЕГУВАННЯ РОЗПЛАВІВ МАРГАНЦЕМ НА ФІНІШНИХ ЕТАПАХ ВИРОБНИЦТВА.....254

Арендач Н.А., Молчанов Л.С., Синегін Є.В. РОЗРОБКА РЕЖИМІВ ОКИСЛЮВАЛЬНОЇ ПРОДУВКИ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ РОЗПЛАВІВ СУМІШШЮ ІНЕРТНИЙ ГАЗ-КИСЕНЬ У СТАЛЕРОЗЛИВНОМУ КОВШІ.....255

Бабаченко О.І., Дьоміна К.Г., Кононенко Г.А., Сафронова О.А., Подольский Р.В. АНАЛІЗ ІСНУЮЧИХ СПОСОБІВ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ МЕТАЛОПРОДУКЦІЇ ЗАЛІЗНИЧНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ.....256

Бабаченко О.І., Кононенко Г.А., Подольський Р.В., Сафронова О.А. ВИЗНАЧЕННЯ КРИТИЧНИХ ТЕМПЕРАТУР СТАЛІ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС КЛАСУ С...259

Бойко М.М., Худяков О.Ю., Полякова Н.В. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПОПЕРЕДНЬОГО БРИКЕТУВАННЯ ЗАЛІЗОРУДНИХ ВІДХОДІВ НА ПОКАЗНИКИ АГЛОМЕРАЦІЙНОГО ПРОЦЕСУ.....262

Бочка В.В., Ягольник М.В., Двоєглазова А.В., Фурсов М.О. ОСОБЛИВОСТІ ВИРОБНИЦТВА ОКАТИШІВ ПРИ ДОБАВЦІ В ШИХТУ КОМПЛЕКСНОГО ФЛЮСУ.....264

Бочка В.В., Ягольник М.В., Сова А.В., Фурсов М.О. ОЦІНКА ВЛАСТИВОСТЕЙ АГЛОМЕРАТІВ, ОТРИМАНИХ ЗА РІЗНИМИ ТЕХНОЛОГІЯМИ.....266

Гайчук О.О., Чубін К.І. УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВЕРХНЬОЇ ПРОДУВКИ КОНВЕРТЕРНОЇ ВАННИ РІЗНОІМПУЛЬСНИМИ СТРУМЕНЯМИ КИСНЮ І НЕЙТРАЛЬНОГО ГАЗУ.....269

Герасін С.О., Каліш Д., Семірягін С.В., Мельник С.Г., Сінельніков В.О. ВПЛИВ ВМІСТУ КИСНЮ І СІРКИ НА ПРОЦЕС УТВОРЕННЯ НЕМЕТАЛЕВОЇ ФАЗИ В СТАЛІ З ВМІСТОМ ІТРІЮ.....273

Гришин О.М., Петренко В.О., Хруцька Ю.Д. ГАЗИФІКАЦІЯ ВУГЛЕЦЕВИХ МАТЕРІАЛІВ.....275

Гришин О.М., Петренко В.О., Хруцька Ю.Д. ТЕРМОДИНАМІЧНИЙ АНАЛІЗ СИСТЕМИ С – Н – О 277

Гришин О.М., Петренко В.А., Кучеренко О.Л. ТЕРМОДИНАМІЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ГАЗИФІКАЦІЇ ВУГЛЕЦЮ І КАРБІДІВ 280

Гупало О.В., Радченко Ю.М., Єрьомін О.О., Грес Л.П. МОДЕЛЮВАННЯ ТЕПЛООБМІНУ В ПРОХІДНІЙ ПЕЧІ ПРИ ЗБАГАЧЕННІ ПОВІТРЯ ГОРІННЯ КИСНЕМ ... 283

Гупало О.В., Єрьомін О.О., Радченко Ю.М., Грес Л.П., Перебийніс Д.О. ВИКОРИСТАННЯ ТЕХНОЛОГІЧНОГО КИСНЮ В НАГРІВАЛЬНИХ ПРИСТРОЯХ ПРОКАТНОГО ЦЕХУ 285

Єфименко В.В., Бойко М.М., Кєуш Л.Г., Журавльова С.В. АНАЛІЗ ЕФЕКТИВНИХ МЕТОДІВ ВИКОРИСТАННЯ БІОПАЛИВ ПРИ ОБПАЛІ ОКАТИШІВ 287

Журавльова С.В., Мамешин В.С., Пономаренко А.В. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ НЕМЕТАЛЕВИХ ШИХТОВИХ МАТЕРІАЛІВ НА ПОКАЗНИКИ КИСНЕВО-КОНВЕРТЕРНОЇ ПЛАВКИ 289

Завічевський Є.О., Пономаренко Д.В., Катріч А.А., Кутало Н.В. ПРИЧИНИ УТВОРЕННЯ ПІДВИЩЕНОЇ ОВАЛЬНОСТІ БЕЗПЕРЕРВНОЛИТОЇ КРУГЛОЇ ЗАГОТОВКИ ДІАМЕТРОМ 150-170 ММ В УМОВАХ ООО «МЗ «ДНІПРОСТАЛЬ» ТА МЕТОДИ БОРОТЬБИ ІЗ НИМИ 291

Капустян О.Є., Овчинников О.В. ОТРИМАННЯ ЗЛИВКІВ ЦИРКОНІЄВОГО СПЛАВУ СПОСОБОМ ПЕРЕПЛАВУ З НЕВИТРАТНИМ ЕЛЕКТРОДОМ У ГАРНІСАЖНІЙ ПЕЧІ 292

Кравцов С.В., Мешкова А.Г., Суліменко С.Є. ПЕРСПЕКТИВИ УТИЛІЗАЦІЇ ВІДХОДІВ ГАЛЬВАНІЧНОГО ВИРОБНИЦТВА 296

Куцова В.З., Котова Т.В., Ковзель М.А., Личманенко Д.О. СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ГАРЯЧЕКАТАНОЇ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ ПІСЛЯ ДРЕСУВАННЯ ... 298

Луценко В.А., Голубенко Т.М., Луценко О.В. ВПЛИВ СТУПЕНЯ ЛЕГУВАННЯ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СТАЛЕВОГО ПРОКАТУ 300

Лялюк В.П. ПОВНА ЕНЕРГІЯ ПОТОКУ ДУТТЯ ТА ЗБАГАЧЕННЯ ДУТТЯ КИСНЕМ 302

Лялюк В.П. ПОРЯДОК ЗАСТОСУВАННЯ ІНТЕНСИФІКАТОРІВ ДОМЕННОЇ ПЛАВКИ 304

Маліновський Ю.О., Лялюк В.П. ПАРАМЕТРИЧНІ ПРОЯВИ ФРИКЦІЙНИХ КОЛИВАНЬ ПРИ ВЗАЄМОДІЇ ФОРМОУТВОРЮЮЧОГО ІНСТРУМЕНТУ З ЗАГОТІВКОЮ В ПРОЦЕСІ ОБРОБКИ МЕТАЛІВ ТИСКОМ 306

Маліновський Ю.О., Лялюк В.П. УМОВИ ВЗАЄМОДІЇ І СТАБІЛІЗАЦІЇ АВТОКОЛИВАЛЬНИХ І ХВИЛЬОВИХ ПРОЦЕСІВ ПРИ ОБРОБЦІ МЕТАЛІВ ТИСКОМ 308

Маслов В.О., Трофімова Л.О., Дан Л.О. ВИКОРИСТАННЯ ДИСПЕРСНИХ ЗАЛІЗОГРАФІТОВИХ ВІДХОДІВ МЕТАЛУРГІЇ В КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛАХ 310

Мельник С.Г., Семирягин С.В., Бондарь В.И., Калиш Д., Синельников В.О., Герасин С.А. АЗОТ В КОНВЕРТЕРНОЙ СТАЛИ, ВЫПЛАВЛЯЕМОЙ В БОЛЬШЕГРУЗНЫХ КИСЛОРОДНЫХ КОНВЕРТЕРАХ 312

Мельник С.Г., Курпас В.И., Бондарь В.И., Синельников В.О., Герасин С.А. ВНЕПЕЧНОЕ РАФИНИРОВАНИЕ ШТРИПСОВЫХ СТАЛЕЙ.....314

Мельник С.Г. О ПЕРЕВОДЕ ЧЁРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ В ЗЕЛЁНУЮ 316

Мєшкова А.Г., Сухарева М.В., Кравцов С.В., Саввін О.В., Суліменко С.Є. ДОСЛІДЖЕННЯ ШЛЯХІВ УТИЛІЗАЦІЇ ГАЛЬВАНОШЛАМІВ.....319

Мєшкова А.Г., Прокопенко О.М., Кравцов С.В., Ткач А.П. ДОСЛІДЖЕННЯ СКЛАДУ МІНЕРАЛІЗОВАНОГО МУЛУ ПІСЛЯ БІОХІМІЧНОЇ ОЧИСТКИ СТОКІВ МЕТАЛУРГІЙНИХ ПІДПРИЄМСТВ 324

Мовчан О.В., Чорноіваненко К.О. ТЕРМІЧНА ОБРОБКА СПЛАВІВ 20Р18 І 20Р6М5 ПІСЛЯ КОМПЛЕКСНОЇ ХІМІКО-ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ.....329

Молчанов Л.С., Тараканов А.К., Кисляков В.Г., Пушкаренко М.В. ТЕРМОДИНАМІЧНИЙ АНАЛІЗ ПРОЦЕСУ КОМПЛЕКСНОГО РАФІНУВАННЯ РІДКОГО ЧАВУНУ ВІД СІРКИ ТА КРЕМНІЮ.....331

Молчанов Л.С., Голуб Т.С., Синегін Є.В., Семикін С.І. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТВЕРДИХ ЧАСТОК ВЕЛИКОЇ ФРАКЦІЇ НА ТЕПЛОПЕРЕДАЧУ ВІД ПАЛАЮЧОГО ФАКЕЛУ.....335

Перков О.М., Вакуленко І.О., Кузьмичов В.М. СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ В СТАЛІ ПРИ СПІЛЬНІЙ ДІЇ ГАРЯЧОЇ ДЕФОРМАЦІЇ І ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ 338

Приходько І.Ю., Бобирь С.В., Воробей С.О., Захарчук С.С. ПРОГНОЗУВАННЯ ЖИВУЧОСТІ ПРОКАТНИХ ВАЛКІВ.....340

Рубан В.О., Стоянов О.М., Кириленко Я.А., Синегін Є.В. ВПЛИВ ОГОЛЕННЯ ДЗЕРКАЛА МЕТАЛУ НА ВИТРАТИ ТЕПЛА ПРИ РІЗНИХ РЕЖИМАХ ПРОДУВКИ НА УСТАНОВЦІ «КІВШ-ПІЧ» 343

Рубан В.О., Стоянов О.М., Нізяєв К.Г, Синегін Є.В. ОГЛЯД ТЕХНОЛОГІЙ РАФІНУВАННЯ І ЛЕГУВАННЯ МЕТАЛУ ЗА ДОПОМОГОЮ ПОРОЖНИСТОГО ЕЛЕКТРОДУ.....347

Руденко М.Р., Кащеєв М.А., Руденко Р.М., Бруй К.М., Чорний О.С. МОЖЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ ШАРУ ШИХТИ В ПРОМІЖНОМУ БУНКЕРІ АГЛОМАШИНИ 349

Руденко М.Р., Зюзь В.Г., Кащеєв М.А., Руденко Р.М., Чорний О.С. УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ОГРУДКУВАННЯ ШИХТИ З МЕТОЮ ПІДВИЩЕННЯ ШВИДКОСТІ СПІКАННЯ 352

Русских В.П., Хавалиц Ю.В., Кариков С.А., Кирсанов Р.Ю. АНАЛИЗ МЕТОДОВ ДИАГНОСТИКИ ДРЕНАЖНОЙ СПОСОБНОСТИ КОКСОВОЙ НАСАДКИ И РАЗРАБОТКА СПОСОБОВ УВЕЛИЧЕНИЯ ПОЛЕЗНОГО ОБЪЕМА ГОРНА ДОМЕННОЙ ПЕЧИ 354

Саввін О.В., Сухарева М.В., Мєшкова А.Г. МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ОТРИМАННЯ ОКАТИШІВ ЗІ ШЛАМІВ МЕТАЛУРГІЙНОГО ВИРОБНИЦТВА 357

Самокиш Д.М., Журавльова С.В. ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОЇ НАДІЙНОСТІ КОРПУСНИХ ДЕТАЛЕЙ З ВИКОРИСТАННЯМ МОЖЛИВОСТЕЙ САПР 360

Святський В.В., Скрипник О.В., Конончук С.В. ІНТЕНСИФІКАЦІЯ ПРОЦЕСУ ПРЯМОГО ПРЕСУВАННЯ ТРУБ.....362

Семакова В.Б., Харченко І.І., Семаков В.В. ПОРІВНЯЛЬНИЙ АНАЛІЗ РОЗПОДІЛУ РУДНИХ НАВАНТАЖЕНЬ ДЛЯ ЦИКЛІВ ЗАВАНТАЖЕННЯ, ЩО ФОРМУЮТЬ ВИСОКІ ШАРИ КОКСУ В ДОМЕННІЙ ПЕЧІ 366

Сігарьов Є.М., Похвалітий А.А., Якунін П.А. ДО ПИТАННЯ ЗМЕНШЕННЯ ВТРАТ МЕТАЛУ НА УСТАНОВКАХ КОВШОВОЇ ДЕСУЛЬФУРАЦІЇ ЧАВУНУ 369

Сігарьов Є.М., Лобанов Ю.С. ЕНЕРГОЕФЕКТИВНІСТЬ ВИКОРИСТАННЯ ЗАЛІЗОВМІЩУЮЧИХ ВІДХОДІВ У КОНВЕРТЕРНІЙ ПЛАВЦІ З ПОПЕРЕДНІМ ПІДІГРІВОМ МЕТАЛОШИХТИ.....371

Сігарьов Є.М., Похвалітий А.А. НАКОНЕЧНИК ФУРМИ ДЛЯ КОНВЕРТЕРНОЇ ПЛАВКИ З ПОПЕРЕДНІМ ПІДГРІВОМ МЕТАЛОБРУХТУ 373

Сігарьов Є.М., Чубіна О.А., Ніколенко В.М. ТЕПЛООБМІН У РОБОЧОМУ ПРОСТОРІ КОНВЕРТЕРА У ПЕРІОД РОЗДУВАННЯ ШЛАКОВОЇ ВАННИ 375

Сігарьов Є.М., Довженко О.В., Бабкін А.Е. ДОСЛІДЖЕННЯ МАСООБМІНУ У СИСТЕМІ «ШЛАК – КОВШОВА ВАННА» 377

Сігарьов Є.М., Похвалітий А.А., Лобанов Ю.С. ДО МЕТОДИКИ ОЦІНКИ МЕТАЛУРГІЙНОЇ ЦІННОСТІ МЕТАЛОБРУХТУ.....381

Станиціна В.В. ПОВНА ЕНЕРГОЄМНІСТЬ ПРИРОДООХОРОНИИХ ЗАХОДІВ У ДОМЕННОМУ ВИРОБНИЦТВІ 385

Стоянов А.Н., Бойченко С.Б., Низяев К.Г., Синегин Е.В., Рубан В.А. О ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ АЗОТА В КОВШЕВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ 388

Стоянов А.Н., Низяев К.Г., Синегин Е.В., Рубан В.А. Анализ и расчеты температурно-скоростного режима разливки хромистых сталей.....390

Стоянов О.М., Володько К.Р. СУЧАСНІ МЕТОДИ РОЗВИТКУ ВАКУУМУВАННЯ СТАЛІ 393

Трегубенко Г.М., Поляков Г.А., Підгорний С.М. РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ КАРБОНІТРИДНОГО ЗМІЦНЕННЯ ВІДЦЕНТРОВОЛИТОЇ НИЗЬКОЛЕГОВАНОЇ ЕЛЕКТРОСТАЛІ 396

Тяпкін О.К., Анісімова Л.Б., Бурлакова А.О., Сармін М.К. РАДІАЦІЙНИЙ ВПЛИВ НА ДОВКІЛЛЯ ГІРНИЧО-МЕТАЛУРГІЙНИХ ВІДХОДІВ (НА ПРИКЛАДІ ДНІПРОПЕТРОВСЬКОЇ ОБЛАСТІ).....397

Фролов Р.О., Петрашов О.С., Волчок І.П., Мітяєв О.А. КОМПЛЕКСНА ТЕХНОЛОГІЯ ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВТОРИННИХ СИЛУМІНІВ..401

Хотюн В.І., Нізяєв К.Г., Raymakers N., Синегін Є.В. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ РІЗНИХ ВАРІАНТІВ ВПЛИВУ СУМІШІ НА ОСНОВІ ВАПНА НА КОЕФІЦІЄНТ ЗАСВОЄННЯ НІОБІЮ.....404

Чупринов Є.В. РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ОФЛЮСОВАНИХ ЛОКАЛЬНИХ СПЕКІВ ШЛЯХОМ ТЕРМОЗМІЦНЕННЯ ДВОШАРОВИХ ОКАТИШІВ 407

Чупринов Є.В., Кассім Д.О. РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ОФЛЮСОВАНОГО МАТЕРІАЛУ ДЛЯ ДОМЕННОЇ ПЛАВКИ З ПІДВИЩЕНИМ ВМІСТОМ ЗАЛІЗА 409

Шевченко А.П., Двоскін Б.В., Маначин І.О., Петруша В.П. ВДУВАННЯ МАГНІЮ У КОВШІ РІЗНИХ ТИПОРОЗМІРІВ ДЛЯ ОСОБЛИВО ГЛИБОКОЇ ДЕСУЛЬФУРАЦІЇ ЧАВУНУ 411

Шевченко С.А., Єлісєєв В.І., Двоскін Б.В., Руденко Л.О. МЕТОДИКА ВИЗНАЧЕННЯ РАЦІОНАЛЬНИХ ПАРАМЕТРІВ ІНЖЕКТУВАННЯ ЗЕРНИСТОГО МАГНІЮ ДЛЯ КОВШОВОГО РАФІНУВАННЯ РОЗПЛАВУ ЧАВУНУ.....417

Шмельцер К.О., Кормер М.В., Лялюк В.П., Ляхова І.А. ОЦІНКА ВПЛИВУ ХІМІЧНИХ РЕАГЕНТІВ ДЛЯ ЗБЕРЕЖЕННЯ СИПКОСТІ ВУГІЛЬНОЇ СИРОВИНИ НА ЇЇ ТЕХНОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА ЯКІСТЬ КОКСУ.....419

Юшкевич П.О., Молчанов Л.С. ШЛЯХИ ПОКРАЩЕННЯ ТЕПЛОВОГО БАЛАНСУ У КОНВЕРТЕРНОМУ АГРЕГАТІ ПРИ ЗАСТОСУВАННІ ВЕРХНІХ ФУРМ.....421

Ягольник М.В., Бочка В.В., Черник Я.М., Фурсов М.О. ВДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ АГЛОМЕРАЦІЇ ПРИ ВИКОРИСТАНІ РІЗНИХ ВИДІВ ТВЕРДОГО ПАЛИВА 423

Т.В. Лысенко, М.П. Тур, В.В. Ясюков. ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ОТЛИВОК……. 425

Т.В. Лисенко, К.О.Крейцер, В.В. Ясюков, В.П. Доценко, М.П. Тур. СИСТЕМА ВИЯВЛЕННЯ ПАРІВ МАГНІЮ ПРИ ПЛАВЦІ 427

УДК 658.52:621.762.8:004.923

С. В. Аджамський[1,2], Г. А. Кононенко[2,3], Р. В. Подольский[2,3]

[1]Дніпровський національний університет ім. О. Гончара, Україна, м. Дніпро

[2]LLC «Additive Laser Technology of Ukraine», Україна, м. Дніпро, info@alt-print.com

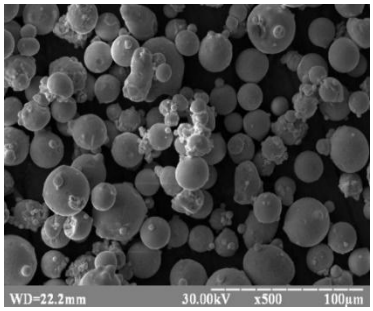
[3]Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, м. Дніпро

ДОСЛІДЖЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ INCONEL 718 ПІСЛЯ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА ТВЕРДИЙ РОЗЧИН ЗА УМОВ РІЗНОГО ОХОЛОДЖЕННЯ

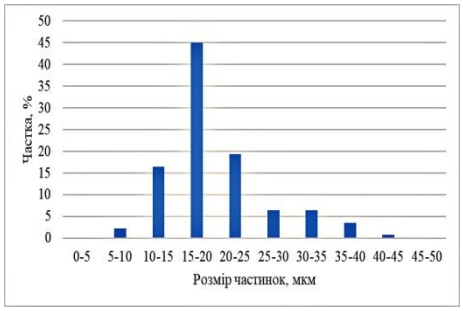
Суперсплав Inconel 718 є сплавом на основі нікелю, який має високі механічні властивості при температурах до 700°C. Суперсплав широко застосовується в ракетних і авіаційних двигунах. Виробництво деталей зі складною формою, трудомісткі та виробничі витрати стають значними через механічну обробку. Дане завдання можна вирішити завдяки використанню адитивних технологій, зокрема, заснованих на селективному лазерному плавленні (SLM) [1–4]. Термічна обробка значно впливає на кінцевий комплекс механічних властивостей. Основні етапи термічної обробки регламентується AMS 5662. Але стандартом не жорстко регламентується охолоджуюче середовище та швидкість охолодження.

Метою роботи було встановлення механічних властивостей Inconel 718 виробництва SLM, підданий стандартній термічній обробці на твердий розчин (без старіння) відповідно зі специфікацією AMS 5662 після різних умов охолодження.

Вихідний матеріал для виготовлення зразків був порошок сплаву Inconel 718, який досліджували за допомогою растрового електронного мікроскопа PEM-106 (рис. 1, а) для визначення форми і розмірів частинок. На рис. 1 (b) наведені результати аналізу.



а



б

Рисунок 1 - Частинки матеріалу Inconel 718 при збільшенні 500 (а), результати гранулометричного аналізу (б).

Дванадцять зразків для випробувань на розтяг були побудовані на обладнанні LLC «Additive Laser Technology of Ukraine» (Alfa-150 D) за SLM-технологією. Зразки при виготовлені були розташовані на платформі в вертикальному положенні. Далі зразки піддавали термічній обробці. Температура нагріву: 980 ºС в захисній атмосфері (аргон), витримка протягом 1 години. В рамках досліджень термічна обробка відрізнялася умовами охолодження після високотемпературного нагріву: в аргоні, воді та на повітрі. Механічні властивості визначали при випробуванні на розтяг за стандартною методикою на машині TTDM «Instron». Результати механічних випробувань представлені в таблиці 1.

Таблиця 1 – Результати механічних випробувань суперсплаву Inconel 718 після термічної обробки.

Стан	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ5, %	Ψ, %
Вихідний стан	1066,36	755,08	25,65	34,96
охолодження в аргоні	1248,25	999,40	13,86	22,56
охолодження в воді	897,71	556,3	34,64	35,22
охолодження на спокійному повітрі	895,29	559,8	34,7	34,7

На підставі отриманих результатів встановлено, що при охолодженні в аргоні зразки мають більш високі значення тимчасового опору та границі плинності в порівнянні з іншими охолоджуючими середовищами та без термічної обробки у вихідному стані. При цьому відносне подовження та відносне звуження зменшуються майже в два рази. Встановлено, що зразки які охолоджувались в середовищі повітря та вода мають приблизно однакові значення механічних випробувань. При порівнянні властивостей цих зразків з вихідним станом слідує, що такі режими призводять до зниження показників міцності та деякого підвищення пластичності.

ВИСНОВКИ

1. Встановлено, що зразки які охолоджувались в середовищі повітря та вода мають приблизно однакові значення механічних випробувань, в порівняні з вихідним

станом знизились характеристики міцності та дещо підвищились показники пластичності.

2. Встановлено, що у зразків виготовлених за SLM-технологією після термічної обробки з охолодженням в аргоні, характеристики міцності значно вища, а пластичність нижче майже у два рази порівняно зі зразками після охолодження в середовищі повітря та вода гартування та у вихідному стані.

Література

1. *T. DebRoy, H.L. Wei, J. S. Zuback, T. Mukherjee, J.W. Elmer, J.O. Milewski, A.M. Beese, A. WilsonHeid, A. De, W. Zhang.* (2018). Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. Progr. Mater. Sci. 92, 112-224.

2. *K. Sh. Mukhtarova, R.V. Shakhov, Sh.Kh. Mukhtarov, V.V. Smirnov, V.M. Imayev* (2019). Microstructure and mechanical properties of the Inconel 718 superalloy manufactured by selective laser melting. Letters on Materials 9 (4), 2019 pp. 480-484.

3. *Y.-L. Kuo, K. Kakehi*. (2017). Influence of Powder Surface Contamination in the Ni-Based Superalloy Alloy718 Fabricated by Selective Laser Melting and Hot Isostatic Pressing. Metals. 7, 367.

4. *W.M. Tucho, P. Cuvillier, A. Sjolyst-Kverneland,V. Hansen.* (2017). Microstructure and hardness studies of Inconel 718 manufactured by selective laser melting before and after solution heat treatment. Mater. Sci.Eng. A. 689, 220.

УДК 621.785.616

Т. О. Акритова, М. М. Бриков, М. Ю. Осіпов, О. Є. Капустян

Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНІЧНІ ТА ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ СТАЛІ 140Х12Ф1 (ОГЛЯД)

Інструментальні сталі, які характеризуються високою твердістю, міцністю та теплостійкістю, широко використовуються у різних галузях промисловості. Наприклад, для виготовлення різьбонакатних роликів, облицювальних пластин прес-форм для пресування вогнетривких виробів, штампів для холодного штампування, вирубних ножів та іншого інструменту для обробки деревини і неметалічних матеріалів [1, 2].

Високохромиста ледебуритна інструментальна сталь 140Х12Ф1 в залежності від температури гартування може містити в структурі від 0% до 97% залишкового аустеніту. У стані поставки після відпалу дана сталь характеризується феритною структурою (83…85%) з карбідами (15…17%) типу $(CrFe)_7C_3$. Твердість складає 207…255 НВ [1].

На даний час використовують два основних варіанти гартування сталі 140Х12Ф1. Перший варіант, згідно [1, 2], представляє собою гартування від температури 1060° С, охолодження спочатку у маслі, а потім на повітрі. Дана технологія забезпечує переважно мартенситну структуру (~80%) з незначною кількістю аустеніту (~20%) і 12…13% карбідів $(CrFe)_7C_3$ (рис. 1 а). Твердість після гартування становить 62…64 HRC [1]. Як правило, для підвищення механічних властивостей, зокрема ударної в'язкості, після гартування виконується відпуск. Дана термообробка є найпоширенішою і застосовується, в основному, для деталей вирубних штампів, які працюють в умовах підвищеного зношування й без значних динамічних навантажень [2].

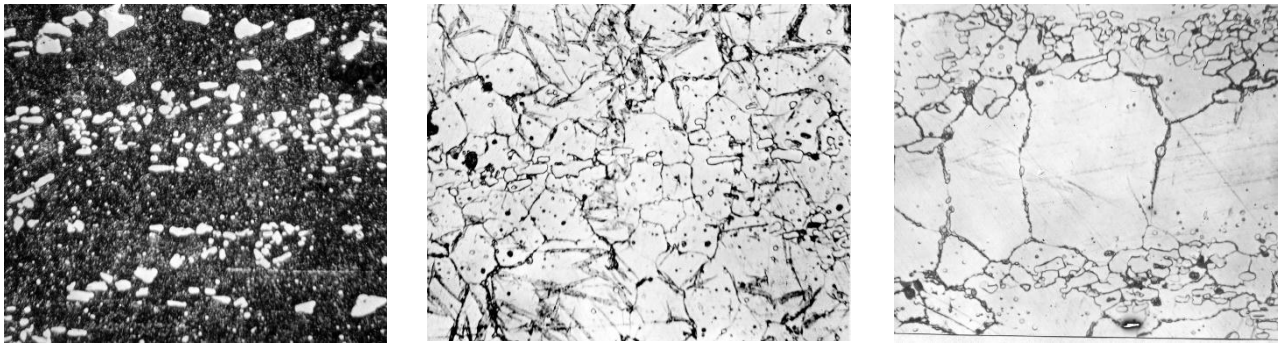
Гартування за другим варіантом від температури 1170º С забезпечує отримання структури, яка в металевій матриці включає 70…75% метастабільного аустеніту, 25…30 % мартенситу і 7…8 % карбідів $(CrFe)_7C_3$ (рис. 1 б) [3, 4]. У не відпущеному стані твердість сталі складає 48…52 HRC.

Згідно даних у роботі [4] зі збільшенням температури гартування відношення між кількістю мартенситу і залишкового аустеніту, а також твердість сплаву безперервно зменшуються. Проте, здатність металу чинити опір руйнуванню, зокрема, при абразивному зношуванні зростає. Тому розглянуто третій варіант термообробки сталі 140Х12Ф1, а саме гартування від температури 1220º С. Попередній підігрів металу здійснюється до температури 550…570º С в електропечі з наступною витримкою не менше 1 год. Нагрів до більш високих температур являється неприпустимий, т.я. може спричинити інтенсивне окислення і зневуглецювання поверхні деталей. Остаточний нагрів металу до 1220º С проводиться в соляній ванні. Після нагріву відбувається гартування в масло, температура якого не повинна перевищувати 60º С. Після термообробки сталь характеризувалася наявністю переважно аустенітної структури (95…97%) і 3…5% карбідів $(CrFe)_7C_3$ (рис. 1 в). Твердість сталі в не відпущеному стані становила 30…32 HRC.

Для зняття напружень та підвищення механічних властивостей, після гартування проводять відпуск сталі в діапазоні температур 100…600° С. Зокрема, розглянуто вплив температури відпуску на агрегатну твердість, мікротвердість зношеної

поверхні тертя та зносостійкість в умовах абразивного зношування сталі 140Х12Ф1, загартованої від різних температур.

Кількість залишкового аустеніту, а відповідно і мартенситу гартування сталі, загартованої від температури 1060° С, залишається практично незмінним аж до температури відпустку 400° С, а при підвищенні температури відпуску знижується у зв'язку з перетворенням його в фериту-карбідну суміш. Але навіть відпуск при відносно невисоких температурах призводить до помітного зниження агрегатної твердості та мікротвердості зношеної поверхні, а ще в більшій мірі відносної зносостійкості.



а) б) в)

а – $T_{гар}$ = 1060º С; б – $T_{гар}$ = 1170º С; в – $T_{гар}$ = 1220º С

Рисунок 1 – Структури сталі 140Х12Ф1, загартованої від різних температур ($T_{гар}$) у не відпущеному стані

Відпуск сталі, загартованої від температури 1170 °С також призводить, до зниження зносостійкості в порівнянні з загартованим станом. Але падіння зносостійкості в даному випадку відбувається менш інтенсивно, ніж для сталі з великою кількістю мартенситу (3,4 рази проти 10 разів для сталі після гартування від 1060º С). Спостерігається навіть деяке зростання відносної зносостійкості після відпуску при 400° С. Після відпуску до 550° С спостерігається помітне зростання агрегатної твердості. Це визвано утворенням мартенситу відпуску. Відпуск при температурі вище 550° С викликає розпад мартенситу і аустеніту, в результаті чого зносостійкість різко падає.

Зносостійкість сталі, загартованої від 1220° С, після відпуску до 550° С знижується, однак це зниження незначне. Вміст аустеніту зберігається високим до відпуску при 450° С. В інтервалі температур відпуску 100…550° С, мікротвердість поверхні тертя залишається незмінною. Агрегатна твердість після відпуску від 450° С починає зростати, однак на рівень зносостійкості це зростання не позначається.

Слід зазначити, що наявність у структурі метастабільного аустеніту дозволяє підвищити зносостійкість сталі в 2,4…2,7 разів вище у порівнянні зі сталлю, загартованою за першим варіантом, що пояснюється високою здатністю до самозміцнення

поверхні тертя в процесі абразивного зношування. Це обумовлено перетворенням метастабільного аустеніту в мартенсит деформації [3, 4]. Крім того, як випливає з наведених досліджень, відпуск незначною мірою зменшує зносостійкість сталі 140Х12Ф1 в переважно аустенітному стані основи сплаву, що може використовуватись при виготовленні деталей, які працюють в умовах абразивного зношування, зокрема облицювальних пластин прес-форм.

Список літератури

1. *Гуляев, А.П.* Инструментальные стали [Текст]: справочник / А.П. Гуляев. – М.: Машиностроение, 1975. – 272 с.

2. *Геллер, Ю.А.* Инструментальные стали [Текст]: 4-е изд. / Ю.А. Геллер. – М.: «Металлургия», 1975. – 584 с.

3. Зносостійкість сплавів, відновлення та зміцнення деталей машин [Текст]: навч. посібник / за ред. В.С. Попова. – Запоріжжя: Мотор Січ, 2006. – 420 с.

4. *Брыков, Н.Н.* Исследование абразивного изнашивания металлов в различном структурном состоянии [Текст]: автореф. дис. … канд. техн. наук / Н.Н. Брыков. – М., 1967. – 19 с.

УДК 669.184

Р. П. Андрюхін[1], Л. С. Молчанов[2], Є. В. Синегін[1]

[1]Національна металургійна академія України, м. Дніпро

[2]Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, м. Дніпро

РОЗРОБКА РАЦІОНАЛЬНОГО СКЛАДУ ЛІГАТУРИ ДЛЯ ЛЕГУВАННЯ РОЗПЛАВІВ МАРГАНЦЕМ НА ФІНІШНИХ ЕТАПАХ ВИРОБНИЦТВА

Попередні дослідження показали перспективність здійснення процесу легування розплавів на фінішних (передкристалізаційних) етапах виробництва [1]. Процес легування супроводжується утворенням неметалевих включень різної природи походження. Крім цього, особливістю зазначеного процесу можна вважати складні умови видалення неметалевих включень оскільки паралельно з легуванням відбувається процес кристалізації розплаву.

Відповідно до наведеної вище інформації необхідно сформувати наступні вимоги до лігатур, що можуть бути використані для здійснення процесу легування розплавів на передкристалізаційному етапі:

- невисока температура плавлення (досягається за рахунок певного співвідношення заліза та основного легуючого компонента);
- висока швидкість асиміляції розплавом (оптимальний фракційний склад, що забезпечує швидке розчинення легуючого та виключає винос часточок інтенсивними тепловими потоками);
- модифікування неметалевих включень, що можуть утворитися при легуванні розплавів (повинна містити у своєму складі кальційвмістні матеріали, що модифікують неметалеві включення, змінюючи їх форму на глобулярну).

Виходячи з наведеного вище пропонується наступний склад лігатури для легування залізовуглецевих розплавів марганцем на передкристалізаційному етапі: % мас.: марганець – 70-75; кремній – 5,5-6; вуглець – не більше 7; кальцій – 2-5; сірка / фосфор – не більше 0,02%.

Список літератури

1. *Бойченко Б.М., Молчанов Л.С., Синегін Є.В., Андрюхін Р.П.* Критичний огляд сучасних методів легування розплавів / Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра: матеріали XVII Всеукраїнської науково-практичної конференції, Київ, 23 квітня 2019 р. – К.: КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2019. – С. 149-161.

УДК 669.184

Н. А. Арендач[1], Л. С. Молчанов[2], Є. В. Синегін[1]

[1]Національна металургійна академія України, м. Дніпро

[2]Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, м. Дніпро

РОЗРОБКА РЕЖИМІВ ОКИСЛЮВАЛЬНОЇ ПРОДУВКИ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ РОЗПЛАВІВ СУМІШШЮ ІНЕРТНИЙ ГАЗ-КИСЕНЬ У СТАЛЕРОЗЛИВНОМУ КОВШІ

Технологічна операція продувки залізовуглецевого розплаву сумішшю технологічних газів, що включає інертний газ (азот, аргон) та окислювальний (кисень, діоксид вуглецю) обмежується, з технологічного боку, висотою вільного борту сталерозливного ковша. Тому при здійсненні такого роду продувки метала у ковші необхідно забезпечити перемішування еквівалентне до перемішування розплаву за рахунок продувки чистим інертним газом (не утворюючи значного сплескоутворення вище висоти вільного борта ковша).

Враховуючи, що на один об'єм кисню, що потрапляє до металевої ванни, відбувається утворення двох об'ємів моноксиду вуглецю, які приймають участь у перемішуванні ванни, то розрахункові витрату газової суміші для перемішування розплаву з урахуванням співвідношення аргон / кисень представлені на рис. 1.

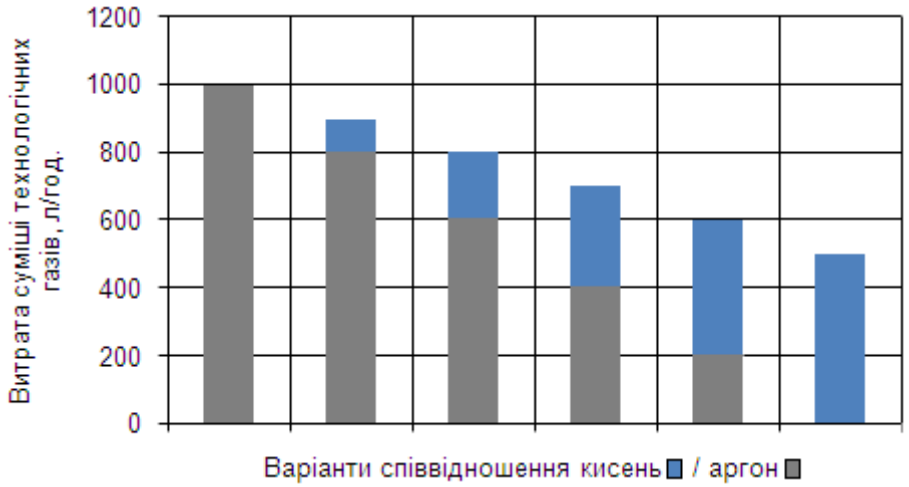


Рис. 1 – Витрати суміші технологічних газів (аргон-кисень) для рафінування металу у ковші

Відповідно до проведених розрахунків встановлені загальні витрати суміші газів (аргон-кисень) для рафінування металу ковші при різному співвідношенні технологічних газів.

УДК 669.1.015:629.4:005.004.12

О.І. Бабаченко, К.Г. Дьоміна, Г.А Кононенко, О.А. Сафронова, Р.В. Подольский

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

АНАЛІЗ ІСНУЮЧИХ СПОСОБІВ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ МЕТАЛОПРОДУКЦІЇ ЗАЛІЗНИЧНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

Вагонний парк АТ «Укрзалізниця» знаходиться у критичному стані – його зношеність складає близько 90 % [1]. Для забезпечення всіх заявок на перевезення не вистачає вантажного рухомого складу. Серед інших причин такої «вагонної недостатності» з одного боку, а з іншого – простоїв рухомого складу є те, що галузь вагонобудування України відчуває гостру потребу у деталях – комплектуючих ходових частин. Зокрема, існує дефіцит осей колісних пар з навантаженням 23,5 тс [2].

Працюючи в сучасних режимах експлуатації залізниць, в складних умовах навантаження (при постійно зростаючих вимогах до навантаження на вісь), осі колісних

пар повинні мати достатню міцність, границю витривалості та забезпечувати високу надійність, оскільки від них багато в чому залежить безпека руху поїздів.

Осі в процесі експлуатації працюють при несталому, в часі, нестаціонарному режимі навантаження при обертанні колісної пари. Вони відчувають знакозмінні напруження з амплітудами змінної величини. Під дією циклічних напружень в осях зароджуються і поступово розвиваються тріщини, що викликають в кінцевому підсумку повне руйнування. Такі руйнування особливо небезпечні, тому що можуть протікати під дією напружень, набагато менших границі текучості. Більшість випадків експлуатаційного руйнування відбувається в результаті циклічного руйнування (рис. 1).

Вагон, що зійшов з колії, на перегоні

Місце зламу середньої частини осі

Крупний план місця зламу середньої частини осі

Рисунок 1 – Фотографії з місця аварії – сходу вагона на прямій ділянці колії [3]

Безумовно, підвищення міцності та терміну служби осей може бути досягнуто тільки комплексно: поліпшенням конструкції, раціональним вибором матеріалу, методів обробки та зміцнення осей.

На виготовлення осей для колісних пар, що ремонтуються, у великій кількості витрачається сталь. Тому заходи з продовження їх служби безпосередньо залежать від якості сталі для виготовлення залізничних осей.

Основним способом досягнення цих вимог є формування дрібнозернистої і рівномірної мікроструктури сталі для їх виготовлення. Тому в матеріалознавчому аспекті для вирішення задачі підвищення якості осей залізничних вагонів можна виділити наступні основні способи:

- заходи, спрямовані на підвищення якості сталі для виробництва осей в процесі її виплавки (зниження вмісту сірки, фосфору, водню і т.п.);
- легування та мікролегування сталі для виготовлення залізничних осей;
- поліпшення пророблюваності металу осьових заготовок в процесі гарячої деформації;
- вибір і розробка оптимальних режимів термічної обробки осьових заготовок.

На наш погляд, поліпшення пророблюваності металу осьових заготовок в процесі гарячої деформації є саме тим способом підвищення якості залізничних осей, що не потребує заходів, які суттєво удорожчують існуючу технологію їх виготовлення, оскільки за рахунок інтенсивної деформаційної дії у звичайній вуглецевій сталі можна покращити якість її *макроструктури*, сформувати сприятливий розподіл спадкоємної хімічної неоднорідності кремнію та марганцю в її *мікроструктурі*, який забезпечить утворення дрібнозернистої і рівномірної ферито-перлітної мікроструктури. Усе це буде сприяти підвищенню характеристик пластичності, в’язкості та міцності при циклічних напруженнях вуглецевих сталей конструкційного призначення, зокрема для виготовлення залізничних осей.

Література

1. Стратегія розвитку транспортного машинобудування для залізниць України. – Кременчук: ДП «Український науково-дослідний інститут вагонобудування», 2013. – Вип. 9. – 9 с.

2. *Чебуров С.А.* Один із напрямків зниження дефіциту осей колісних пар візків ватажних вагонів із наватанженням 23,5 тс / С.А. Чебуров, О.М. Білецький // Зб. наук. праць: Рейковий рухомий склад. – 2019. – Вип. 18. – С. 61-65.

3. Состояние и анализ безопасности на железных дорогах Украины. Пути развития средств неразрушающего контроля / А.Ф. Гаврилюк, Т.А. Рябец. [Электронный ресурс]. OKOndtGROUP. Применение. Железнодорожный транспорт. Режим доступа:

http://www.ndt.com.ua/ru/applications/railway/sostoyanie-i-analiz-bezopasnosti-na-zheleznykh-dorogakh-ukrainy-puti-razvitiya-sredstv-nerazrushayushchego-kontrolya.

УДК 621.771.294.

О. І. Бабаченко, Г. А. Кононенко, Р. В. Подольський, О. А. Сафронова

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

ВИЗНАЧЕННЯ КРИТИЧНИХ ТЕМПЕРАТУР СТАЛІ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС КЛАСУ С

Результати отримані в роботі, яка виконується відповідно до державної цільової програми «Підтримка розвитку пріоритетних напрямів наукових досліджень», код програмної класифікації видатків 6541230.

При термічній обробці ободу залізничного колеса формується кінцевий комплекс механічних властивостей, тому вибір режимів нагріву та охолодження мають бути науково-обґрунтованим. При кристалізації сталі в промислових умовах формується хімічна мікронеоднорідность, пов'язана з дендритною ліквацією. У місцях підвищеного вмісту хімічних елементів кінетика фазових перетворень при нагріві перед прискореним охолодженням в аустенітний стан може відрізнятися від кінетики розпаду в сусідніх мікрооб'ємах. Це може призводити до формування неоднорідного аустенітного стану перед прискореним охолодженням. Це може бути причиною формування неоднорідного кінцевого структурного стану, що призведе до зниження механічних властивостей ободів залізничних коліс і зменшення загальної експлуатаційної надійності цих виробів.

Метою роботи було визначення критичних температур Ac_1 і Ac_3 для досліджуваної сталі. У якості об’єкту дослідження було обрано метал залізничного ободу зі сталі С по AAR M107/M208 хімічний склад 0,71%C, 0,76% Mn, 0,3% Si,0,009%P, 0,01%S, 0,13%Cr, 0,15%Cu, 0,02%V.

В результаті попередніх досліджень було встановлено, що з існуючих експериментально-аналітичних моделей розрахунку критичних температур Ac_1 та Ac_3 для вуглецевих та низьколегованих сталей найбільшу близькість розрахункових і експериментальних значень забезпечують формула Б.Б. Винокура та В.Л. Пилюшенко [1, 2]:

Ac_1= 723 - 7,08·Mn + 37,7·Si + 18,1·Cr + 44,2·Mo - 8,95·Ni + 50,1·V + 21,7·Al + 3,18·W + 297·S - 830·N - 11,5·C·Si - 14,0·Mn·Si - 3,1·Cr·Si - 57,9·C·Mo - 15,5·Mn·Mo - 5,28·C·Ni - 6,0·Mn·Ni + 6,77·Si·Ni - 0,8·Cr·Ni - 27,4·C·V + 30,8·Mo·V - 0,84·Cr^2 - 3,46·Mo^2 - 0,46·Ni^2 - 28·V^2 (1)

Ac_3= 912 - 370·C – 27,4·Mn + 27,3·Si - 35·Cr – 32,7·Ni + 95,2·V + 70,2·Ti + 72,0·Al + 64,5·Nb + 5,57·W + 332·S + 276·P - 485·N - 900·B + 16,2·C·Mn + 32,3·C·Si + 15,4·C·Cr + 48,0·C·Ni + 4,8·Mn·Ni + 4,32·Si·Cr – 17,3·Si·Mo – 18,6·Si·Ni + 40,5·Mo·V + 174·C^2 + 2,46·Mn^2 – 6,86·Si^2 + 0,322·Cr^2 + 9,9·Mo^2 + 1,24·Ni^2 – 60,2·V^2 (2)

В роботі експериментально визначали критичні температури при нагріві металу реального колеса з безперервнолитої заготовки після гарячої пластичної деформації методом деференційно-термічного аналізу. Результати досліджень в таблиці 1 та на рис.1.

Експеримент дозволяє точніше визначити температури початку та кінця перетворення фериту та цементиту в аустеніті з урахуванням хімічної та структурної неоднорідності, яка формується при промисловому виробництві безперервнолитої заготовки значного перерізу (діаметр 470 мм) та нерівномірної гарячої пластичної деформації по перерізу ободу залізничного колеса.

Таблиця 1 – Критичні температури сталі марки, визначені розрахунковим та експериментальним способом, °С

Критична температура	Ac_1 (розр) за рівн. (1)	Ac_3 (розр) за рівн. (2)	Ac_1 (експ.)	Ac_3 (експ.)	A_{cm} нач. (експ.)	Acm кінц. (експ.)	Тросту зерна (експ.)
	727,4	750,5	744	827	897	928	930

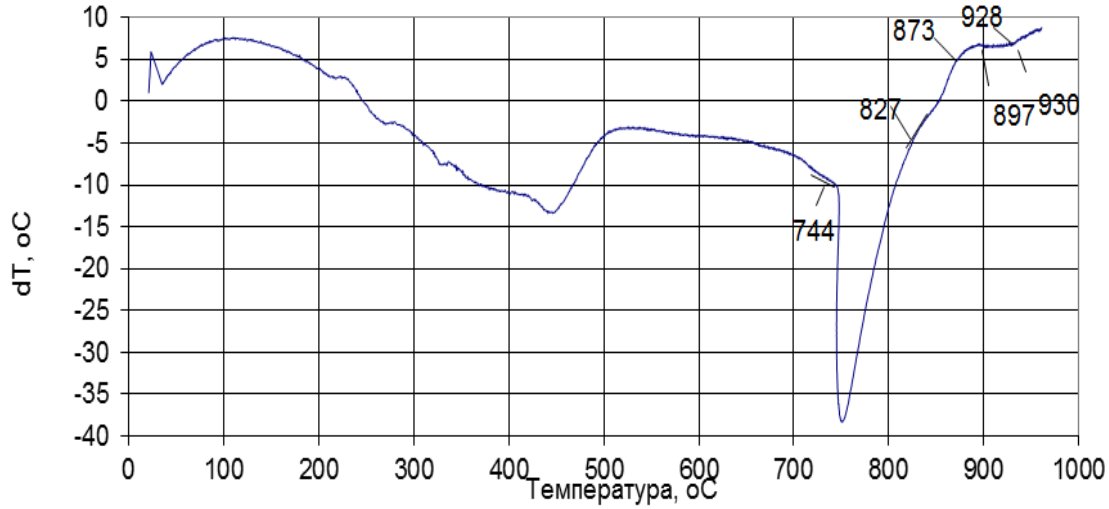


Рисунок 1 - Криві ДТА при нагріві досліджуваної сталі класу С.

Таким чином, температури нагріву перед зміцнюючою термічною обробкою мають бути призначені з урахуванням експериментального визначення критичних температур фазових перетворень, але не перевищувати температуру початку росту зерна.

Рекомендовані температура нагріву сталі для залізничних коліс класу С: 928°С +(30…50)°С = 958…978°С, але з урахуванням температури росту зерна, рекомендована температура нагріву – 920±10°С.

Висновки:

1. Експериментально визначені методом диференційно-термічного аналізу критичні температури фазових перетворень сталі для залізничних коліс класу С вищі, ніж розраховані за експериментально-аналітичними моделями та довідниковими даними, оскільки дозволяють врахувати особливості кінетики фазових перетворень при нагріві металу реального колеса з безперервнолитої заготовки після гарячої пластичної деформації.

2. Оскільки температура нагріву під зміцнюючу термічну обробку залізничних коліс має обиратися з урахуванням експериментально визначених критичних температур фазових перетворень, то температура нагріву коліс класу С має складати 920±10°С для формування однорідного аустенітного стану перед прискореним охолодженням.

Література

1. *Приходько Э. В.* Выявление скрытых закономерностей при прогнозировании критических температур доэвтектоидных сталей / Э. В. Приходько, Л. А. Головко //

Фундаментальные и прикладные проблемы чёрной металлургии. – 2003. – № 6. – С. 237 – 244.

2. *Винокур Б. Б.* Структура конструкционной легированной стали / Б.Б. Винокур, В. Л. Пилюшенко, О. Г. Касаткин – М.: Металлургия, 1983. – 216 с.

УДК 669.785

М. М. Бойко[1], О. Ю. Худяков[2], Н. В. Полякова[1]

[1]Національна металургійна академія України, м. Дніпро

[2]Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, м. Дніпро

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПОПЕРЕДНЬОГО БРИКЕТУВАННЯ ЗАЛІЗОРУДНИХ ВІДХОДІВ НА ПОКАЗНИКИ АГЛОМЕРАЦІЙНОГО ПРОЦЕСУ

При виробництві залізорудного агломерату в якості компонентів шихти наразі використовується не тільки залізна руда, залізорудний концентрат, вапняк, вапно, паливо, але й велика кількість металургійних відходів, на сам перед колошниковий пил, окалина, шлами. Втім при додаванні певної кількості відходів до агломераційної шихти різко знижуються показники процесу спікання та якість кінцевого продукту. Для усунення негативного ефекту розробляються різні схеми підготовки відходів до агломерації.

Один з можливих способів підготовки це попереднє брикетування відходів до фракції 4-6 мм. Втім розроблені технологічні схеми передбачають попереднє брикетування у вальцьових пресах з подальшим дробленням до потрібного розмиру. Для реалізації способу в промислових умовах до складу аглофабрики необхідно ввести ділянку брикетування, що включає шихтові бункера, змішувач, вальцьовий брикетний прес, прохідне сушило і дробарку. В якості в'яжучого передбачається використання вапна.

Для отримання відразу брикетів необхідного розміру можливо використовувати метод екструзії. При цьому отримують брикети постійного діаметру до 6 мм, регулюючи їх довжину у діапазоні 4-6 мм.

Для оцінки ефективності застосування методів екструзії відходів при агломерації проведено дослідження, в яких порівнювали показники спікання без добавок, з добавкою відходів і добавкою брикетованих відходів. Залізовмісні шлами та колошниковий пил попереднє брикетувався методом екструзії до часток розміром 4-6 мм. Отримані брикети виконують функцію центрів огрудкування, на які накочується дріб-

нофракційна шихта, утворюючи гранули. Газопроникність агломераційної шихти при введенні брикетів збільшується.

За результатами дослідження видно, що введення в агломераційному шихту непідготовлених відходів металургійних виробництв різко знижує продуктивність агломераційної установки. Це відбувається в основному за рахунок зниження газопроникності шару - різко падає вертикальна швидкість спікання. При цьому також дещо знижується вихід придатного агломерату через зниження міцності спеку у зв'язку з неповним засвоєнням шламів під час агломерації.

Застосування попередньої підготовки відходів різко підвищує газодинамічні характеристики шару в порівнянні з добавкою непідготовленого шламу та колошникового пилу. При цьому досягається збереження продуктивності агломераційної установки на рівні виробництва агломерату з шихти без додавання відходів. Також слід зазначити. що при додаванні непідготовлених шламів в шихту міцність агломерату зменшується, при цьому попередня підготовка шламів брикетуванням дозволяють мінімізувати падіння міцності агломерату.

Висновки: За результатами дослідження встановлено, що метод екструзії є перспективним для підготовки дрібнофракційних металургійних відходів до агломерації. При цьому підвищується газопроникність шару, а продуктивність агломераційної установки та міцність агломерату не змінюються у порівнянні зі спіканням без додавання відходів.

Список літератури

1. *Беседин, А. А., Утков, В. А., Бричкин, В. Н., & Сизяков, В. М.* (2014). Агломерационное спекание красного шлама. Обогащение руд, (2), 28-31.

2. Патент Украины № 55955 А, МКИ С22В/00 «Спосіб агломерації руд і концентратів з використанням дрібнодисперсних шламів».

3. *Утков, В. А., & Яковлев, М. Г.* (2013). Промышленный опыт подготовки и агломерации бокситового красного шлама. Цветные металлы, (3), 46-48.

4. *Проданов, С. В., & Шумаков, Н. С.* (2005). Исследование влияния шламов доменной и конвертерной газоочисток на показатели процесса агломерации. In Научные труды VIII отчетной конференции молодых ученых ГОУ ВПО УГТУ-УПИ. Часть 1.—Екатеринбург, 2005 (Vol. 1, No. 8, pp. 308-311). ГОУ ВПО УГТУ-УПИ.

5. *Казанцев, Е. А., & Баринов, В. Х.* (2018). Подготовка и использование железофлюсовой смеси в агломерации. ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ. Бюллетень научно-технической и экономической информации, 1(3), 22-23.

УДК 669.162

В. В. Бочка, М. В. Ягольник, А. В. Двоєглазова, М. О. Фурсов

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

ОСОБЛИВОСТІ ВИРОБНИЦТВА ОКАТИШІВ ПРИ ДОБАВЦІ В ШИХТУ КОМПЛЕКСНОГО ФЛЮСУ

В НМетАУ розроблена технологія виробництва комплексного флюсу при суміщенні процесів випалу вапняку та утворення феритів кальцію [1]. Були проведені дослідження впливу добавки комплексного флюсу на ефективність виробництва окатишів основністю 1,2 од. Їх основні властивості порівнювались зі звичайними окатишами основністю 0,7од.

Окатиші на основі комплексного флюсу одержували за стандартною технологією. Для отримання окатишів на основі комплексного флюсу використовували концентрат та комплексний флюс. Бентоніт до складу шихти не додавали. Звичайні окатиші одержували із концентрату та суміші вапняку із бентонітом [2].

В результаті досліджень було встановлено, що відновність окатишів на основі комплексного флюсу складає 66,7 %, в той час як відновність звичайних окатишів – 42,6 %. Ці результати показують, що за рахунок додавання до окатишів феритів кальцію покращується відновність та можливе більш повне використання відновного потенціалу доменних газів із покращенням техніко-економічних показників доменної плавки.

Крім того, проведені дослідження дали змогу визначити наступні характеристики окатишів: температури початку плавлення та повного розплавлення, а також ступінь відновлення при температурі 1000°С. Результати зведені до таблиці.

Із таблиці видно, що температурний інтервал повного розплавлення окатишів на основі комплексного флюсу дещо нижчий, ніж у звичайних. Це пов’язано із підвищення температури початку плавлення даних окатишів. Також із таблиці видно, що ступінь відновлення у окатишів із комплексного флюсу вища, ніж у звичайних. Крім того, дослідження окатишів під мікроскопом показали, що у звичайних окатишах спів-

відношення гематиту та магнетиту в структурі складає 1:1. Для дослідних окатишів це співвідношення складає 9:1, що свідчить що гематит є основним оксидом заліза, який активно впливає на процеси мінералоутворення.

Таблиця – Високотемпературні властивості досліджуваних матеріалів

Матеріали	Вихідні матеріали		Відновлені матеріали		
	Т-ра початку плавл., °С	Т-ра повного розплавл., °С	Ступінь відновності, %	Т-ра початку плавл., °С	Т-ра повного розплавл., °С
Окатиші звичайні	1408	1778	80,9	1363	1723
Окатиші на основі комплексного флюсу	1433	1763	94,8	1413	1713

Фазовий склад звичайних та окатишів на основі комплексного флюсу приведений на рисунку.

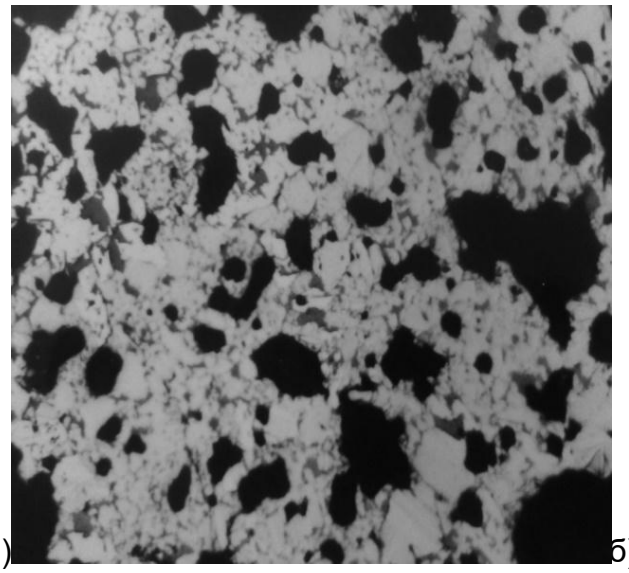
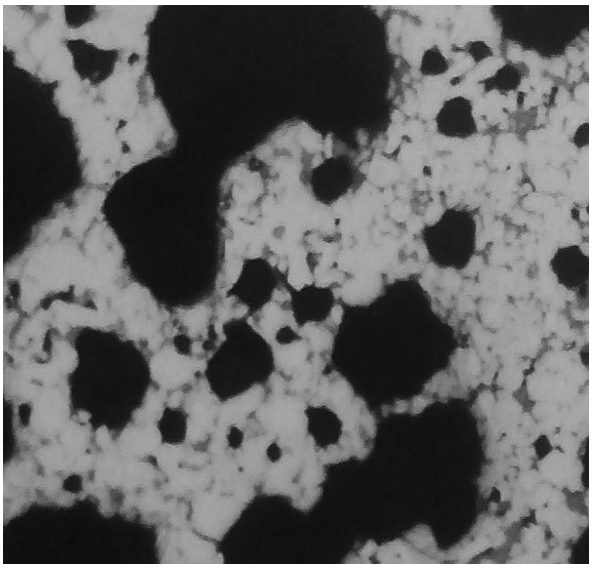
а)  б) 

Рис. – Мікрофотографія структур окатишів на основі комплексного флюсу (а) та звичайних (б): світло-сіре – магнетит, біле – гематит,

темно-сіре – зв’язка, чорне – пори

Із рисунку видно, що звичайні окатиші та окатиші на основі комплексного флюсу мають зональну структуру. Пори в звичайних окатишах більш крупніші і роз’єднані між собою, а пористість окатишів на основі комплексного флюсу виражена більш дрі-

бними порами. Структура окатишів на основі комплексного флюсу приближається до агломератоподібної, що і знайшло відображення у величині температурного інтервалу розплавлення.

Ці дані показують, що при виробництві окатишів використання в шихті комплексного флюсу є дієвим фактором підвищення ефективності виробництва та покращення якості окатишів. Використання в доменній шихті агломерату та окатишів більш високої якості, вироблених при використанні комплексного флюсу, дозволить суттєво підвищити ефективність доменної плавки.

Список літератури

1. Спосіб отримання комплексного флюсу. Патент на корисну модель №115725 Україна - *Бочка В.В., Двоєглазова А.В., Суліменко С.Є., Сова А.В., Бузоверя М.Т., Бузоверя В.М., Горобець С.Г.* / /Опубл.25.04.2017. Бюл.№8 про видачу патенту.

2. Теоретические основы производства окускованного сырья: Учебное пособие для высших учебных заведений. *Ковалёв Д.А., Ванюкова Н.Д., Иващенко В.П., Крикунов Б.П., Ягольник М.В., Бойко М.Н.* – НМетАУ. – Днепропетровск: ИМА-пресс. – 2011. – 476 с.

УДК 669.162

В. В. Бочка, М. В. Ягольник, А. В. Сова, М. О. Фурсов

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

ОЦІНКА ВЛАСТИВОСТЕЙ АГЛОМЕРАТІВ, ОТРИМАНИХ ЗА РІЗНИМИ ТЕХНОЛОГІЯМИ

Оцінка ефективності різних технологій виробництва агломератів визначалася шляхом порівняння характеристик агломерату, виготовленого за класичною схемою, та агломерату, виробленому при роздільній підготовці композиту з основністю 0,9 – 1,1 од. та залишкової шихти основністю 1,6 – 1,7 од. з подальшою механічною обробкою спеченця в спеціальному барабані – стабілізатору [1].

Дослідження проводили наступним чином. Першу пробу спікали після класичної схеми [2] підготовки шихти, після чого спеченець проходив механічну обробку шляхом скидання з копра (який забезпечує ударні навантаження) та подальшим грохоченням. Другу пробу готували до спікання за запропонованою технологією підгото-

вки шихти. Після спікання агломерату його механічна обробка полягала у тому, що після скидання з копра, куски потрапляли в дослідний барабан з різними зонами, і лише після цього проводилося грохочення. Порівняння характеристик агломератів, отриманих за класичною та запропонованою технологіями представлене у табл. 1, 2 та на рис. 1.

Як видно з результатів дослідження, агломерат, виготовлений за запропонованою технологією, характеризується: рівномірністю гранулометричного складу, збільшенням коефіцієнту форми кусків, реалізацією внутрішніх напружень, що дозволить запобігти подрібненню агломерату під час транспортування, зберігання та завантаження в доменну піч.

Таблиця 1 – Хімічний та гранулометричний склад агломерату до та після стабілізації

Вид агломерату	Хімічний склад, %						Гранулометричний склад, %				
	$Fe_{заг}$	FeO	CaO	SiO_2	MgO	Осн.	40+ мм	25-40 мм	10-25 мм	5-10 мм	0-5 мм
Вихідний	55,8	13,1	11,3	9,28	0,63	1,28	16,3	18,2	28,5	19,2	17,8
Стабілізований	56,3	13,21	11	9,22	0,635	1,26	4,15	13,35	30,5	27,1	24,9

Таблиця 2 – Коефіцієнт форми кусків до та після стабілізації

Вид агломерату	Коефіцієнт форми					
	60+ мм	40-60 мм	25-40 мм	10-25 мм	5-10 мм	0-5 мм
Вихідний	0,75	0,8	0,82	0,84	0,86	0,91
Стабілізований	-	0,83	0,86	0,91	0,94	0,96

а) б)

Рис. 1 – Вид агломерату, отриманого за класичною схемою, (а) та агломерату після механічної обробки в дослідному барабані(б).

Збільшення вмісту дріб'язку в агломераті після обробки за запропонованою технологією на 7,1% компенсується збільшенням його міцності після спікання шихти, підготовленої з використанням заданого композита.

Після грохочення стабілізованого агломерату його крупність складала 5-50 мм, вміст дріб'язку в ньому складає близько 3-4 %, у той час як у класичного – 10-12 %. Отримані навантаження в запропонованому барабані-стабілізаторі дозволяють виділити міцну складову спеченого продукту та уникнути подрібнення агломерату до потрапляння в доменну піч, на відміну від звичайного агломерату.

Рівномірність гранулометричного складу агломерату та зменшення кількості дріб'язку позитивно впливає на порозність і газопроникність шару шихти, що покращує умови роботи доменної печі.

Використання запропонованої схеми отримання стабілізованого за крупністю та міцністю агломерату дозволить зменшити вміст дріб'язку в ньому з 12 до 3-4% без збільшення кількості звороту, що призведе до зниження питомої витрати коксу на 4%, та збільшення продуктивності на 8%.

Список літератури

1. Пристрій для стабілізації агломерату за крупністю. Патент на корисну модель № 129583 Україна / *В.В. Бочка, А.В. Сова, А.В. Двоєглазова* // Опубл. 12.11.2018. Бюл. № 21.

2. *Ефименко Г.Г., Гиммельфарб А.А., Левченко В.Е.* Металлургия чугуна – К.: Вища школа, 1988. – 351 с.

УДК 669.184.125.046

О. О. Гайчук, К. І. Чубін

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВЕРХНЬОЇ ПРОДУВКИ КОНВЕРТЕРНОЇ ВАННИ РІЗНОІМПУЛЬСНИМИ СТРУМЕНЯМИ КИСНЮ І НЕЙТРАЛЬНОГО ГАЗУ

Багаторічна експлуатація конвертерів з верхньою кисневою продувкою переконливо показала їх гідність [1]: високу продуктивність і гнучкість до складу чавунів, що перероблюються; простоту конструкції обладнання і обслуговування в порівнянні з сучасними конвертерами комбінованого дуття, особливо з подачею кисню зверху і через днище агрегату [2]; високу стійкість футерівки (до 10-23 тис. плавок [3]) при використанні гарнісажних технологій.

Відомі [1], разом з тим, і такі суттєві недоліки: слабке перемішування металевої ванни струменями кисню і пузирями CO, особливо в нижній її частині, що обумовлює неповноту і знижену швидкість реакцій між металом і шлаком; нерівномірність хімічного складу ванни і її температури; надмірна окисленість металу і шлаку при виплавці низьковуглецевих сталей; труднощі в управлінні процесом, особливо в частині придушення надмірного спінювання шлаку і виникнення викидів; обмежена частка металобрухту, що перероблюється.

При обраному складі металевої шихти для конвертерної плавки на подальший хід останньої при верхній кисневій продувці в основному впливають відомі чинники [4]:

- конструкція головки кисневої фурми, що застосовується;
- витрата кисню (Qo_2, $м^3$/ хв), початкова ($Н_ф^{поч}$, м) і робоча ($Н_ф^{роб}$, м) висота розташування фурми над рівнем металевої ванни в спокійному стані;
- режим присадок по ходу продувки після заливки чавуну вуглецевовмістних теплоносіїв і шлакоутворюючих матеріалів (вапна, плавикового шпату, магнезіальних модифікаторів і ін.).

Навіть в тих конвертерних цехах, де дотримуються однакових вихідних умов роботи агрегатів кожна плавка має свій власний індивідуальний характер протікання.

У разі відхилення від нормального ходу продувки (затримка «запалювання» плавки і формування рідкого шлаку, виникнення інтенсивних викидів і виносів) оператор змушений для виправлення ходу операції корегувати положення фурми, витрату кисню і режим присадок сипучих матеріалів.

У характерних для більшості конвертерних цехів умовах, коли в ході кампанії зазнають суттєвих змін вихідні параметри початку плавки (температура футерівки і розміри робочого простору агрегату, якість заваленого металевого брухту, температура і склад заливаємого чавуну), а продування ванни здійснюється з прийнятою витратою кисню (Qo_2) через звичайну багатосопловую фурму, забезпечену головкою з круговим розташуванням 4-6 сопел Лаваля під кутом α = 15-20° до вертикалі, не завжди вдається забезпечити:

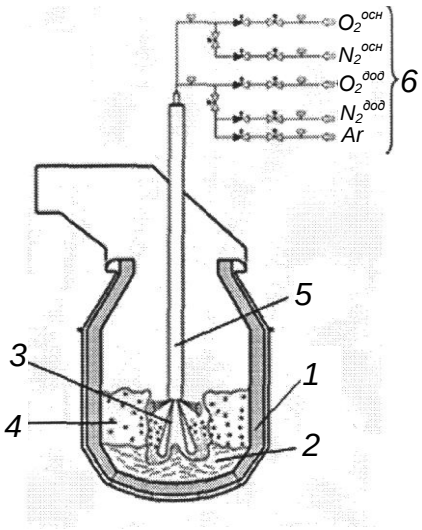
- прискорений і стабільний процес шлакоутворення з наведенням з самого початку продувки рідкорухомого основного окисленого шлаку з належною фосфор і сірко-поглинальною здатністю;
- спокійний без викидів і виносів характер продувки конвертерної ванни у режимі "заглиблених" кисневих струменів при розташуванні рівня спіненого шлаку вище зрізу головки фурми протягом переважної частини часу операції;
- належне допалювання CO до CO_2 в порожнині конвертера для поліпшення теплового балансу плавки, особливо в разі «холодної» шихтовки останньої;
- запобігання інтенсивного заметалювання ствола кисневої фурми, горловини конвертера і екранної поверхні каміну;
- більш інтенсивне перемішування конвертерної ванни на остаточній стадії продувки і мінімальну окисленість кінцевого залізовуглецевого (<0,08% C) напівпродукту при оптимальному вмісті оксидів заліза у шлаку.

В таких умовах оптимальне з металургійної точки зору протікання конвертерного процесу може бути досягнуто лише в тому випадку, якщо для верхньої продувки будуть задіяні фурми, що забезпечують при фіксованому положенні ($Нф_{роб}$, м) одночасно «жорсткий» і «м'який» характер впливу кисневих струменів на ванну з необхідним перерозподілом вдуваємого кисню на реакції в металевій, шлаковій і газовій фазах робочого простору конвертера.

В цьому напрямку дієвим заходом є оснащення конвертерів двоконтурними фурмами [5] і системами підведення до них двох регульованих підводів основного і додаткового кисню з можливістю повної заміни їх на нейтральний газ (рис. 1) .

Це дозволить:

- забезпечити можливість регулювання в ході операції витрати основного кисню ($Q_2^{осн}$,м^3 / хв), призначенного для формування за допомогою сопел Лаваля надзвукових кисневих струменів, що забезпечують «жорстку» продувку ванни в режимі глибокого проникнення з інтенсифікацією розчинення брухту, видалення вуглецю і перемішування металевого розплаву, а також додаткового кисню ($Q_2^{дод}$, м^3/ хв), спрямованого на організацію «м'якої» продувки дозвуковими кисневими струменями, які витікають з циліндричних сопел, що сприяє прискореному наведенню шлаку і додатковому допалюванню CO в порожнині конвертера з поліпшенням теплового балансу плавки;



1- конвертер; 2- металева ванна; 3- реакційна зона взаємодії кисневих струменів з конвертерною ванною; 4- вспінена шлакометалева емульсія; 5- двоконтурна киснева фурма; 6- система підводу технологічних газів до двоконтурної фурми

Рис. 1 - Схема реалізації верхньої продувки конверторної ванни з використанням двоконтурної фурми та модернізованої системи підводу до неї технологічних газів

- більш гнучко управляти станом спіненого шару шлакометалевої емульсії з метою запобігання викидів, підвищення ефективності видалення фосфору і сірки;

- знизити інтенсивність заметалювання ствола фурми і горловини конвертера за рахунок створення над реакційної зоною взаємодії основних надзвукових кисневих струменів з конвертерною ванною своєрідної газової завіси з додаткового кисневого або азотного дуття, що перегороджує потрапляння на ствол фурми і горловину конвертера крапель металу, які виносяться в зустрічному потоці газів, що відходять;

- в результаті формування за допомогою додаткових сопел значної за обсягом зони з відносно низькошвидкісними багатоструменевими кисневими потоками забезпечити допалювання CO до CO_2 нижче рівня ванни в межах спеціально створюваних реакційних зон з передачею тепла безпосередньо розплаву без впливу високотемпературного факелу, що утворюється на футерівку конвертера;

- за рахунок заміни додаткового кисню на нейтральний газ (азот, аргон) з певною витратою в заключний період операції забезпечити при висоті фурми $<H_ф^{роб}$ «жорстку» кисневу і «м'яку» продувку нейтральним газом, спрямовану на зниження окислення металу і шлаку при глибокому «передуві» (<0,08% C) ванни в разі виплавки низьковуглецевих марок сталі;

- реалізувати роздування кінцевого шлаку з метою нанесення шлакового гарнісажу на футерівку конвертера надзвуковими струменями з максимальною подачею азоту через сопла Лаваля при витраті азоту через циліндричні сопла на рівні, що забезпечує запобігання «запечатування» їх бризками шлаку.

Якщо враховувати, що технологічні можливості класичного конвертерного процесу з верхньою кисневої продувкою повністю не вичерпані [1], то для вирішення зазначених проблем в даний час актуальне проведення в нових напрямках теоретичних і експериментальних досліджень механізму явищ, що супроводжують багатоструменеву верхню продувку конвертерної ванни різноімпульсними кисневими і нейтральними газовими струменями. Отримана при цьому інформація необхідна для розробки і практичної реалізації ресурсо- та енергозберігаючої технології верхньої продувки конвертерної ванни різноімпульсними струменями кисню і нейтрального газу, альтернативної комбінованій, щоб при використанні більш простого за конструкцією глуходонного конвертера, нових верхніх фурм і модернізованих систем підведення до них технологічних газів забезпечити зіставні з комбінованою продувкою технологічні і техніко-економічні показники.

Список літератури

1. *Арсентьев П.П.* Производство стали в конвертерах // Итоги науки и техники. Сер. Производство чугуна и стали / ВИНИТИ. – 1983. – Т.14. – С. 69-149.

2. *Смоктий В.В., Лапицкий В.В., Белокуров Э.С.* Комбинированные процессы выплавки стали в конвертерах. – К.: Техніка, 1992. – 163 с.

3. *Чернятевич А.Г.* Новые технологии и фурменные устройства для нанесения шлакового гарнисажа на футеровку конвертера // Фундаментальные и прикладные

проблемы черной металлургии. Сб. науч. Трудов ИЧМ. – 2014. – Вып. 29. – С. 139-152.

4. *Чернятевич А.Г.* Разработка дутьевого и шлакового режимов конвертерной плавки при верхней кислородной продувке. сообщение 1 // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2015. – №4. – С. 24-31.

5. *Чернятевич А.Г.* Современное состояние и направление конструкции дутьевых устройств для кислородно-конвертерных процессов. Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2002. – №7. – 20-23.

УДК 669.01

С. О. Герасін[1], Д. Каліш[2], С. В. Семірягін[1], С. Г. Мельник[1], В. О. Сінельніков[1]

[1]ТОВ "Технічний університет "Метінвест Політехніка", м. Маріуполь

[2]AGH «Краківська гірничо-металургійна академія ім. С. Сташіца», Польща

ВПЛИВ ВМІСТУ КИСНЮ І СІРКИ НА ПРОЦЕС УТВОРЕННЯ НЕМЕТАЛЕВОЇ ФАЗИ В СТАЛІ З ВМІСТОМ ІТРІЮ

Якість сталі обумовлено її високою металургійною чистотою. З іншого боку, створення достатньої кількості неметалевої фази з бажаним складом сприяє досягненню високих властивостей, наприклад механічних сталей. Процес впливу ітрію на формування і модифікацію неметалевих включень в рідкої сталі недостатньо вивчено, в основному через відсутність даних термодинамічних і невелику кількість наукових публікацій, що стосуються реакції ітрію з елементами, розчиненими в рідкій металевій ванні. У сталях ітрій грає роль розкислювача і комплексного модифікатора неметалевих включень, вступаючи в реакції з O, S, N і C утворює відділення оксидів, сульфідів, нітридів, карбідів, карбідосульфідів і оксидосульфідів. Додавання ітрію також впливає на структуру сталі і морфологію виникаючих неметалевих включень.

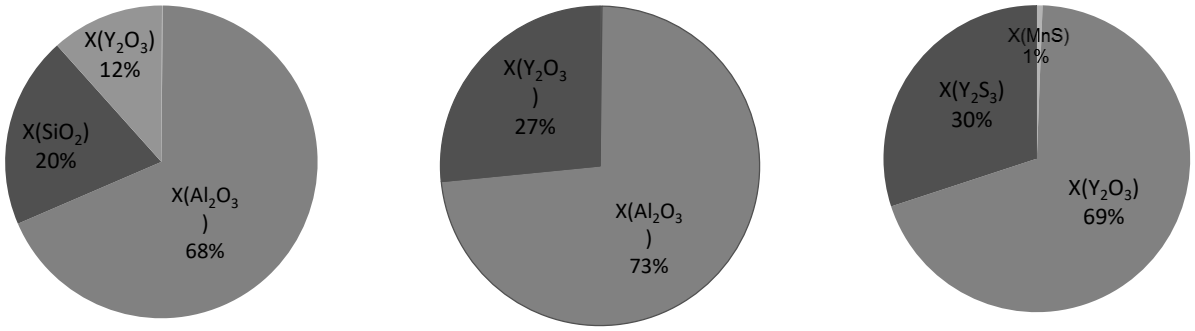
Предметом дослідження була сталь, для якої було проведено комп'ютерне моделювання з утворенням неметалічної фази, в результаті додавання ітрію при мінливому вмісті кисню.

Кількість введених домішок відповідало різним варіантам процесу розкислення рідкої сталі, тобто попередньому розкисленні при високому вмісті кисню і кінцевому розкисленні при низькому вмісті кисню.

Моделювання процесу утворення оксидних і сульфідних неметалевих включень в рідкої сталі було виконано за допомогою програми FactSage. Розрахунки проводилися в умовах термодинамічної рівноваги для сталі з хімічним складом, показаним в таблиці.

Хімічний склад сталі, %

Компонент	C	Mn	Si	P	Cr	Ni	N	S
Масова частка хімічних елементів, %	0,054	0,05	0,23	0,007	0,05	0,03	0,005	0,01



а *б* *в*

Рис. 1 - Частка окремих неметалевих включень в сталі з додаванням ітрію 0,005% при вмісті кисню а = 0,03%; б = 0,01%; в = 0,001%

За результатами розрахунків зроблені графіки, що показують частку окремих неметалевих фаз в залежності від хімічного складу сталі. На рисунку 1а-в показано вплив вмісту кисню на хімічний склад неметалевих включень в рідкої сталі при додаванні ітрію в кількості 0,005%.

Отримані результати показують, що присутність кисню в кількості 0,01%-0,03% сприяє утворенню оксидних виділень, однак не утворюється сульфідна фаза (рис.1а-б). Присутність сульфідів було зафіксовано з низькою часткою кисню в металевій ванні (рис. 1в), водночас було помічено, що при вмісті кисню, що відповідає варіанту, показаному на рис. 1в, роль розкислювача бере на себе ітрій, тому включень оксиду алюмінію не утворюється.

Застосування комп'ютерних розрахунків утворення неметалевих включень в умовах термодинамічної рівноваги дозволяє визначити хімічний склад утворюваної

неметалевої фази при заданих параметрах процесу розкислення. Виходячи з цього, можна також визначити кількість кисню, розчиненого в металевій ванні.

Список літератури

1. *Gerasin S., Kalisz D., Iwanciw J.* Thermodynamic and kinetic simulation of Y_2O_3 and Y_2S_3 nonmetallic phase formation in liquid steel / S. Gerasin, D. Kalisz, J. Iwanciw // Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy. – 2020.–Vol. 56, Is.1. – P. 11-25.

2. *Kalisz D.* Termodynamiczna charakterystyka powstawania fazy niemetalicznej w ciekłej stali / D. Kalisz. – Kraków: Wydawnictwo Naukowe Akapit. – 2013. – 193 p.

УДК 669.05: 536.2: 662

О. М. Гришин, В. О. Петренко, Ю. Д. Хруцька

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

ГАЗИФІКАЦІЯ ВУГЛЕЦЕВИХ МАТЕРІАЛІВ

Вихідною сировиною в процесах твердофазного відновлення служить руда, або продукти її попередньої переробки – концентрат, окатиші, брикети. Для відновлення різних за своїми фізико-хімічними властивостями компонентів руди необхідні певні умови: температура, тиск, газова фаза та тип відновника. Газоподібні реагенти - H_2, CO і CH_4 не завжди здатні відновити оксид до металу в рамках заданих умов. Більш універсальним відновником є вуглець. У реальних технологічних процесах відбувається комплексне відновлення (вуглець + газ), а участь вуглецю реалізується в рамках двостадійної схеми Л. Грюнера. На першому етапі вуглець газифікується за рахунок CO_2 і H_2O. Окислювальна газифікація вуглецевих матеріалів забезпечує отримання відновлювальних газів і служить невід'ємною, а часто і провідною ланкою в процесах відновлення рудних матеріалів.

Вуглець також забезпечує навуглецьовування металів і утворення карбідів, які використовуються в різних технологічних процесах. Карбіди, як прості так і складні, за певних умов беруть участь у процесі в якості відновників. Фізико-хімічна модель участі карбідів в процесах відновлення реалізується через стадію газифікації. Разом з тим, на відміну від вуглецю, газифікація карбідів може проходити через утворення оксикарбідів. Авторами було висунуто припущення про утворення оксикарбідів, зокрема при газифікації за участю газоподібного кисню.

Термодинамічні закономірності газифікації вуглецевих матеріалів достатньо повно вивчені, але можуть бути доповнені відомостями, що стосуються участі комплексного окислювача, термодинамічного моделювання, а також розрахунками температури початку газифікації і температури початку вуглетермічного або комплексного відновлення оксидів. Важлива також інформація щодо рівноважного складу газової фази ланки газифікації, на основі якої виконується розрахунок окислювально-відновного (ОВП) і вуглецевого потенціалів (ВП). За результатами цих двох параметрів можна оптимізувати процес відновлення оксиду за складом газової фази і вмістом вуглецю в кінцевому продукті. Викладений матеріал дає підставу припустити, що практично не один з варіантів газифікації, як самостійного процесу, представлених в роботі [1], не можна перенести на твердофазне відновлення. Газифікація і відновлення – дві ланки єдиного процесу, які складним чином впливають один на одного. При твердофазному відновленні оксидів, газова фаза, яка вдувається в агрегат, має складний склад і може представляти:

1) продукти парової конверсії природного газу - до 30% H_2 + 65% CO і інше (CO_2, H_2O, O_2);

2) H_2 + незначна кількість H_2O;

3) інертний газ - аргон, азот;

4) вуглеводні;

5) суміш H_2 + CO;

6) інші варіанти.

Участь вуглецю в процесах відновлення, згідно двостадійної моделі, реалізується через його газифікацію за рахунок CO_2, H_2O, O_2, або їх сумішами. Таким чином, газифікація вуглецю можлива після утворення в процесі відновлення «помітних» кількостей H_2O, CO_2; або при наявності доданого окислювача. Точно визначити співвідношення C/O на момент початку газифікації достатньо складно. Залишається варіант, при якому в реактор вводять спільно з відновлювальними компонентами і окислювачі, але і в цьому випадку одночасно запускаються реакції відновлення та газифікації, які надають взаємний вплив через зміну складу газової фази. Фізико-хімічний аналіз дає можливість досліджувати процес газифікації окремо від ланки відновлення, задаючи при цьому різний склад окислювача. Найважливішими параметрами газифікації, стосовно до металургійних процесів, є: рівноважний склад газової фази, термодинамічна температура початку газифікації, а також температура початку відновлення оксиду вуглецем або карбідом. Однак термодинамічний аналіз дозволяє

визначити передумови процесу газифікації, а закономірності встановлюються по результатам кінетичного аналізу.

Перелік посилань

1. *Кузнецов Ю.С.* Окислительно-восстановительные свойства газовых фаз / Кузнецов Ю.С., Качурина О.И. // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2018. – Том 61. – № 1. – С. 69-79.

УДК 544.3.03

О. М. Гришин, В. О. Петренко, Ю. Д. Хруцька

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

ТЕРМОДИНАМІЧНИЙ АНАЛІЗ СИСТЕМИ С – Н – О

Термодинамічний аналіз дає можливість розглядати процес газифікації відокремлено в змодельованих умовах. При такому підході можна виділити деякі приватні варіанти системи С - Н - О за участю вуглецю і окислювача (CO_2, H_2O), які можуть бути реалізовані в процесах відновлення: H_2 - H_2O - С; CO - CO_2 - С; H_2 - CO_2 - С; CO - H_2O - С; CO_2 - H_2O - С. Варіанти за участю вільного кисню не розглядаються, тому що це вибухонебезпечне. Як виняток можна вибрати варіант H_2O - CO_2 - O_2 - С. Можливий також більш складний варіант H_2 - H_2O - CO - CO_2 - С. Представлені варіанти можуть також бути реалізовані і без участі вуглецю. Розрахунок рівноважного складу газової фази, а також відновно-окисного потенціалу (ВОП) виконується по заданими вихідними умовами Т, Р, співвідношення С/О і Н/О. Отримані результати графічно можна представити як температурні залежності, або у вигляді номограм [1], на яких нанесена лінія, що розмежує області термодинамічно стабільного і нестабільного вуглецю. Останнє дає можливість розмежувати, наприклад, газове відновлення оксидів і комплексне. Комплексне відновлення характеризується наявністю вуглецю, як самостійної фази. Авторами [2] запропоновано область концентраційного трикутника С - Н - О розбити на три приватні підсистеми: С - CO - H_2, CO - CO_2 - H_2O - H_2 і CO_2 - O_2 - H_2O, прийнявши, що газова фаза може знаходитися в рівновазі з вуглецем в перших двох варіантах. Розрахунок ВОП виконується за значеннями рівноважного складу газової фази. Для окисно-відновних процесів представляє інтерес перші два варіанти. За оцінкою авторів [2], перший варіант найбільш простий, тому що P_{O_2} близьке до нуля, а $\lg P_{O_2} \to -\infty$. Для підсистеми H_2O - CO_2 - O_2 кисневий потенціал не

залежить від температури і визначається парціальним тиском кисню. Найбільш важлива для металургійних процесів приватна система CO - CO_2 - H_2O - H_2, яка може знаходитися, як в контакті з вуглецем, так і без контакту. Можливим є варіант за участю метану. В цьому випадку область концентраційного трикутника можна розділити на чотири підсистеми: CO_2 -O_2 - H_2O, CO - CO_2 - H_2O - H_2, C - CO - CH_4 і CO - H_2 - CH_4. При цьому необхідно враховувати, що термодинамічно CH_4 стійкий до ~ 900К, вище метан конвертує або диспропорціонує. Однак повністю виключати метан з процесів твердофазного відновлення за участю складної газової фази не слід, тим більше, що CH_4 може подаватися в відновлювальний агрегат разом з іншими газами.

В роботі [3] автори детально проаналізували параметри водяного газу в зазначених областях як в умовах відсутності вуглецю, як самостійної фази, так і при його наявності. Отримані результати дозволяють кількісно оцінити кисневий потенціал газової фази при різних вихідних умовах газифікації (Т, склад газу, що подається). Для відновлювальних процесів було б більш зручним навести графічну інформацію про лінії розмежування в вигляді рівняння. Це дозволить спростити аналіз процесу газифікації, стосовно до обраних умов.

Твердофазне відновлення здійснюється за участю відновлювальних газів (H_2, CO), вуглецевмісних матеріалів або їх поєднання. Стосовно до зазначених схем, оцінка кисневого потенціалу (ВОП) газової фази виконується за наведеним нижче алгоритмам.

При газовому відновленні оксидів в робочий простір вдувається газова фаза, що складається з CO + H_2 + CO_2 + H_2O в різних співвідношеннях. Кисневий потенціал газової фази розраховується за рівнянням дисоціації молекул H_2O і CO_2:

$2H_2O = 2H_2 + O_2$, $\quad \Delta G_T^O = 493{,}455 - 106{,}036 \cdot T$,

$2CO_2 = 2CO + O_2$, $\quad \Delta G_T^O = 564{,}732 - 173{,}688 \cdot T$.

Вирази для кисневого потенціалу, з урахуванням вихідного співвідношення H_2/H_2O і CO/CO_2, мають вигляд:

$$\ln P_{O_2} = 2\ln\left(\frac{X_{H_2O}}{X_{H_2}}\right) - \frac{59.352}{T} + 12.754 \qquad (1)$$

$$\ln P_{O_2} = 2\ln\left(\frac{X_{CO_2}}{X_{CO}}\right) - \frac{67.925}{T} + 20.891 \qquad (2)$$

По реакції водяного газу, визначаємо співвідношення $\frac{X_{H_2O}}{X_{H_2}}$; $\frac{X_{CO_2}}{X_{CO}}$:

$H_2 + CO_2 = H_2O + CO$; $\Delta G_T^O = 35{,}638 - 33{,}826 \cdot T$; $\frac{X_{CO}}{X_{CO_2}} = K \cdot \frac{X_{H_2}}{X_{H_2O}}$

На номограмах, що визначають співвідношення між $\ln\left(\frac{X_{H_2O}}{X_{H_2}}\right)$, $\ln P_{O_2}$ и T, для $H_2 + H_2O + O_2$ кисневий потенціал газової фази представлений, при заданій температурі, горизонтальною лінією.

Вуглецевотермічне відновлення оксидів. Такий варіант відповідає системі C - CO - CO_2 - O_2 при умові надлишку вуглецю. Розрахунок кисневого потенціалу виконується за формулою (2), значення CO і CO_2 визначаються по реакції газифікації вуглецю і залежать тільки від температури:

$C + CO_2 = 2CO$, $\Delta G_T^O = 170{,}24 - 175{,}227 \cdot T$, $P_\Sigma = 1$, $P_{CO} = \frac{1}{2} K_P \cdot \left(\sqrt{1 + \frac{4}{K_P}} - 1\right)$.

Отримана інформація про рівновагу системи C - CO - CO_2 - O_2 також представлена номограмою [3], на якій наведено лінію, яка є кордоном стійкості CO, і нижче її виділяється сажистий вуглець.

Комплексне відновлення. Реалізується для системи H_2-H_2O-CO-CO_2-C, при умові надлишку вуглецю (формально попередній варіант також можна розглядати як комплексне відновлення). В даному варіанті система містить незначну кількість кисню. Для розрахунку рівноважних параметрів даної системи використовуються реакції:

$C + CO_2 = 2CO$, $\Delta G_T^O = 170{,}24 - 175{,}227 \cdot T$, $P_\Sigma = 1$, $P_{CO} = \frac{1}{2} K_P \cdot \left(\sqrt{1 + \frac{4}{K_P}} - 1\right)$

$H_2 + CO_2 = H_2O + CO$, $\Delta G_T^O = 35{,}638 - 33{,}826 \cdot T$, $\frac{X_{CO}}{X_{CO_2}} = K \cdot \frac{X_{H_2}}{X_{H_2O}}$.

Комплексне відновлення характеризується наявністю вуглецю, як самостійно фази. На наведеній вище номограмі, в області нижче лінії mn реалізуються умови для стійкості вуглецю, тобто реалізується комплексне відновлення.

Перелік посилань

1. *Muan A.* Phase eqilibria among oxides in steelmaking / A. Muan, E.F Osborn // New York: Pergamon Press Limited, 1965.

2. *Строкина И.В.* Изменения окислительно-восстановительных свойств газовой фазы системы C – O_2 – H_2 / И.В. Строкина, Н.Ф. Якушевич // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2011. – № 6. – С. 3 – 5.

3. *Кузнецов Ю.С.* Окислительно-восстановительные свойства газовых фаз / Ю.С. Кузнецов, О.И. Качурина // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2018. – Том 61. – № 1. – С. 69 – 79.

УДК 544.3:66.094.3

О. М. Гришин [1], В. А. Петренко[1], О. Л. Кучеренко[2]

[1]Национальная металлургическая академия Украины, м. Дніпро

[2]Молдавський металургійний завод, м. Рибниця, Молдова

ТЕРМОДИНАМІЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ГАЗИФІКАЦІЇ ВУГЛЕЦЮ І КАРБІДІВ

Термодинамічне моделювання, виконане з використанням програмного комплексу «HSC Chemistry 5.0», дозволяє аналізувати рівноважний вміст компонентів в заданому температурному діапазоні. Моделювання виконано на основі реакцій парової газифікації вуглецю і карбіду хрому Cr_3C_2. Результати термодинамічного моделювання, а також температурні залежності енергії Гіббса для найважливіших реакцій процесу газифікації вуглецю служать основою для побудови гіпотетичної фізико-хімічної моделі процесу газифікації. Моделювання виконано на основі реакцій газіфікації вуглецю і карбіду хрому Cr_3C_2 з використанням комплексного окислювача H_2O + CO_2 + O_2 по реакціях:

$7/2C + H_2O + 1/2CO_2 + O_2 = 4CO + H_2$

$7/5Cr_3C_2 + 1/4H_2O + 1/2CO_2 + 1/8O_2 = 3/5Cr_7C_3 + 15/10CO + 1/4H_2$.

Термодинамічно процес газифікації починається в області низьких температур і першими запускаються реакції за участю кисню, які маючи високі значення константи рівноваги, йдуть практично до кінця. Таким чином, на момент відходу з системи кисню, в ній залишаються C - CO_2 - H_2O, однак, при незмінному початковому співвідношенні C/O, розрахувати розподіл кисню по реакціях практично неможливо. Рівноважний вміст кисню можна визначити по реакції дисоціації H_2O (CO_2), або горіння H_2.

Відхід з системи O_2 і зниження частки вуглецю переміщує залежність $\Delta G^0 = f(T)$ для реакції газифікації вуглецю в область високих температур і більш позитивного значення енергії Гіббса. Таким чином, на другому етапі процесу запускається реакція утворення метану і паралельно реакція водяного газу, яка регулює склад рівноважної газової фази, що підтверджують результати термодинамічного

моделювання: підвищення частки H_2 і CO_2 та зростання CH_4. Утворення метану термодинамічно можливо до температури ~ 908К, вище якої домінує реакція парової конверсії метану. При Т ~ 1083К термодинамічні переваги переходять до реакції вуглекислотної конверсії. Частка метану, який утворюється, незначна і після завершення його конверсії в системі може залишатися вуглець, який піддається газіфікації за рахунок CO_2 і H_2O. І знову реакція водяного газу перерозподіляє компоненти газової фази. Участь CO_2 і H_2O в газифікації буде не рівнозначним, тому що при Т> 1083К вуглець має більшу спорідненість до CO_2. Таким чином, термодинамічно вуглець газифікується за рахунок CO_2, в наслідок чого зростає концентрація CO і знижується CO_2, що, ймовірно, зміщує рівновагу реакції водяного газу в сторону H_2 і CO_2, проте підвищення температури ускладнює реакцію водяного газу. Результати виконаного моделювання підтверджують дані виводи: при Т> 1073К підвищується CO, H_2O і знижується вміст CO_2 і H_2.

Моделювання процесу газифікації карбіду Cr_3C_2 має важливу особливість - поява оксиду хрому Cr_2O_3. Для варіанту газифікації без газоподібного кисню також утворюється оксид хрому. Складно уявити, що утворення Cr_2O_3 пов'язано з появою на початковій стадії металевого хрому і його подальшим окисленням. Ймовірно, має місце інша схема: утворення оксидарбіду з подальшою його трансформацією: $Cr_3O_nC_{n-1} \rightarrow Cr_2O_3 + Cr_7C_3 + 3CO$

За літературними даними утворення оксикарбіду відбувається шляхом ізоморфного заміщення атомів вуглецю атомами кисню. В області досліджуваних температур хром має більшу спорідненість до кисню, ніж вуглець, що може служити термодинамічним аргументом на користь утворення Cr_2O_3. Моделювання показує практичну відсутність CO, що може бути наслідком його розпаду і утворення вуглецю. Синхронно з ростом вуглецю, зростає частка водню, що, ймовірно, обумовлено участю H_2O у газифікації карбіду безпосередньо або через утворення оксикарбіду. Термодинамічний аналіз показує більш велику частку карбіду $Cr_{23}C_6$ ніж Cr_7C_3, незважаючи на те, що ймовірність утворення тригонального карбіду вище. Можна припустити, що процес газифікації карбіду Cr_3C_2 реалізується за зональною схемою.

Наведений вище аналіз результатів термодинамічного моделювання має гіпотетичний характер і вимагає додаткового фізико-хімічного обґрунтування.

За результатами моделювання можна припустити, що варіювання відношення C/O, а також складу окисної фази (CO_2 - H_2O - O_2), призводять до зміни складу і ВОП газової фази, але практично не впливають на послідовність перетворень. Газифіка-

цію вуглецю комплексним окислювачем термодинамічно можна умовно розділити на стадії, що реалізуються при зростанні температури:

1.Газіфікація вуглецю за рахунок кисню.

2. Реакція утворення метану.

3. Конверсія метану (H_2O і CO_2).

4. Завершення газифікації вуглецю за рахунок H_2O і CO_2.

5. Остаточне регулювання складу газової фази по реакції водяного газу

Для карбіду послідовність стадій можна представити:

1. Утворення оксикарбіду.

2. Розпад оксикарбіду з утворенням $Cr_2O_3 + Cr_7C_3$.

3. Розпад CO з утворенням сажистого вуглецю.

4. Утворення метану.

5. Конверсія метану.

6. Газифікація вуглецю і подальша газифікація карбіду.

7. Регулювання складу газової фази за допомогою реакції водяного газу.

Зміна співвідношення C/O призводить, на певному етапі, до переходу системи з однофазного стану в двофазний. Двофазна система C - O - H, маючи в складі вільний вуглець, забезпечує відновлення різних за своїми фізико-хімічними властивостями оксидів, що було показано вище. Разом з тим наявність вільного вуглецю призводить до його розчинення в металевій фазі, а також до утворення карбідів, що ускладнює отримання лігатури з низьким вмістом вуглецю. Однак термодинамічно реалізувати відновлення оксидів хрому, марганцю та ін. тільки за рахунок газової фази в області низьких температур практично неможливо. Для вирішення даної проблеми можливо розглядати застосування для відновлення карбідів хрому, марганцю та інших металів.

УДК 669.787:621.783.2

О. В. Гупало, Ю. М. Радченко, О. О. Єрьомін, Л. П. Грес

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

МОДЕЛЮВАННЯ ТЕПЛООБМІНУ В ПРОХІДНІЙ ПЕЧІ ПРИ ЗБАГАЧЕННІ ПОВІТРЯ

ГОРІННЯ КИСНЕМ

Для математичного моделювання процесу теплообміну і руху газів в нагрівальних пристроях широко використовуються точні або наближені аналітичні розв’язки задач нагрівання матеріалів в рухомому або нерухомому шарі [1, 2, 3].

В роботі [1] сформульовано і обґрунтовано принцип локального зовнішнього теплообміну в паливних печах, згідно якому нагрівання поверхні матеріалу на будь-якій ділянці печі визначається випромінюванням і конвекцією від газових об'ємів, розташованих у безпосередній близькості від цієї поверхні. У працях О.В. Кавадерова і Г.П. Іванцова по променистому теплообміну зазначається переважаючий вплив на тепловіддачу саме шару газу, що розташований безпосередньо біля поверхні теплообміну. Такий підхід дозволяє виконувати розрахунки за допомогою одновимірної шарової схеми теплообміну.

Аналіз застосування шарової моделі для моделювання теплообміну і руху газів в печах показує, що переважна частина відомих розв’язків задач отримана за умови, що теплообмін здійснюється за законом Ньютона-Рихмана. Лише в роботі [3], наближений розв’язок задачі отримано з окремим урахуванням випромінювання і конвекції.

Прохідні металургійні печі для нагрівання металу перед обробкою тиском відносяться до високотемпературних печей, в яких переважна частина теплоти передається від димових газів до металу випромінюванням. Тому при моделюванні роботи таких печей, зазвичай, нехтують внеском конвекції в процес теплообміну. Проте, використання технічного кисню для збагачення повітря, що подається на спалювання палива, спричиняє суттєву зміну складу та питомої витрати продуктів згоряння. Ці показники, в свою чергу, змінюють умови теплообміну в робочому просторі печі.

З метою визначення впливу конвекції на теплообмінні процеси в робочій камері печі, в якій здійснюється спалювання палива з повітрям, збагаченим технічним киснем, розроблено математичну модель, що дозволяє одночасно враховувати конвективну і випромінюючу складові процесу теплооміну між димовими газами й металом для заданих продуктивності, початкових і кінцевих параметрах нагріву металу, визначати зміну його характерних температур в процесі нагрівання та розраховувати техніко-економічні показники печі.

З використанням розробленої моделі досліджено теплообмін в робочому просторі печі для випадків, коли на спалювання палива подається атмосферне повітря, або повітря, збагачене технічним киснем до 22 –33 %.

Результати дослідження показали, що збільшення частки кисню в повітрі горіння спричиняє зростання ступеня чорноти димових газів та коефіцієнта випромінювання системи «газ-кладка-метал», що в свою чергу спричиняє зростання впливу теплового випромінювання. В той же час вплив конвективної складової зменшується за рахунок зменшення швидкості димових газів в робочому просторі печі, обумовленому зменшенням їх витрати. Максимальний вплив тепловіддача конвекцією має місце в неопалювальній зоні печі, де на неї припадає від 14 –18 % (на початку зони) до 3 – 7 % (наприкінці зони) від загального теплового потоку на метал.

Порівняння розрахунків температурних полів металу і газу в робочому просторі печі, отриманих під час моделювання при зміні частки кисню в повітрі горіння в діапазоні 0,21 – 0,33 показало, що нехтування конвективною складовою призводить до максимальних похибок 3,5 % при визначенні температурного поля металу, 1,8 % при визначенні температури димових газів в опалювальних зонах печі і 5,1 % при визначенні температури диму, що відходить з теплового агрегату. Максимальна похибка визначення техніко-економічних показників печі (питомих витрат палива, атмосферного повітря та кисню, ККД печі та інших) не перевищує 1,2 %. Отримані результати свідчать, що використання математичних моделей, в яких внесок конвекції в процес теплообміну не береться до уваги, є припустимим для моделювання роботи високотемпературних прохідних печей, які працюють на атмосферному або збагаченому повітрі горіння зі вмістом кисню в ньому до 33 %.

Список літератури

1. *Губинский В. И.* Теория пламенных печей / В. И. Губинский, Лу Чжун-У. – М.: Машиностроение, 1995.– 256 с.

2 *Гольдфарб Э. М.* Теплотехника металлургических процесов / Э.М. Гольдбфарб. – М. : Металлургия, 1967.– 439 с.

3. *Постольник Ю. С.* Нагрев тел в металлургических печах на основе модели теоретического противотока / Ю.С. Постольник, В.И. Тимошпольский, И.А. Трусова // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2016. – Т. 59. – № 10. С. 740–745.

УДК 669.787: 621.783.2

О. В. Гупало, О. О. Єрьомін, Ю. М. Радченко, Л. П. Грес, Д. О. Перебийніс

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

ВИКОРИСТАННЯ ТЕХНОЛОГІЧНОГО КИСНЮ В НАГРІВАЛЬНИХ ПРИСТРОЯХ ПРОКАТНОГО ЦЕХУ

В останні роки спостерігається значне зниження попиту на металургійну продукцію, що обумовлює зниження обсягів виробництва. В результаті підприємства переходять на випуск дрібних партій продукції, що супроводжується значними коливаннями продуктивності агрегатів і появою надлишків технологічного кисню, які при відсутності накопичувачів, скидаються в атмосферу.

В роботі [1] показано, що ефективність використання надлишків технологічного кисню для збагачення повітря горіння в нагрівальних пристроях прокатного виробництва значно вища, ніж в теплових агрегатах інших цехів металургійного підприємства. Збагачення повітря технологічним киснем збільшує температуру горіння палива та випромінюючу здібність димових газів, зменшує витрату продуктів згоряння, підвищує коефіцієнт використання теплоти палива, в наслідок чого збільшується енергетична ефективність теплових агрегатів [2].

Кількість кисню, що скидається в атмосферу, залежить від технологічної ситуації на підприємстві і часто є мало передбачуваною величиною. В таких умовах використання кисню для збагачення повітря горіння може реалізовуватися як тимчасовий захід, який забезпечує використання надлишків кисню та дозволяє зменшити споживання інших видів палива. Останнє особливо актуальне для нагрівальних печей прокатних цехів, які зазвичай опалюються природним газом.

Проте, слід відзначити, що збагачення повітря горіння киснем забезпечує різну економію палива в різних нагрівальних пристроях. Величина економії палива залежить від конструктивних особливостей теплових агрегатів, їх теплотехнічного обладнання, режимів роботи та технічного стану. Ця обставина обумовлює існування пріоритетності агрегатів по споживанню технологічного кисню, яку необхідно враховувати під час прийняття рішень про розподіл кисню між його потенційними споживачами.

В роботі запропоновано методику раціонального розподілу надлишків технологічного кисню між нагрівальними і термічними печами прокатного цеху. З використанням математичних моделей печей [3] виконано розрахунки їх теплової роботи при спалюванні палива з атмосферним повітрям і повітрям, збагаченим киснем. Завдання розподілу кисню між печами вирішувалося за допомогою коефіцієнта ефективнос-

ті використання кисню *K*, який являє собою відношення питомої економії палива до питомої витрати кисню. При цьому раціональним вважається такий розподіл кисню між нагрівальними пристроями, при якому пріоритет його використання віддається печі з найбільшим значенням коефіцієнта *K*.

При вирішенні задачі розподілу враховувалося обмеження по максимально-можливому збагаченню повітря горіння киснем, яке не порушує роботу пальникових пристроїв. Оскільки теплові агрегати, що розглядалися, обладнано дифузійними пальниками, то, згідно даним роботи [4], зазначена умова дотримується при збільшенні вмісту кисню в повітрі горіння до 33 - 35%.

Розроблена методика раціонального розподілу технологічного кисню між його потенційними споживачами - нагрівальними і термічними печами, дозволяє забезпечити максимальну економію палива. На прикладі розподілу кисню між чотирма нагрівальними печами, які характеризуються різними показниками енергоефективності, показано, що використання запропонованої методики дозволяє збільшити економію палива до 78% в порівнянні з використанням кисню в одній або декількох довільно обраних печах.

Список літератури

1. *Гупало Е.В.* Эффективность использования излишков технологического кислорода для экономии топлива на металлургическом заводе / Е. В. Гупало, Д. С. Пономаренко, В. В. Романько // Сучасні технології в промисловому виробництві : матеріали Всеукраїнської міжвузівської науково-технічної конференції : у трьох частинах. – м. Суми, 19-23 квітня 2010 р. – Суми : Вид-во СумДУ, 2010. – Ч. III.– С. 93-94.

2. *Карп И.Н.* Использование кислорода и обогащенного кислородом воздуха в нагревательных печах, колодцах, стендах разогрева сталеразливочных ковшей [Текст] / И. Н. Карп, А. Н. Зайвый, Е. П. Марцевой, К. Е. Пьяных // Энерготехнологии и ресурсосбережение. – 2012. – № 3. – С. 18-29.

3. *Губинский В.И.* Металлургические печи. Теория и расчеты/ Под общ. ред. В. И. Губинского, В. И. Тимошпольского. В 2-х т. Т. 2. – Минск : Белорусская наука, 2007. – 832 с.

4. *Ревун М.П.* Высокотемпературные теплотехнические процессы и установки в металлургии [Текст] / [Ревун М. П., Потапов Б. Б., Ольшанский В. М., Бородулин А. В.] – Запорожье : Изд-во ЗГИА, 2002.– 443 с.

УДК 669.785

В. В. Єфименко, М. М. Бойко, Л. Г. Кєуш, С. В. Журавльова
Національна металургійна академія України, м. Дніпро

АНАЛІЗ ЕФЕКТИВНИХ МЕТОДІВ ВИКОРИСТАННЯ БІОПАЛИВ ПРИ ОБПАЛІ ОКАТИШІВ

Оскільки велика частка забруднення повітря викликана спалюванням викопного палива, таких як вугілля, природний газ і нафта, скорочення цих видів палива може значно скоротити забруднення повітря. Зазначене найбільш актуально для енергопотужних галузей промисловості, в тому числі і металургії. Дуже ефективним засобом зниження забруднення повітря є перехід на відновлювану енергію.

В якості найбільш перспективного і доступного біопалива розглядаються рослинні масла та тверді залишки рослин. Рослинні масла доцільніше використовувати для виробництва біодизеля, тому перспективним для металургії е використання твердих залишків рослин. Втім більшість видів твердих залишків рослин потребує попередньої підготовки для використанні в металургії.

Для підвищення вмісту твердого вуглецю в біопаливі та його теплотворної здатності можливо застосування процесу піролізу.

Технологія піролізу дозволяє виробляти біовугілля, яке можна в високих співвідношеннях змішувати з викопним вугіллям, внаслідок чого в останні десятиліття піроліз привертає велику увагу як ефективний метод перетворення біомаси в біопаливо.

Найважливішими властивостями біовугілля є:

- висока пористість, що сприяє поліпшенню адсорбційних властивостей;
- хімічна інертність, завдяки якій матеріал не схильний до деструкції;
- стабільність при транспортуванні і зберіганні.

Піроліз біомаси - складний процес, який складається з одночасних і послідовних перетворень органічного матеріалу при його нагріванні в інертному атмосфері, при відсутності кисню. Термічне розкладання органічних компонентів біомаси починається в області температур 350-550 ° С і триває до 700- 800 ° С. В умовах піролізу високомолекулярні сполуки біомаси, що містять вуглець, водень і кисень, перетворюються в гази, конденсовані пари (смолу і масло) і твердий вуглецевмісний залишок. Швидкість і ступінь розкладу кожного з цих компонентів залежать від параметрів здійснення процесу (температури, швидкості нагріву, конструкції реактора і т.д.). Ціл-

ком очевидно, що внаслідок великої різноманітності видів біомаси, їх структури і складу процес піролізу не може бути обмежений тільки одним реакційним шляхом.

В якості сировини для отримання біовугілля процесом піролізу можливо використовувати різні матеріали біологічного і антропогенного походження:

- садові і вуличні відходи, які можуть розкладатися природним шляхом (листя, коріння, гілки, трава, квіти);

- відходи лісової і деревообробної промисловості (стовбури дерев, гілки кущів, виноградна лоза, кора, луб, тирса, стружка, тріска, деревні волокна);

- відходи сільськогосподарської діяльності (залишки врожаю, солома, шкаралупа, зерновий пил, лузга, стебла і листя рослин, субстрат для вирощування грибів);

- харчові відходи (залишки їжі на кухнях і в закладах громадського харчування, субпродукти харчової та кондитерської сфери, крохмаль, відходи перегінних установок на лікеро-горілчаних заводах, зерна, бактерії і пилок з виробництва пива, тютюн, винні опади, чайна і кавова гуща, яєчна шкаралупа);

- відходи плодово-овочевої промисловості (відходи процесу миття, центрифугування, м'якоть плодів, кісточки, обрізки, шкірка і лушпиння); субпродукти тваринного походження (шкіра, пір'я, шерсть, кістки, екскременти);

- текстильні товари; папір, картон, упаковка матеріалів.

Висновки: За результатами аналізу встановлено, що перспективним методом підготовки біосировини до використання в металургії є процес піролізу. Для забезпечення необхідних для металургійної промисловості обсягів виробництва в умовах України доцільним є використання відходи сільськогосподарської діяльності (соломи, лушпиння, залишків рослин) та лісової і деревообробної промисловості (гілок, тирси, стружки).

Список літератури

1. *291* 2010 conference proceedings, Edited by Rick Q. Honaker, – USA – XVI ICPC – P.811 – 2010.

УДК 669.02

С. В. Журавльова, В. С. Мамешин, А. В. Пономаренко

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ НЕМЕТАЛЕВИХ ШИХТОВИХ МАТЕРІАЛІВ НА ПОКАЗНИКИ КИСНЕВО-КОНВЕРТЕРНОЇ ПЛАВКИ

Незважаючи на теперішню складну ситуацію чорна металургія України досі залишається однією з провідних галузей народного господарства. Вона забезпечує поповнення бюджету країни валютою через продаж сталі на міжнародному ринку. Тому головним завданням української металургії в цей час є збереження та розширення присутності на світовому ринку, що пов'язане з достатньою якістю, гарантіями виконання великих поставок і низкою ціною металопродукції.

За обсягом виробленої сталі Україна у 2019 р посідала дванадцяте місце у світі, в цей рік в Україні було виплавлено 20,8 млн. тон сталі, з яких близько 72% - конвертерна сталь, 21% – мартенівська і 7 % – сталь, що виплавляється в електропечах. За даними асоціації Worldsteel у 2020 році Україна виплавила 20,62 млн. тон сталі та піднялась із дванадцятого на одинадцяте місце у світовому рейтингу виробників цієї продукції.

Роль шихтових матеріалів у виробництві сталі величезна, тому що від їхньої якості й співвідношення залежать усі основні техніко-економічні показники роботи сталеплавильних агрегатів — їх продуктивність, якість сталі та її собівартість.

В роботі проведено аналіз впливу витрати шлакоутворюючих матеріалів на технологію виплавки сталі у кисневих конверторах. Знайдено статистичні залежності впливу витрати шлакоутворюючих матеріалів на основні показники кисневоконверторної плавки для умов ПрАТ «ДМЗ». Визначено вплив витрати і складу шлакоутворюючих матеріалів на такі показники, як: основність і окисленність шлаку, температуру на повалці, тривалість продувки та вихід придатної сталі в умовах ПрАТ «ДМЗ». Було проаналізовано 2000 паспортів валових плавок сталі марки 3 ПС. Знайдено, що для оптимізації витрати шлакоутворюючих матеріалів та забезпечення виходу придатної сталі на рівні 90,2% витрата шлакоутворюючих матеріалів повинна складати:

- вапна близько 67,5 кг/т;
- шпату близько 3,5 кг/т;
- магнзіальних брикетів близько 4,85 кг/т.

За рахунок зміни витрати шлакоутворюючих матеріалів відбувається підвищення виходу придатної сталі з 89,8% до 90,2% що дозволяє скоротити витрату металошихти на тонну сталі.

Висновки: Виконано розрахунки економічної ефективності від оптимізації витрати шлакоутворюючих матеріалів та встановлено, що собівартість сталі буде скорочено на 27,64 грн/т. При загальнорічному виробництві сталі марки 3ПС на рівні 435 тис. тон річний економічний ефект буде складати 12 млн. 023 тис. 400 грн.

Список літератури

1. World Steel in Figures 2020– Brussels: Worldsteel Committee on Economic Studies, - 2020.-30 p.

2. Energy Technology Perspectives 2014: Harnessing Electricity's Potential: IEA, 2014, 382 p.

3. *Борнацкий И.И., Михневич В.Ф., Яргин С.А.* Производство стали М.: Металлургия, 1991. - 400 с.

4. Best Available Techniques (BAT) Reference Document for the NonFerrous Metals Industries.2017. [Электронныйресурс].URL: https://eippcb.jrc.ec.europa.eu/reference/BREF/NFM/JRC107041_NFM_bref2017.pdf .

5. *Дидковский В, К. Юзов С. В., Пиияпина JL В.* Показатели качества металлургической извести. Обзор, информ. ин-та Черметиинформация. Сер. Подготовка сырьевых материалов к металлургическому переделу и производство чугуна. М., 1988. Вып. 1. 20 с.

6. Информационно – технический справочник по наилучшим доступным технологиям. Производство чугуна, стали и ферросплавов // ИТС 26 – 2017. – М.: Бюро НДТ, 2017. – 481 с.

7. Материалы ОП "Укрметаллургпром"// Производство и потребление металлопроката в Украине за 8 месяцев 2019 г. // [Электронныйресурс].URL: http://www.ukrmetprom.org/proizvodstvo-i-potreblenie-metallop-6/?fbclid=IwAR0cRSMxrKMWXhmom8UQ3g_gIaVpSz8Dl6b5qBX5fez1NDcm22sQjaNgCds .

8. Исследование эффективности использования магнезиальных флюсов в конвертерном цехе ОАО «МК «АЗОВСТАЛЬ»/ Ганошенко В.И., Буга И.Д., Ковура А.Б., Гнедаш А.В., Цапи И.Г.,Р.В. Кузенков// Матеріали III науково-практичної конференції // Донбас-2020: наука і техніка – виробництву. - Донецьк, ДонНТУ Міністерства освіти і науки, 2006.- 701 с.

УДК 669.184.125.046

Є. О. Завічевський, Д. В. Пономаренко, А. А. Катріч, Н. В. Кутало
ООО «МЗ «Дніпросталь», м. Дніпро

ПРИЧИНИ УТВОРЕННЯ ПІДВИЩЕНОЇ ОВАЛЬНОСТІ БЕЗПЕРЕРВНОЛИТОЇ КРУГЛОЇ ЗАГОТОВКИ ДІАМЕТРОМ 150-170 ММ В УМОВАХ ООО «МЗ «ДНІПРОСТАЛЬ» ТА МЕТОДИ БОРОТЬБИ ІЗ НИМИ

При виробництві безперервнолитих заготовок діаметром 150-170 мм зі сталей низьковуглецевого сортаменту та сталей легованих бором і титаном було виявлено відхилення від необхідних розмірів геометричних параметрів. Деформація поперечного перерізу БЛЗ перевищувала вимоги в 3%.

При аналізі причин овальності заготовки були виявлені основні причини її виникнення: охолодження металу в кристалізаторі, режими осциляції кристалізатора, охолодження БЛЗ в першій зоні вторинного охолодження, режими роботи тягнучих-правильних агрегатів.

Основними завданнями стали: аналіз, розробка і впровадження ряду технологічних заходів для зменшення деформації форми заготовки в поперечному перетині й підвищення її якості, а також розроблення заходів з перевірки стану обладнання МБЛЗ-1.

Для зменшення овальності на низьковуглецевому сортаменті та сталях легованих бором і титаном перетином 150 – 170мм були розроблені, випробувані і впроваджені такі технологічні рішення:

- Змінено температурно-швидкісний режим розливання сталі;
- Підібрано шлакоутворюючу суміш;
- Впроваджено порядок роботи та рівень суміші в кристалізаторі;
- Змінено первинний режим охолодження БЛЗ в кристалізаторі;
- Підібрано режими роботи осцилятора згідно вимог процесу;
- Впроваджено режими охолодження заготовки у зонах вторинного охолодження;
- Відкориговано роботу тягнучих – правильних агрегатів.

Перераховані заходи, дозволили знизити рівень деформація поперечного перерізу БЛЗ до необхідних параметрів.

УДК 669.296

О. Є. Капустян, О. В. Овчинников

Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

ОТРИМАННЯ ЗЛИВКІВ ЦИРКОНІЄВОГО СПЛАВУ СПОСОБОМ ПЕРЕПЛАВУ З НЕВИТРАТНИМ ЕЛЕКТРОДОМ У ГАРНІСАЖНІЙ ПЕЧІ

На сьогоднішній день цирконієві сплави застосовують в різних конструкціях широкого спектру призначення: ядерна енергетика, медицина і т. п. Для забезпечення спеціальних властивостей, наприклад, низького модуля нормальної пружності сплаву, застосовуються складні системи легування, що істотно ускладнює дотримання перерахованих вище вимог, тому виготовлення високоякісних виробів на основі складнолегованих цирконієвих сплавів вимагає отримання вихідних зливків, які забезпечують задані вимоги по хімічній, структурній та фазовій однорідності.

На даний час перспективним способом по отриманню зливків цирконієвих сплавів є ВДП, який дозволяє мінімізувати недоліки інших методів одержання цирконієвих сплавів. Для ефективного отримання хімічно активних і складнолегованих сплавів існує спосіб плавлення металів невитратним електродом у вакуумно-дугових гарнісажних печах. На сьогоднішній день сплави на основі цирконію для медичного використання в Україні отримували в основному на лабораторних установках без урахування масштабного фактору. Тому виникає потреба у зливках цирконію для дрібносерійного виробництва.

Мета даної роботи – відпрацювання технології отримання цирконієвого сплаву заданого складу способом вакуумно-дугового переплаву з невитратним електродом у вакуумній дуговій гарнісажній печі, що дозволяє отримувати гомогенні зливки.

Матеріали та методики досліджень. Для досліджень обрано сплав вітчизняної розробки (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України) наступного хімічного складу: Zr – 51 ± 1,5 ат % (59,57 % мас. часток); Ti – 31 ± 1,5 ат % (19,02 % мас. часток); Nb – 18 ± 1,5 ат % (21,41 % мас. часток). Сплав відноситься до біосумісних матеріалів із низьким модулем пружності (E = 47…55 ГПа) на основі системи цирконій-титан та може бути використаний для виготовлення медичних імплантатів в хірургії, ортопедії, травматології, стоматології та інше [1].

В якості вихідних шихтових матеріалів використовували цирконій КТЦ-100 електронно-променевого плавлення у вигляді порізаного на шматки зливка, ніобієві шта-

біки розміром 18 мм х 22 мм х 550 мм і титанової губки – ТГ-90 (фракційний склад -12 + 2 мм).

Перед початком робіт надані матеріали попередньо подрібнювали до фракції 5-15 мм шляхом механічного подрібнення (дроблення, різання), перемішували і шихтували. Вибір фракційного складу шихти залежить від необхідності повного розплавлення і рівномірного розподілу в ванні рідкого металу. Шихту готували з урахуванням теоретичного коефіцієнту переходу елементів дослідного складу.

Виплавку зливків дослідного сплаву системи Zr-Nb-Ti виконували невитратним електродом у гарнісажній печі. Плавлення вели мідним водоохолоджуваним електродом із вольфрамовим наконечником у тиглі, який виготовлено з графіту марки МПГ-7.

У подальшому в роботі вивчали розподіл хімічних елементів. Для цього зливки механічно обробляли та розрізали у повздовжньому напрямі. Склад основних легуючих елементів оцінені за допомогою скануючого мікроскопа JSM-IT300LV (Jeol, Японія), обладнаного рентгенівським енергодисперсійним мікроаналізом X-Max 80 (Oxford Intruments, United Kingdom). Вміст кисню визначали відповідно за допомогою газоаналізатора моделі ON900 фірми «ELTRA».

Результати експериментів та їх аналіз. Для отримання заданого хімічного складу проводили вибір і розрахунок шихтових матеріалів, а також коефіцієнтів переходу легуючих елементів з шихтових матеріалів в зливок. Цирконій і титан активно взаємодіють, як з газами (кисень, азот, водень) під час технологічного процесу їх отримання, так і з вуглецем й металами. Наявність домішок призводить до зміцнення та підвищення нормального модуля пружності. Цю проблему вирішували шляхом використання шихти високої чистоти. При виборі шихтових матеріалів було застосовано попередній досвід виплавки цирконієвих сплавів [2], де проведено аналіз і дослідження по підбору шихтових матеріалів для реалізації отримання дослідного сплаву. Встановлено найбільш раціональні шихтові матеріали, зокрема замість дорогого йодідного цирконію застосовується цирконієвий сплав, в даному випадку КТЦ-100. При цьому для забезпечення допустимої концентрації кисню, яка не повинна перевищувати відповідні значення для нелегованого титану і сплаву ВТ6 (ISO 5832-2 та ISO 5832-3) використовували титанову губку ТГ-90. Тому в даній роботі використана шихта, яка дозволяє, не погіршуючи хімічного складу і механічних властивостей, застосовувати доступну сировину, яка знизить підсумкову вартість продукту.

З метою відпрацювання режимів і коефіцієнтів переходу елементів при гарні-

сажному плавленні отримували зливки дослідного сплаву системи Zr-Nb-Ti. Завалку в графітовий тигель всіх компонентів проводили одночасно. Основна вимога при цьому – забезпечення максимально можливої щільності укладки матеріалів. Перед початком плавлення піч вакуумували. Після чого її заповнювали сумішшю інертних газів аргон плюс гелій. Після розплавлення і перемішування (за допомогою управління дугою) розплав виливали в графітовий кокіль висотою 220 мм, де він і охолоджувався.

Чисельні значення технологічних параметрів гарнісажного плавлення для зливків системи Zr-Nb-Ti наступні:

- сила струму I = 1000-1800 А;
- напруга U=25-50 В;
- тиск вакуумування P=0,99×10^{-7} Па;
- час відкачування вакууму 10-15 хв;
- тиск робочого середовища P = 3500-10000 Па;
- робоче середовище суміш газів Ar/He = 70/30 %;
- час підігрівання кокілю перед плавленням 30-35 хв;
- час плавлення 25-30 хв;
- температура розплаву перед заливкою 1550-1750 °С;
- час охолодження металу в кокілі 60-90 хв;
- діаметр кристалізатора 50 мм.

В результаті плавлень отримані 5 зливків дослідного сплаву системи Zr-Nb-Ti діаметром 50 мм, довжиною 215...220 мм. Зливки механічно обробляли, після чого аналізували розподіл елементів по перетину.

Проведено дослідження якості отриманого зливка цирконієвого сплаву системи Zr-Nb-Ti діаметром 50 мм. Візуальний огляд показав, що бічна поверхня отриманого зливка чиста, підвищена концентрація домішкових елементів на поверхні у вигляді окисненого шару відсутня. Дефекти у вигляді розривів, тріщин або несплавлення відсутні.

Згідно аналізу хімічного складу металу, який визначено спектральним методом цирконій, ніобій, титан і кисень по висоті і перетину розглянутого зливка розподілені рівномірно, розходження у вмісті елементів знаходиться в межах похибки аналізу. Порівняння даних дозволило встановити, що хімічний склад зливка не відповідав вимогам поставленого завдання, тому виконано уточнення коефіцієнтів переходу та коригування складу шихти. Для встановлення коефіцієнтів переходу компонентів ши-

хти при виплавці зливків проводили порівняння хімічного складу, який регламентували при розрахунку шихти і хімічного складу, фактично отриманого за середнім значенням. Порівняння даних дозволяє розрахувати коефіцієнти переходу елементів лігатури: Zr - 1,00; Nb - 1,00; Ti - 0,95.

Таким чином, з аналізу даних випливає, що для забезпечення необхідної концентрації хімічних елементів у сплаві необхідно коригувати склад шихти з урахуванням коефіцієнтів переходу. Для остаточного висновку про відповідність дослідного сплаву необхідним вимогам провели контрольне плавлення з урахуванням коефіцієнтів переходу, які визначені експериментально. В результаті, хімічний склад отриманого зливка, який визначено спектральним методом, відповідав вимогам завдання.

Висновки. Проведено дослідження щодо реалізації технологічного процесу отримання цирконієвого сплаву для отримання витратного електроду діаметром 50 мм. Проведений комплекс робіт дозволив визначити технологічні параметри плавлення з невитратним електродом у гарнісажній печі зливків дослідного цирконієвого сплаву системи Zr-Nb-Ti і встановити коефіцієнти переходу елементів шихти. Оцінка переходу елементів сплаву дозволила встановити коефіцієнти переходу для: Zr (1,00), Nb (1,00), Ti (0,95).

Список літератури

1. Біосумісний сплав із низьким модулем пружності на основі системи цирконій-титан (варіанти) [Текст]: пат. 102455 Україна: МПК (2013.01) / Івасишин О.М., Скиба І.О., Карасевська О.П., Марковський П.Є.,; заявник і власник патенту Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України. - №a201115314; заявл. 26.12.2011; опубл. 10.10.2012, Бюл. № 19. – 10 с.

2. *Mishchenko, O.* New Zr-Ti-Nb alloy for medical application: development, chemical and mechanical properties, and biocompatibility [Текст] / O. Mishchenko, O. Ovchynnykov, O. Kapustian, M. Pogorielov // Materials. – 2020. - №13 (6). - 1306. DOI: 10.3390/ma13061306.

УДК 669.24.48

С. В. Кравцов, А. Г. Мешкова, С. Є. Суліменко

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

ПЕРСПЕКТИВИ УТИЛІЗАЦІЇ ВІДХОДІВ ГАЛЬВАНІЧНОГО ВИРОБНИЦТВА

Головними техногенними чинниками, що визначають вплив промислових відходів на навколишнє природне середовище, є нераціональне поводження з матеріально-сировинними ресурсами і невиконання норм, правил, вимог екологічної безпеки. Наслідки цих факторів виявляються в ресурсоємності та екологічному ризику виробництва.

Виявлення відходів виробництва є початковим етапом у системі поводження і може застосовуватись до прогнозованих відходів, утворення яких передбачається в результаті завершення інноваційного циклу створення виробництва, і до існуючих відходів, що утворюються в результаті поточної виробничої діяльності підприємства.

Найбільшою екологічною проблемою сучасного гальванічного виробництва вважається утилізація шламів, утворених в результаті очистки стічних вод. Труднощі утилізації шламів пов’язані з такими характеристиками:

- велика вологість (90 - 95 %);
- багатокомпонентність;
- змінний склад в залежності від продуктивності різних гальванічних процесів;
- великий об'єм;
- нестабільність деяких сполук, тобто зміна складу шламу у часі.

Основні компоненти шламів це гідроксиди, сульфіди, ферити, сульфати, карбонати, фосфати важких металів, а також сполуки заліза, алюмінію, кальцію, магнію.

Гальванічні шлами в нашій країні переважно надходять до шламонакопичувачів. При розробці способів вилучення металів з гальваношламу враховують, можливість виділення того чи іншого металу і форма, в якій він може бути отриманий, що визначається: 1) кількістю металу; 2) хімічними і фізичними властивостями; 3) селективністю виділення; 4) екологічністю процесу; 5) співвідношенням вартості переробки і вартістю одержуваного продукту; 6) наявністю споживача металу або речовини, в формі якого він виділяється.

Один з шляхів утилізації відходів це феритизовані гальванічні шлами. Вони практично нерозчинні в нейтральному і слабо кислому середовищах і відносяться до V класу небезпеки, що робить ці відходи потенційно екологічно безпечними. Поховання таких відходів не вимагає будівництва спеціальних полігонів для захоронення токсичних промислових відходів, що дозволяє розміщати шлами на полігонах твердих побутових відходів чи вироблених кар'єрах.

Адсорбційна здатність феритизованих гальваношламів по відношенню до іонів цинку, нікелю та міді достатньо висока. Ступінь вилучення в статичному і динамічно-

му режимах становить 82-98%, що дозволяє використовувати такі відходи як сорбенти для очищення стічних вод від іонів важких металів.

Одним з основних параметрів процесу є питома витрата заліза для формування феритів, для міді та нікелю практично не залежить від їх змісту і складає 0,15 - 0,25. Для цинку і хрому ця величина зменшується внаслідок протікання конкурентної реакції комплексоутворення сполук аморфних металів в лужному середовищі.

Виникнення феритів важких металів відбувається при температурі вище 60^0С. При більш низьких температурах відбувається утворення темно-коричневого осаду, що представляє собою суміш гідроксидів і феритів важких металів.

Гальванічний шлам який тривалий час знаходяться на зберіганні в реакцію феритизації не вступає. Для утворення феритів потрібна попередня активація. Що досягається обробкою кислотним реагентом на протязі 15-20 хвилин.

Список літератури

1. *Кочетов Г.М.* Комплексная очистка сточных водпромышленных предприятий с регинерацией тяжелых металов // Экотехнологии и ресурсосбережение. – Институт газа НАНУ, – 2000. – № 4. – С. 41-43.

2. *Орфанова М.М, Орфанова М.М., Пустогов В.І.* Перспективні напрямки використання відходів гальванічного виробництва // Энерготехнологии и ресурсосбережение. – 2013. – № 4. – С. 47-51.

УДК 621.771.23.09

В. З. Куцова, Т. В. Котова, М. А. Ковзель, Д. О. Личманенко

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ГАРЯЧЕКАТАНОЇ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ ПІСЛЯ ДРЕСУВАННЯ

Одним з головних напрямів розвитку вітчизняної металургії в дійсний час є покращення якості та розширення сортаменту ефективних видів металопрокату, зокрема, гарячекатаного конструкційного листа. В зв’язку з цим актуальним є удосконалення існуючих технологій виробництва тонкого листа та підвищення енергоефективності його обробки. Досягнення відповідного рівня технологій на металургійних підприємствах дозволить випускати гарячекатаний тонколистовий прокат з показниками якості, що відповідають вимогам стандартів до холоднокатаного листа. Важливе зна-

чення у вирішенні цієї проблеми має застосування дресування на заключній стадії обробки гарячекатаних штаб і листів. В результаті споживачі листової продукції замість дороговартісного холоднокатаного металу отримують порівняно недорогий гарячекатаний.

В технологічному процесі виробництва прокату обробка з малим ступенем обтискування впливає на кінцеві механічні властивості металу, у тому числі, на здатність його до глибокої витяжки при штампуванні без руйнування чи утворення ліній зсуву. Аналіз літературних даних показав, що питання впливу параметрів дресування на якість гарячекатаного металу розглянуто в багатьох роботах, але структуру і властивості особливотонколистової низьковуглецевої сталі після вказаної заключної технологічної операції вивчено недостатньо [1, 2].

Досліджено спільний вплив обробки в безперервному травильному агрегаті (БТА), світлого відпалу та дресування на структуру і механічні властивості штаб із сталі 08пс товщиною 1,5 мм. Механічні властивості низьковуглецевої сталі після кожної з технологічних операцій наведено в таблиці 1. Травлення металу для видалення окалини здійснювали в БТА. Рулони гарячекатаних штаб піддавали світлому відпалу в ковпаковій печі в атмосфері захисного газу HN_3, загальна тривалість нагріву і витримки складала 16 годин. Відпалені штаби розрізали та дресували на одноклітьовому стані кварто зі ступенем деформації 0,8 %.

Аналіз даних табл. 1 показує, що обробка гарячекатаних штаб в БТА підвищує міцності характеристики металу і знижує його пластичність. Відпал дозволяє усунути несприятливі наслідки обробки в БТА, підвищити пластичність та здатність до глибокої витяжки дослідженої сталі в зрівнянні з гарячекатаним станом [3].

Таблиця 1 – Механічні властивості сталі 08пс після гарячої прокатки, травлення, відпалу та дресування

Межа текучості $\sigma_т$, МПа	Межа міцності $\sigma_в$, МПа	Відносне подовження δ_4 , %	Технологічна операція
245-255	350-360	35-36	гаряча прокатка
295-315	390-400	31-32	травлення в БТА
235-245	350-360	39-40	світлий відпал
275-285	380-390	37-38	дресування

Визначено, що в результаті обробки сталі 08пс сформувалась порівняно рівномірна мікроструктура по перерізу листа у межах трьох суміжних номерів зернистості (величина феритного зерна складає 40-60 мкм).

В результаті встановлено, що структура і механічні властивості гарячекатаного, травленого в рулонах, відпаленого і дресованого особливотонкого листового прокату із сталі 08пс відповідають вимогам ДСТУ 2834-94 не тільки до гарячекатаного, але і до холоднокатаного металу групи міцності К270В.

Список літератури

1. *Иванченко В.Г.* Влияние степени деформации на качество полос при дрессировке / В.Г Иванченко, Л.И. Франценюк, П.А. Смирнов // Сталь. – 1997. – № 8. – С. 41-44.

2. *Путноки А.Ю.* Исследование технологии горячекатаной особотонкой листовой стали для холодной штамповки / А.Ю. Путноки, В.Т. Тилик, О.Н. Штехно и др. // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. Сб.научн. тр. ИЧМ. – 2001. – Вып. 4. – С. 193-197.

3. *Франценюк И.В.* Тонколистовой прокат разных уровней пластичности и прочности для холодной штамповки / И.В. Франценюк, Л.И. Франценюк, С.С. Колпаков и др. // Сталь. – 1991. – № 12. – С. 42.45

УДК 621.771.2:669.1.017:669.15-194

В. А. Луценко, Т. М. Голубенко, О. В. Луценко

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

ВПЛИВ СТУПЕНЯ ЛЕГУВАННЯ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СТАЛЕВОГО ПРОКАТУ

У сучасній металургійній галузі відбувається зниження завантаження виробничих потужностей із одночасною втратою традиційних ринків збуту металопродукції. Достатній рівень експорту металопродукції досягнуто за рахунок рекордно низького її споживання на внутрішньому ринку [1]. Мінливість обсягів замовлень на машинобуді-

вну продукцію в сучасних умовах вимагає впровадження гнучких рішень зі збереженням рентабельності виробництва та економії ресурсів [2].

Виробництво прокату з легованих сталей особливо важливе для машинобудування. Сучасне машинобудування ставить все більш високі вимоги до експлуатаційних властивостей матеріалів, тому в останні роки збільшується число нових марок легованої сталі. Основна увага при розробці нових марок сталі зосереджена на підвищенні механічних властивостей. Цікавим є вивчення впливу хімічного складу на механічні властивості прокату зі сталей, легованих хромом, молібденом і ванадієм, із метою раціонального використання ресурсів.

Для виявлення ролі хімічного складу сталі на формування властивостей і оцінки впливу ступеня легування аналізувався масив інформації про склад плавок сталі марки 31CrMoV9. Вміст хімічних елементів у даній сталі нормується стандартом EN 10085:2001. Використовували багатокритеріальне рішення задач з оптимізації, пов'язане з досягненням відповідних механічних властивостей (програмна реалізація розроблена в Інституті чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України [3]). В якості базової моделі використовувалася залежність механічних властивостей від структурного модельного параметра d (середньостатистична між'ядерна відстань між взаємодіючими атомами досліджуваної сталі). Значення структурного параметру d залежать від кількості легуючих елементів. У результаті проведених досліджень прийняли рішення про визначення складу легуючої підсистеми за поєднання вмісту хрому, молібдену й ванадію.

Для досліджуваних сталей із використанням математичного та фізико-хімічного моделювання були побудовані математичні залежності взаємозв'язку структурного параметра (d) від механічних властивостей ($\sigma_в$, δ_5):

$$\sigma_B = -115015 \cdot d + 332831 \qquad (R = 0,8)$$

$$\delta_5 = 199,6 \cdot d^2 - 570 \cdot d \qquad (R = 0,7),$$

де $\sigma_в$ – межа міцності, δ_5 – відносне подовження, d – структурний параметр.

Зростання фізико-хімічного критерія легуючої підсистеми знижує межу міцності і підвищує відносне подовження сталі 31CrMoV9. Визначено, що для гарантованого виконання вимог межі міцності (900-1000 МПа) і відносного подовження (> 11%) сталі 31CrMoV9 кількість легуючих елементів повинна відповідати наступному вмісту: 2,46 ... 2,62% Cr, 0,2 ... 0,24% Mo і 0,17 ... 0,19% V.

На підставі отриманих результатів можна прогнозувати рівень механічних властивостей для певного хімічного складу хромомолібденованадієвих сталей, що до-

зволяє раціонально використовувати хімічні елементи і гарантовано виконувати вимоги європейської нормативної документації EN 10085:2001. Результати досліджень можна використовувати при виробництві сортового прокату з конструкційної сталі, легованої хромом, молібденом і ванадієм, на металургійних підприємствах України та країн СНД.

Список літератури

1. *Минаев, А. А.* Концептуальные пути решения основных проблем металлургического комплекса Украины / А. А. Минаев, В. В. Кисиль // Научные труды ДонНТУ. Металлургия. – 2011. – Вып. 13 (194). – С. 3-11.

2. *Ярони, У.* Новые подходы к инновационным продуктам и технологиям обработки давлением в автомобилестроении / У. Ярони, К.–П. Умлау, О. Хоффман // Черные металлы. – 2010. – № 12. – С. 46-53.

3. *Козачёк, А. С.* Влияние степени легирования на прочностные свойства конструкционных сталей / А. С. Козачёк, Э. В. Приходько, В. А. Луценко, Л. А. Головко // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – Днепропетровск: “Візіон”. – 2014. – Вып. 29. – С. 196-201.

УДК 669.162.16

В. П. Лялюк

Учбово-навчальний технологічний інститут ДУЕТ, м. Кривий Ріг

ПОВНА ЕНЕРГІЯ ПОТОКУ ДУТТЯ ТА ЗБАГАЧЕННЯ ДУТТЯ КИСНЕМ

До початку використання технологій збагачення дуття киснем і підвищення тиску газу на колошнику доменні печі переважно працювали на фурмах діаметром 180-200 мм. Безперечними, що відзначається багатьма дослідниками, результатами збагачення дуття киснем і підвищення тиску є скорочення зон горіння у фурм і посилення периферійного ходу газу. Для усунення цього явища технологи стали зменшувати діаметр фурм для збільшення кінетичної енергії потоку комбінованого дуття, помилково вважаючи [1, 2], що кінетична енергія – це весь енергетичний запас дуття на зрізі фурми, який здійснює роботу по утворенню зони горіння, а збільшення кінетичної енергії в усіх випадках веде до зростання довжини зони горіння.

З моменту введення в експлуатацію в 1974 р. на печі №9 об'ємом 5000 м^3 заводу "Криворіжсталь" (в даний час ПАТ "АрселорМіттал Кривий Ріг") багато разів змінювали вміст кисню в дутті і діаметр фурм від 190 мм [3] до 165, 150 і 140, 130 мм в даний час [4]. При будівництві піч була обладнана типовою машиною для зондування горна. Вимірювання складу газу і температур по радіусу горна доменної печі виконували фахівці ІЧМ і технологічна група доменного цеху [5]. В початкові періоди експлуатації доменна піч №9 працювала на фурмах 190 мм. Витрата дуття була 8500-9000 м^3/хв. Інтенсивність плавок по коксу складала 900 кг/(м^3·добу), витрата природного газу – до 140 м^3/т. Температура дуття була в середньому 1270 °С, періодично її піднімали до 1300 °С. Продуктивність доменної печі №9 в окремі місяці досягала 10000 т/добу при витраті коксу 477 кг/т чавуну [3].

При збільшенні концентрації кисню в дутті на доменній печі 5000 м^3 з 27,9 до 29,8 % і роботі на фурмах діаметром 190 мм посилився периферійний газовий потік [24]. За рекомендацією співробітників ІЧМ на печі зменшили діаметр фурм до 160 мм з метою збільшення кінетичної енергії потоку дуття. При збільшенні концентрації кисню в дутті і переході роботи печі з фурм діаметром 190 мм на фурми 160 мм витрата дуття знизилась з 7900 до 7800 м^3/хв., інтенсивність плавки по коксу знизилася з 896,5 до 877,5 кг/(м^3·добу). При цьому повна механічна енергія потоку комбінованого дуття, яка на відміну від кінетичної енергії більш точно відображає зміну розмірів зон горіння на зрізі фурми [1, 2], зменшилася з 2621 до 2442,8 кДж/с, що вказує на скорочення довжини зони горіння. Це підтверджує і зондування горна печі. Повне зникнення CO_2 на фурмах 190 мм закінчувалося на відстані 1,7 м від торця фурми, а на фурмах 160 мм – 1,4 м; довжина зони горіння, яку традиційно оцінюють за зниженням вмісту CO_2 в газі до 2 %, відповідно, – 1,4 і 1,15 м, тобто не зважаючи на те, що кінетична енергія при зменшенні діаметра фурм зросла з 69,63 до 103 кДж/с, розміри зони горіння перед фурмою 190 мм були більше. Це пояснюється більш високим значенням повної механічної енергії потоку комбінованого дуття на зрізі фурм діаметром 190 мм. Збільшення концентрації кисню і зменшення діаметра фурм не усунуло периферійний газовий потік, а призвело до його посилення, на що вказує зміна змісту CO_2 в колошниковому газі. Так, під захисними плитами колошника доменної печі при концентрації кисню в дутті 27,9 % і роботі на фурмах 190 мм вміст CO_2 на периферії був 9,8 %, а при концентрації кисню 29,8 % і на фурмах 160 мм – 8,4 % CO_2 [5].

З наведених даних видно, що при зменшенні діаметра фурм і збільшенні концентрації кисню в дутті повна механічна енергія комбінованого дуття на зрізі фурми завжди зменшується через зниження витрати дуття, викликаючи зменшення довжини зони горіння і посилення периферійного ходу газового потоку в доменній печі. Вирішувати цю проблему необхідно через вибір оптимального діаметру фурм і управлінням повними механічними енергіями комбінованого дуття і горнового газу [1, 2, 6].

Список літератури

1. *Лялюк В.П., Товаровский И.Г.* Выбор режимов доменной плавки на комбинированном дутье с оценкой параметров фурменной зоны // Черные металлы. – 2003. – №11. – С. 13-16.

2. *Лялюк В.П.* Горение топлива у фурм доменной печи // Сталь. – 2019. – №1. – С. 5-10.

3. *Москалина Ф.Н., Хомич И.Т., Жембус М.Д., Ульянов А.Г.* Освоение доменной печи объемом 5000 м^3 // Опыт эксплуатации доменных печей объемом 3000 м^3 и больше. – М.: Металлургия, 1982. Сб. МЧМ СССР. – С. 5-14.

4. *Лялюк В.П., Тараканов А.К., Кассим Д.А., Кучер И.И.* Возможности нормализации газодинамического режима доменной плавки при вдувании ПУТ // Сталь. – 2020. – №7. – С. 8-12.

5. *Шулико С.Т., Геращенко В.Е.* Распределение температуры по радиусу горна доменной печи объемом 5000 м^3 // Вопросы теории и практики производства чугуна. – М.: Металлургия, 1983. Сб. МЧМ СССР и ИЧМ. – С. 45-50.

6. *Лялюк В.П.* Обогащение дутья кислородом и изменение полных механических энергий дутья и горнового газа // Сталь. – 2021. – №2. – С. 8-17.

УДК 669.162.16

В. П. Лялюк

Учбово-навчальний технологічний інститут ДУЕТ, м. Кривий Ріг

ПОРЯДОК ЗАСТОСУВАННЯ ІНТЕНСИФІКАТОРІВ ДОМЕННОЇ ПЛАВКИ

Збагачення дуття киснем є одним з найбільш поширених методів інтенсифікації доменної плавки на печах колишнього Радянського Союзу, починаючи з другої половини минулого століття і до теперішнього часу. Спосіб широко відомий, поширений, багаторазово досліджений авторитетними вченими та інститутами, детально висвітлений в науково-технічній літературі по металургії чавуну.

У 1987 році технічним управлінням Міністерства чорної металургії СРСР був затверджений керівний документ “Доменні печі. Нормативи витрати коксу", розроблений ІЧМ [1], точніше лабораторією І.Г. Товаровського, який системно займався цим питанням.

Документ містить методику, призначену для використання при аналізі зміни питомої витрати коксу і продуктивності доменних печей під впливом зміни технологічних параметрів доменної плавки (пофакторний аналіз).

В цьому документі наводиться інформація щодо впливу збагачення дуття киснем і тиску газів на колошнику на зміну питомої витрати коксу і продуктивності доменної печі.

Продовжуючи роботу в цьому напрямку на основі практичних даних, аналітичних і експериментальних досліджень, професор І.Г. Товаровський вніс істотні уточнення, змінивши коефіцієнти впливу збагачення дуття киснем на зміну питомої витрати коксу і продуктивності доменної печі [2]:

Порівняння наведених даних по діапазонах збільшення концентрації кисню в дутті показує значну зміну показників, тобто зростання витрат коксу і зниження показників по збільшенню продуктивності доменної печі [3].

Пов'язано це з тим, що після перших нетривалих досліджень по збільшенню концентрації кисню в дутті накопичений великий досвід роботи печей при зміні концентрації кисню в дуже широких межах, який показав погіршення впливу цієї технології на хід і техніко-економічні показники доменної плавки, що пов'язано з неправильним її застосуванням в загальній послідовності використання інтенсифікаторів плавки без контролю її впливу, перш за все, на інтенсивність горіння коксу.

Багато технологів, наприклад, у доменних цехах ПАТ “АрселорМіттал Кривий Ріг” орієнтуючись на цей керівний документ "Доменні печі. Нормативи витрати коксу "[1], помилково сприймають наведену там інформацію як пряме керівництво до її застосування, забуваючи про фізичну сутність кожного способу інтенсифікації в управлінні технологічними процесами доменної плавки у відриві від витрат дуття і інтенсивності горіння коксу.

Так технологи-доменщики, наприклад, після зупинки печі на заміну фурм і подальшого її задування, не визначивши оптимальну витрату дуття, виходячи з максимально можливого загального перепаду тиску в конкретних шихтових і експлуатаційних умовах плавки, починають відразу підвищувати концентрацію кисню в дутті і тиск газу на колошнику.

Крім цього, при необхідності зниження форсування печі відступають спочатку дуттям, тобто скорочують витрату дуття, а потім, і то не завжди, знижують вміст кисню в дутті або тиск на колошнику, тобто порушують послідовність застосування інтенсифікаторів доменної плавки, через що показники роботи печей виходять заниженими, а собівартість тонни чавуну при цьому зростає.

Послідовність інтенсифікації доменної плавки повинна бути наступною. Після задування печі збільшують витрату дуття до максимально можливого значення за загальним перепадом тиску. Наступним кроком має бути збільшення тиску на колошнику до рівня, який дозволяє ще збільшити витрату дуття, вище піднімати тиск недоцільно. Наступний крок – збільшення вмісту кисню в дутті – здійснюють до тих пір, поки росте інтенсивність плавки по коксу.

Підвищувати тиск на колошнику, якщо не збільшується витрата дуття, і збагачувати дуття киснем, якщо не зростає інтенсивність плавки по спаленому коксу, – шлях до погіршення техніко-економічних показників доменної плавки. Зниження форсування доменної печі необхідно проводити в зворотному порядку [3].

Список літератури

1. Доменные печи. Нормативы расхода кокса. Руководящий документ. – Москва – Днепропетровск: Минчермет СССР, ИЧМ. – 1978. – С. 1-14.

2. *Товаровский И.Г.* Нормативная оценка влияния параметров доменной плавки на расход кокса и производительность // Сталь. – 2014. – №5. – С. 4-11.

3. *Лялюк В.П.* Обогащение дутья кислородом и изменение полных механических энергий дутья и горнового газа // Сталь. – 2021. – №2. – С. 8-17.

УДК 681.5.003.2:[669.018.255:539.377]

Ю. О. Маліновський, В. П. Лялюк

Навчально-науковий технологічний інститут ДУЕТ, м. Кривий Ріг

ПАРАМЕТРИЧНІ ПРОЯВИ ФРИКЦІЙНИХ КОЛИВАНЬ ПРИ ВЗАЄМОДІЇ ФОРМОУТВОРЮЮЧОГО ІНСТРУМЕНТУ З ЗАГОТІВКОЮ В ПРОЦЕСІ ОБРОБКИ МЕТАЛІВ ТИСКОМ

Ресурс деталей важких машин, що працюють в умовах інтенсивного зносу, може бути істотно підвищений за рахунок застосування методу поверхневого пластичного деформування. Цей вид обробки часто використовується як для відновлення поверхонь деталей, так і для нових деталей. Пластична деформація супроводжується збільшенням обсягу формозмінного поверхневого шару металу, чому перешкоджають недеформовані нижні шари.

Пластичне деформування супроводжується зміною параметрів кристалічної решітки, зміцненням поверхневих і підповерхневих шарів, виникненням залишкових напружень при стисканні Доступним засобом підвищення втомної міцності є накочення поверхонь роликами в поєднанні з термічним або фізико-термічним зміцненням. Аналогічний ефект спостерігається і при холодній прокатці й інших подібних технологічних операціях.

Процеси холодної і гарячої прокатки, накатки, обкатки, волочіння і штампування є енергоємними і супроводжуються значними динамічними навантаженнями, які через пульсуючі динамічні навантаження в поверхневих шарах деталей впливають на якість готової продукції.

Для досліджень була прийнята схематизація технологічного процесу, в якій заготівка або деталь є анізотропним середовищем, пружно скріпленою по поверхні примикання зовнішніх зміцнених шарів з основним масивом деталі. На підставі запропонованої фізичної моделі побудована математична модель, яка дозволила визначити умови, при яких під дією циклічних поверхневих навантажень можливі прояви порушень цілісності, тріщинуватості і хвилястості зовнішніх волокон в процесі.

Встановлено, що частотні характеристики процесу нестійких параметричних коливань в масиві заготовки перед формоутворюючим інструментом, що збуджуються за рахунок нелінійного тертя між інструментом і заготівлею, призводять до погіршення якості готових виробів.

Крім того, для сталого режиму роботи машини по обробці металів тиском, отримані залежності амплітуд деформаційних хвиль, як функції максимальних пульсацій періодичних складових поверхневих зусиль, що дозволило розробити заходи

щодо зниження вібраційної активності в зоні взаємодії валкового інструменту із заготівкою та інших деталей машин при холодній та гарячій прокатці (стани, машини для обкатки і розкочування).

Розглянуто три динамічні задачі для поверхневих шарів заготівки на кордоні розділу зміцненого матеріалу і основного масиву заготівки. Дане дослідження дозволило встановити режими навантаження поверхневих шарів деталей дотичним навантаженням, періодична складова якого обумовлена змінним тертям між інструментом і заготівкою, що змінюється в залежності від швидкості ковзання при різних умовах захоплення і пробуксовки матеріалу в технологічному процесі.

Визначені, для періодичних сил які виникають в поверхневих шарах, умови стійкої і нестійкої роботи формоутворюючого інструменту і всієї машини по обробці металів тиском в цілому. Для практичного застосування виявлені безпечні режими експлуатації машин по обробці металів тиском, при яких буде мінімізована можливість виникнення параметричних коливань, і, отже, буде знижена вібраційна активність обробної машини.

Виконані дослідження дозволили зробити наступні висновки:

1. Встановлено безпечні режими експлуатації машин по обробці металів тиском. Для їх реалізації передбачається зменшити зазори між взаємодіючими деталями, а також ввести в пружну систему машини додаткові елементи з пружністю, інерційністю та затуханням.

2. Для боротьби з авто і параметричними коливаннями запропонована установка демпферів рідинного тертя з нелінійною характеристикою. Також в динамічній системі машини рекомендовано використовувати динамічні антівібратори, або вібратори примусової дії, що налаштовані на придушення шкідливих вібрацій в протифазному режимі. Такий підхід при удосконаленні машин для обробки металів тиском дозволяє знизити коефіцієнти динамічності в приводі і машині в цілому від значень $k_д$ = 3-8 до $k_д$ = 2-2,5.

Список літератури

1. *Малиновский Ю.А., Учитель А.Д., Лялюк В.П. и др.* Условия автоколебательных и волновых процессов при обработке металлов давлением / Сталь. – 2020. – №7. – С. 36-42.

УДК 681.5.003.2:[669.018.255:539.377]

Ю. О. Маліновський, В. П. Лялюк

Навчально-науковий технологічний інститут ДУЕТ, м. Кривий Ріг

УМОВИ ВЗАЄМОДІЇ І СТАБІЛІЗАЦІЇ АВТОКОЛИВАЛЬНИХ І ХВИЛЬОВИХ ПРОЦЕСІВ ПРИ ОБРОБЦІ МЕТАЛІВ ТИСКОМ

Дослідження питань, пов'язаних з підвищенням якості готової продукції в машинах для обробки заготівок методами пластичного деформування, показали, що на практиці не завжди вдається отримати якісну поверхню після застосування методів волочіння, обкатки, холодної прокатки без урахування змінного тертя і динамічних процесів в зоні формоутворення.

Для врахування впливу фрикційних процесів на якість готових виробів пропонується використовувати динамічну розрахункову модель, в якій інструмент силами тертя пов'язаний з заготівлею, що обробляють. На підставі аналізу рішень рівнянь, що описують розрахункову модель з тертям, встановлені швидкісні режими, при яких порушуються небажані вібрації, що приводять до отримання готової продукції недостатньо високої якості.

Небажані фрикційно-вібраційні ефекти проявляються в тонких поверхневих шарах оброблюваних виробів. Тому підвищення якості поверхневих шарів деталей, схильних до пластичної деформації, на підставі запропонованих рекомендацій є науково-технічним напрямком удосконалення процесів з обробки металів тиском.

У промисловості застосовуються механічні способи поверхневої обробки металів (обкатка, накатка, волочіння, холодна прокатка, дробоструйна обробка та ін.), які реалізуються на принципово різних машинах і механізмах, але всі вони засновані на застосуванні наклепування поверхневих шарів деталей на значну глибину (0-5 мм і більше, а в ряді випадків до 25 мм). При цьому поверхневі шари деталей знаходяться під впливом залишкових напруг, що розтягують.

Звернемося до процесу обкатки, який здійснюється шляхом переміщення по поверхні, що обкатується, обертового ролика з певною кутовою частотою і певним тиском. Обкатку застосовують в тих випадках, коли необхідно значно підвищити міцність від утоми деталей зі збереженням або підвищенням класу чистоти оброблюваних поверхонь. На практиці рекомендовано застосування пружно-згладжувальної об-

катки, яка разом з підвищенням втомної міцності забезпечує зниження вихідної шорсткості (на 2-3 класи).

При використанні цього виду обробки в ряді випадків вдається виключити шліфування. Для оптимального налаштування процесу прокатки необхідно з робочого діапазону швидкостей виключити зони швидкостей і нормальних тисків, при яких можлива динамічно нестійка робота обкатної машини.

Великий інтерес в промисловості представляє процес волочіння з метою отримання круглих, квадратних і фасонних профілів. Він може бути виконаний на цільних і роликових волоках.

Волочіння дозволяє підвищити міцність деталей (за межею текучості) в 1,5-2 рази, міцність від утоми – в 7-9 разів, зносостійкість – в 2-5 разів, твердість – на 40-50 %. Ці зміни механічних властивостей виробів відбуваються завдяки утворенню накатаного шару певної товщини, яка пропорційна кореню квадратному з величини діючого навантаження.

Однак, при надмірному збільшенні зусилля обтиску може статися перенаклеп поверхні, який призводить до її лущення і відшарування. З метою недопущення розвитку критичних деформацій зовнішніх шарів деталі розроблений алгоритм пропускання заготівки через волоку, який зводиться до визначення зусилля волочіння для кожного пропуску заготівки, визначення навантаження на кожній грані волоки, а також встановлення достовірних режимів волочіння, знання яких дозволяє виключити фрикційні автоколивання і уникнути утворення тріщин і крихке руйнування.

Виконані дослідження дозволили зробити наступні висновки:

1. З метою поліпшення якості готових виробів доцільно використовувати рекомендовані співвідношення між зусиллям, що стискає, і швидкістю процесу обробки заготівок тиском, а також застосовувати демпфери механічних коливань в поєднанні з механічними гасителями, налаштованими на основну частоту автоколивань, або застосовувати примусові вібратори, налаштовані в протифазі на придушення автоколивань, що відбуваються з основною частотою.

2. Застосування динамічних гасителів або вібраторів може сприяти зниженню коефіцієнту тертя, і як наслідок, призвести до виходу із зони самозбудження коливань. Таким чином, коефіцієнт динамічності в приводі і робочій зоні машини може бути знижений від значень $k_д$ = 3-8 до $k_д$ = 2-2,5.

Список літератури

1. *Малиновский Ю.А., Учитель А.Д., Лялюк В.П. и др.* Условия автоколебательных и волновых процессов при обработке металлов давлением / Сталь. – 2020. – №7. – С. 36-42.

УДК 622:669.054.002.8

В. О. Маслов, Л. О. Трофімова, Л. О. Дан

ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», м. Маріуполь

ВИКОРИСТАННЯ ДИСПЕРСНИХ ЗАЛІЗОГРАФІТОВИХ ВІДХОДІВ МЕТАЛУРГІЇ В КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛАХ

Утилізація відходів виробництва є одним з головних напрямків підвищення ефективності і екологічності сучасної металургії.

Одними з відходів металургії є залізографітові відходи (ЗГО). Вони утворюються при виробництві і переділах чавуну і несуть в собі від 20 до 90 % графіту [1].

Найбільш організованими є дисперсні залізографітові відходи, що утворюються в міксерному відділенні та відділенні десульфурації, що вловлюються в цих відділеннях. Раніше в Донецькому регіоні ці відходи використовувалися на Маріупольському графітовому комбінаті для отримання чистого графіту і виробів на його основі.

Автори [2] розглядають подібні відходи металургійного виробництва в якості наповнювачів в композиційних матеріалах, які забезпечують захист обладнання та обслуговуючого персоналу від НВЧ - випромінювання.

Особливість цих відходів в їх морфології. Має місце луската форма графіту з включеннями оксидів заліза (FeO, Fe_3O_4) сферичної форми в пластинках графіту.

В процесі інтенсивного охолодження рідкого чавуну відбувається зародження і двовимірне зростання кристалів графіту. Як показали дослідження [2], середньомедіанний розмір часток графіту 60 - 500 мкм, і це в 18 - 24 рази більше, ніж їх товщина (2 - 25 мкм). У дисперсних відходах міксерного відділення міститься: графіту 20 – 40 %; оксидів заліза - 55 – 75 % і невелика кількість домішок (не більше 5 %). Це дозволяє вже в такому стані використовувати їх для отримання засипних захисних екранів від випромінювання в НВЧ - діапазоні. Для підвищення ефективності роботи таких екранів можна проводити попередній магнетизуючий відпал вихідних ЗГО. Після цього, як показують експериментальні дані, вдається знизити НВЧ - енергію в 10^8 - 10^{10} разів

[2]. При насипній щільності матеріалу 350 - 420 кг/ м^3 такі екрани в 15 - 20 разів легше сталевих.

На основі магнітного графіту, отриманого з дисперсних відходів міксерного відділення, на базі каучуку загального призначення було розроблено композиційний радіоекрануючий матеріал. Встановлено, що магнітний графіт легко вводиться в різних кількостях в еластомірну композицію, а остання є технологічною в процесі переробки. При певній мірі наповнення створюється надійний контакт електропровідних частинок, і це дозволяє отримати матеріал з ефективним екрануванням. Результати радіотехнічних випробувань показали, що композиція з магнітним графітом забезпечує екранування вище 50 дБ при частотах більше 100 МГц. На основі магнітного графіту була виготовлена дослідна партія листів для гнучких екранів, яка пройшла лабораторні і помислові випробування; отримані рекомендації стосовно виробництва цього продукту.

Магнітний графіт з дисперсних відходів міксерного виробництва також був випробуваний низкою підприємств в спеціальних будівельних матеріалах. Була вироблена дослідно-промислова партія радіоекрануючих плит «Спельпласт». Плити застосовуються для тривалої експлуатації в приміщеннях спеціального радіотехнічного призначення з метою екранування від електромагнітного випромінювання і забезпечення захисту обслуговуючого персоналу від високочастотного випромінювання. Екранне загасання плит «Спельпласт» при нормальному падінні електромагнітних хвиль знаходиться в межах 40 - 80 дБ.

Наведені дані свідчать про доцільність уловлювання дисперсних залізографітових відходів міксерного відділення для подальшого використання при виробництві спеціальних матеріалів.

Список літератури

1. *Маслов В.А.* Переработка и утилизация железографитовых отходов металлургического производства / В.А. Маслов, Л.А. Трофимова, Л.А. Дан // Литье и металлургия. – 2018. – Т. 90, N 1. – С. 96–99.

2. *Маслов В.А.* Дисперсные железографитовые отходы металлургического производства как сырье для получения новых материалов / В. А. Маслов, Л. А. Трофимова, Л. А. Дан // Сталь. – 2009. – №3. – С.67-70.

УДК 669.14.018.669.785

С. Г. Мельник[1], С. В. Семирягин[1], В. И. Бондарь[2], Д. Калиш[3], В. О. Синельников[1], С. А. Герасин[1]

[1]ООО «УНИВЕРСИТЕТ «МЕТИНВЕСТ. ПОЛИТЕХНИКА», г. Мариуполь

[2]ДВНЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

[3]Университет науки и технологии, г. Краков, Польша

АЗОТ В КОНВЕРТЕРНОЙ СТАЛИ, ВЫПЛАВЛЯЕМОЙ В БОЛЬШЕГРУЗНЫХ КИСЛОРОДНЫХ КОНВЕРТЕРАХ

Результаты многочисленных исследований влияния азота в стали на её качественные характеристики свидетельствуют о снижении со временем пластичности и увеличении хрупкости стали. Для сталей некоторых марок азот является полезной примесью, стабилизируя размер зерна и заменяя дорогостоящий никель. Вместе с тем, несмотря на важность и значительное количество исследований поведения азота при производстве сталей с заданными свойствами, его влияния на термодинамические и кинетические особенности процессов азотирования/деазотации, азот для металлургов остаётся достаточно проблемным элементом при осуществлении управления технологическими процессами выплавки, внепечной обработки и разливки стали.

Для исследования особенностей поведения азота в конвертерных сталях различного назначения, выплавляемых в 350-тонных LD-конвертерах, было проведено более 300 плавок с анализом влияния различных технологических параметров, учитывающим многофакторность процессов азотирования/деазотации металла. Сталь выплавляли в кислородных конвертерах из передельного десульфурированного чугуна и металлического лома продувкой технически чистым кислородом с содержанием 99,00-99,25 % O_2 и 0,06-0,11 % азота, поступающим по газопроводу из кислородного цеха, оснащенного кислородными блоками КАР 30. В процессе последующего выпуска углеродистого полупродукта из конвертера в сталеразливочный ковш присаживали расчётные порции раскислителя – алюминия, ферросплавов и легирующих материалов, рафинирующих смесей на основе ($CaO+CaF_2$). После выпуска металла в ковш и отбора проб производили модифицирование стали SiCa, корректировку химического состава и температуры металла. После завершения внепечной обработки 350 – тонный сталеразливочный ковш передавали на МНЛЗ для разливки стали методом «плавка на плавку».

Использованные для решения поставленной задачи данные были получены при реализации технологических процессов производства сталей, сертифицированных авторитетными международными классификационными обществами, а химические анализы металла получали на современном аналитическом оборудовании в лабораториях, имеющих необходимую аккредитацию.

Компьютерная обработка исходных данных с учётом многофакторности процессов азотирования/деазотации позволила получить следующую зависимость содержания азота в готовой стали $[N]_P$ от ряда технологических параметров и химического состава стали:

$$[N]_P = 444 \cdot [N]_{\text{УДМ}} - 69{,}9 \cdot [S]_{\text{Р}} + 3{,}7 \cdot [Al]_{\text{Р}} + 10{,}4 \cdot [V]_{\text{Р}} - 0{,}065 \cdot [G]_{SiCa} + 6{,}08$$

с коэффициентом множественной корреляции $R_{\text{К}} = 0{,}574$, (1)

где $[N]_P$ – содержание азота в металле на МНЛЗ (ковшевая проба), %;

$[N]_{\text{УДМ}}$ – содержание азота в металле после внепечной обработки, %;

$[S]_{\text{Р}}$ – содержание серы в стали на разливке, %;

$[Al]_{\text{Р}}$ – содержание алюминия в стали на разливке, %;

$[V]_P$ – содержание ванадия в стали на разливке, %;

G_{SiCa} – расход силикокальция, кг/т.

Полученная зависимость подтверждает то, что основным поставщиком азота в сталь является передельный чугун. В связи с этим была установлена зависимость между количеством азота в металле после продувки $[N]_{\text{П.П.}}$ и содержанием азота в чугуне $[N]_{\text{Ч}}$ в виде $[N]_{\text{П.П.}} = f([N]_{\text{Ч}})$. Эта зависимость оказалась прямолинейной для 288 плавок по приведенной выше технологии и может быть выражена следующим уравнением:

$$[N]_{\text{П.П.}} \cdot 10^3 = 0{,}28 \cdot [N]_{\text{Ч}} \cdot 10^3 + 1{,}92 \; . \quad (2)$$

По результатам исследования на 180 конвертерных плавках проверена технология защиты зеркала металла в сталеразливочном ковше и струи металла на выпуске от азота атмосферы блокированием выделяемым при разложении известняка диоксидом углерода

$$CaCO_3 \leftrightarrows CaO + CO_2\uparrow \quad (3)$$

Установлено, что присадка известняка в сталеразливочный ковш во время выпуска в количестве 3 кг/т жидкой стали снижает попадание азота в сталь на 1/3. Вместе с тем, указанная технология требует повышения температуры металла на 7-8 °С.

УДК 669.182.71

С. Г. Мельник[1], В. И. Курпас[2], В. И. Бондарь[3], В. О. Синельников[1], С. А. Герасин[1]

[1]ООО «Технический университет «Метинвест политехника», г. Мариуполь

[2]Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, г. Киев

[3]Приазовский Государственный Технический Университет, г. Мариуполь

ВНЕПЕЧНОЕ РАФИНИРОВАНИЕ ШТРИПСОВЫХ СТАЛЕЙ

В конце XX века началось строительство известного магистрального газопровода Уренгой - Помары – Ужгород для транспортировки газа из СССР в страны Европы. По условиям контрактов трубами большого диаметра (ТБД) должны были обеспечивать фирмы Германии, Японии и других западных стран. Так и было в начале прокладки газопровода. Впоследствии в дело включилась политика и действующий тогда президент США наложил вето на поставки труб западными фирмами. Перед металлургами была поставлена задача разработки технологии и организации производства ТБД.

Выплавка стали и производство труб требуемого качества были организованы на МК «Азовсталь», НЛМК, ММК им. Ильича, Харцызском, Новомосковском и Выксунском трубных заводах с участием ряда научно-исследовательских институтов.

За основу была принята сталь марки 09Г2ФБ с повышенными требованиями, соответствующими основным нормам Американского института нефти (API). Для обеспечения требуемых характеристик металла для ТБД на МК «Азовсталь» было установлено дополнительное оборудование, обеспечивающее использование эффективной внепечной полиреагентной обработки стали: устройства для десульфурации чугуна продувкой Mg в токе природного газа или воздуха, машины для скачивания шлака, электрошлакоплавильная печь ОКБ-1320, устройства для продувки стали порошкообразным силикокальцием СК-20 и СК-30, включающие 3 пневмокамерных питателя, устройства для корректировки химического состава стали, трайбаппараты для модифицирования стали вводом проволоки с модификаторами, отделение помола SiCa (ОПС), установка порционного вакуумирования стали УПВС – 350 (вакууматор DH), устройства для приготовления твёрдой шлакообразующей рафинирующей смеси (ТШС) извести и плавикового шпата ($CaO : CaF_2 = 3 \div 4 : 1$) и другое.

Особое внимание уделяли достижению пониженных содержаний серы и фосфора, начиная с подготовки шихтовых материалов конвертерной плавки, в первую очередь передельного чугуна и металлического лома. Чугун проходил обработку магнием Mg с расходом в зависимости от исходного и заданного содержания серы 0,1 – 1,0 кг/т чугуна в специализированном отделении десульфурации чугуна (ОДЧ). Для предотвращения последующей ресульфурации металла при транспортировке в миксерное отделение конвертерного цеха доменный шлак скачивали с зеркала чугуна чугуновозных ковшей в отделении скачивания шлака (ОСШ). Технология предусматривала подготовку низкосернистого металлического лома, легирующих и ферросплавов, отсечку конечного конвертерного шлака в начале и в конце выпуска углеродистого полупродукта, формирование основного рафинирующего шлака в сталеразливочном ковше.

Применение различного сочетания модулей полиреагентной внепечной обработки стали, включающего рафинирование стали жидкими известково-глинозёмистыми шлаками ($CaO + Al_2O_3$), ТШС ($CaO + CaF_2$) и силикокальцием SiCa позволяло получить содержание серы в стали ≤ 60 ppm (≤ 0,006 %), снижение в стали количества неметаллических включений (НВ), в том числе сульфидов, глобуляризацию этих сульфидов и значительное улучшение прочностных и пластических свойств стали. Особое значение уделялось качеству порошкообразной смеси на основе силикокальция, которую приготавливали помолом до заданной фракции в специализированном отделении по помолу силикокальция (ОПС). С целью усреднения стали в объёме сталеразливочного ковша ёмкостью 350 тонн и повышения эффективности её рафинирования, в том числе от неметаллических включений (НВ), сталь обрабатывали продувкой нейтральным газом – аргоном с расходом не менее 40 $м^3$/ч. Впоследствии на основе представленной технологии производства стали 09Г2ФБ была разработана технология выплавки штрипсовой стали повышенного качества с содержанием серы ≤ 30 ppm (≤ 0,003 %).

После внепечной обработки ковш со сталью передавали на машину непрерывной разливки стали МНЛЗ, где способом «плавка на плавку» сталь разливали на слябовую заготовку, которую после порезки на мерные длины и контроль качества направляли в прокатный цех для переката в штрипсы.

Технология производства штрипсовых сталей для ТБД магистральных газопроводов с особыми технологическими условиями применения внепечной их обработки позволила обеспечить производство штрипсов и труб с заданными свойствами и,

как следствие, своевременный ввод в эксплуатацию магистрального газопровода, получившего название Уренгой – Помары – Ужгород. Указанная технология стала базовой для разработки перспективных ТБД Х80, Х100 и Х120, соответствующих требованиям стандарта API 5L.

УДК 669.85.504.05

С. Г. Мельник

ООО «УНИВЕРСИТЕТ «МЕТИНВЕСТ. ПОЛИТЕХНИКА», г. Мариуполь

О ПЕРЕВОДЕ ЧЁРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ В ЗЕЛЁНУЮ

Явление глобального потепления на Земле получило научную трактовку с появлением гипотезы Фурье – Тиндаля в 1861 году о выбросе парниковых газов, включающих углекислый газ [1]. В свою очередь, В.И. Вернадский – основоположник учений о биосфере и ноосфере, как сопряженной с жизнью организованной оболочки земной коры, понимал возможное влияние активной деятельности человека на биогеохимические процессы в биосфере. Он отмечал, что увеличением количества угольной кислоты в установившемся процессе обмена земли энергией и веществом с космосом через атмосферную оболочку земли цивилизованный человек нарушает установившееся равновесие [2]. Так, с 1850 по 1950 г. содержание CO_2 в атмосфере земли возросло примерно на 15 % и продолжает расти дальше, в основном в результате разрушительной деятельности человека [3,4].

Проблема антропогенной эмиссии углекислого газа неоднократно рассматривалась на международном уровне: по данным ООН климат на планете неуправляемо изменяется, а температуры ставят новые рекорды. Так, из-за парникового эффекта январь 2020 г. оказался самым тёплым первым месяцем года за всю историю наблюдений, десятилетие с 2010 по 2019 г.г. было самым тёплым десятилетием, а период 2015 – 2019 г.г. – самым тёплым пятилетием с 1850 г. Специалисты предполагают, что это изменение климата приведёт к дальнейшему таянию ледников, повышению уровня морей, засухам, вынужденному кондиционированию воздуха летом во многих регионах и разрушению экосистем.

Парижское соглашение, принятое 195 странами в 2015 году, наметило параметры снижения CO_2 в атмосфере Земли с 2020 года [5]. В Википедии имеются данные по эмиссии CO_2 в разных странах в 2018 году. Первые шесть стран общего

списка вносят более 60 % всех выбросов газа на планете. Это государства с максимальными выбросами тепла: Китай – 27,8 % (9428,7 млн т /год), США – 15,2 % (5145,2), Индия – 7,3 % (2479,1), Россия – 4,6 % (1550,8), Япония – 3,4 % (1148,4), Германия – 2,1 % (697,6). Для сравнения, Украина занимает 32 место в этом списке – 0,6 % (186,5 млн т/год). Случайно, или нет, но первые пять стран из этого списка составляют пятерку стран с наибольшими объёмами производства стали. Вместе с тем, мировое производство стали по статистике World Steel поставляет 7 – 9 % суммарных выбросов от ископаемого топлива в мире. Сообщается, что каждая выплавленная тонна стали сопровождается выделением в среднем 1,83 т CO_2.

Мировое сообщество избрало путь борьбы с эмиссией CO_2 на основе водородных технологий. много говорится о водородном буме. Водород объявлен мировым трендом, а разработанная водородная стратегия для Европы, к примеру, предусматривает декарбонизацию промышленных секторов, в том числе сталелитейной промышленности [6,7]. Несмотря на имеющиеся альтернативные мнения по использованию водородной энергетики, сообщается о многочисленных разработках, связанных с применением водорода: электростанции, космические устройства, автомобили, поезда, самолеты, различные производства, коммунальные хозяйства и др. В Китае, России, Ю. Корее, Германии, Австрии и в других странах разрабатываются пилотные проекты с водородом и водородная экономика, создаются промышленные водородные кластеры, включающие и металлургические предприятия. Предполагается, что до 10 % стали в мире к 2050 году будет выплавляться с использованием водорода. Металлургические гиганты Voestalpine, Arcelor Mittal, Posco, SSAB запустили разработанные многоплановые проекты по безуглеродистым металлургическим процессам. Фактически разрабатывается новое научно-техническое направление в металлургии с использованием водородной энергетики.

Литература

1. *John Tyndall*. On the Absorption and Radiation of Heat by Gases and on the Physical Connection of Radiation, Absorption and Conduction. – Philosophical Transaction. February, 1861.

2. *Вернадский В.И.* Биосфера (избранные труды по биогеохимии). М.: Мысль, 1967.–374 с.

3. *Гольцов В.А., Везироглы Т.Н.* Планетарные аспекты перехода к водородной цивилизации будущего // Труды Третьей Международной конференции «Водородная

обработка материалов» (ВОМ – 2001), Донецк – Мариуполь. - Ч.1. – Донецк – 2001. – С. 53 – 64.

4. *Winter C.-J., Nitsch J.* Hydrogen Energy – A Sustainable Development toward a World Energy Supply System for Future Decades. In: T.N. Vezirogly, A.N. Protsenko, editors. Hydrogen Energy Progress VII. Moscow, USSR. Oxford, UK: Pergamon Press. – 1988. – Vol. 1. – P. 207.

5. Википедия. Парижское соглашение (взамен Киотского протокола) [Электронный ресурс] / Википедия / Режим доступа: ru.wikipedia.org/wiki/Парижское соглашение_(2015) / 10 августа 2010 г./

6. Powering a climate – neutral economy: Commission Sets out plans for the energy system of the future and clean hydrogen. / An official website of the European Union. Press – releas. // Brussels, 8 july 2020 /

7. *Гурков А.* Водород вместо нефти, газа и угля – новый тренд в Европе [Электронный ресурс] / А. Гурков // DW Made for minds. Темы дня / экономика. – Режим доступа: https://p.dw.com/p/30GcU/ /22/08/2019/

УДК 658.567.1

А. Г. Мєшкова, М. В. Сухарева, С. В. Кравцов, О. В. Саввін, С. Є. Суліменко

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

ДОСЛІДЖЕННЯ ШЛЯХІВ УТИЛІЗАЦІЇ ГАЛЬВАНОШЛАМІВ

До теперішнього часу однією з актуальних проблем машинобудівних підприємств, що мають у своєму технологічному циклі гальванічні процеси, залишається проблема утилізації шламів гальванічного виробництва та глибокої очистки стічних вод від іонів важких металів.

Для обрання шляху утилізації гальваношламів від процесів нанесення покриттів вивчена технологія нанесення гальванічного покриття, яка складається з операцій, що наведені на рисунку 1.

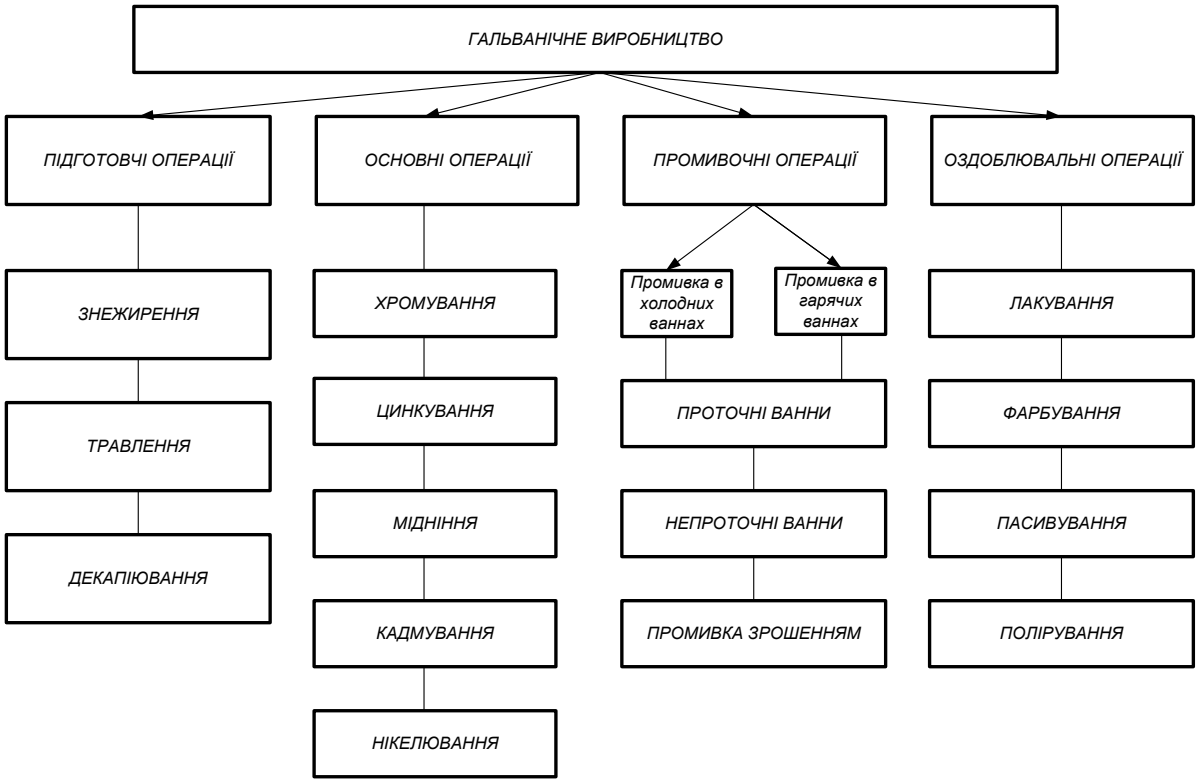


Рис.1 – Технологічні операції при нанесенні гальванічного покриття

Визначені джерела утворення і склад стічних вод гальванічного виробництва.

За походженням стічні води гальванічного виробництва можна розділити на наступні групи: від технологічної профілактики електролітів і допоміжних розчинів; від технологічної профілактики обладнання; від промивання вентиляційних систем; від мийки виробничих площ; від технологічних витоків; від аварійних скидів і витоків; від інших джерел [1].

За видами забруднень можна виділити стоки: ціанисті, що містять хром, нітрити, кислі та лужні стоки, що містять суспензії, жири, масла, емульсії. При цьому кислі води направляють в хромові стоки, лужні – в ціанисті. Це полегшує проведення традиційної реагентної очистки, яка частіше всього застосовується на підприємствах. 70 % стічних вод гальванічних виробництв – це промивні води, аналіз складу яких для ряду машинобудівних виробництв дає наступні усереднені концентрації шкідливих інгредієнтів в цих стічних водах (мг/л): загальна мінералізація – до 2000; зважені речовини – до 400; азот амонійний – до 30; сульфати – до 500; хлориди – до 1000; жири і масла – до 25; залізо – до 50; мідь – до 35; нікель – до 40; цинк – до 25; хром (III) – до 130; хром (VI) – до 120; кадмій – до 2; фтор – до 2; ціаніди – до 100; pH 9,5 [2].

Гальванічний шлам утворюється при періодичному очищенні гальванічних ванн і є дуже токсичним і небезпечним для здоров’я людей відходом. Періодичність

очищення обумовлюється кількістю деталей, що обробляються, і визначається візуально. Відходи від чищення гальванічних ванн збираються в спеціальну тару і передаються для утилізації. Друге джерело утворення гальванічних шламів – очистка гальваностоків реагентним методом.

Шкідливість іонів хрому в стічній воді знижується переводом хрому (VI) в хром (III) сульфатом заліза (II), або бісульфітом натрію у кислому середовищі [3].

Для хромового ангідриду й хромпіку:

$$2CrO_3 + 6FeSO_4 + 6H_2SO_4 \rightarrow Cr_2(SO_4)_3 + 3Fe_2(SO_4)_3 + 6H_2O; \quad (1)$$

$$K_2Cr_2O_7 + 6FeSO_4 + 7H_2SO_4 \rightarrow K_2SO_4 + Cr_2(SO_4)_3 + 3Fe_2(SO_4)_3 + 7H_2O. \quad (2)$$

В результаті утворюються сполуки хрому (III), які далі переводяться в осад:

$$Cr^{+3} + 3OH^- \rightarrow Cr(OH)_3; \quad (3)$$

$$Cr_2(SO_4)_3 + 3Ca(OH)_2 \rightarrow 2Cr(OH)_3 + 3CaSO_4. \quad (4)$$

Рекомендується брати надлишок залізного купоросу в 1,5 рази й вапна в 2,5 рази більше. Хромові розчини розбавляють водопровідною водою до концентрації іонів хрому близько 60 мг/л і додають вапняне молоко 0,3-0,4 г/л та залізний купорос 1 г/л. Кількість кислоти, яка необхідна для утворення осаду, визначається залежно від початкової кислотності розчину (pH 4,2-6,3). Час відстоювання осаду – 1 година. Основними реагентами є 10 % розчини вапна й сірчанокислого заліза. Нейтралізовані стоки у більшості випадків направляють на освітлення для виділення гідроокисів, основних солей та інших осадів.

Гальванічні шлами це – пастоподібна маса, яка має складний і нестабільний склад, від темно-сірого до темно-коричневого кольору.

Вологість осадів після відстійників 98-99,5 %, після відстоювання у шламоущільнювачі і зневоднення вакуум-фільтрацією – 80-85 %, центрифугуванням – 72-79 %, після фільтр-преса – 65-70 %. Шлам після реагентної очистки є сумішшю важкорозчинних гідроксидів, карбонатів, зрідка сульфідів важких кольорових металів, сполук кальцію, магнію і залізистих сполук. Вміст всіх елементів коливається від сотих часток відсотків до декількох десятків залежно від застосованих у виробництві розчинів і хімікатів на очисних спорудах [4].

Утворений в результаті електрокоагуляційного і гальванокоагуляційного очи-

щення стоків шлам має склад в таких межах, %: залізо – 30-60; мідь – 0,25-2,2; цинк – 0,115; хром – 0,43-1,75; нікель – 0,009-0,3. Вологість шламу – 2,5-6,5 %.

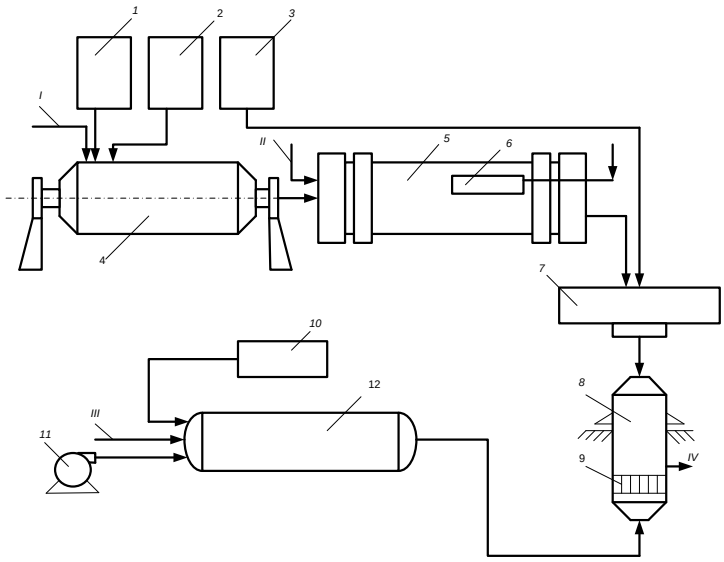
Визначено хімічний склад гальваношламів. Фазовий склад проби визначали за допомогою метода порошкової дифракції з використанням рентгенівського дифрактометра**.** На підставі проведених досліджень можна зробити висновок, що проби містять велику кількість кольорових металів. Основна частина кольорових металів знаходиться у вигляді індивідуальних сполук. Але мідь, цинк і нікель входять у склад складних оксидних сполук.

Оглянуті основні напрями утилізації гальваношламів. До них відносяться: використання у виробництві склокерамічних композиційних матеріалів, гіпсу, облицювальних і декоративних матеріалів; в якості активуючої добавки для мінерального наповнювача при виробництві асфальтових покриттів; в якості активних мінеральних і пластифікуючих добавок до цементів і бетонів; при виробництві керамзитового гравію і цегли; у виробництві шліфувально-полірувальних паст; зв'язування інертними речовинами або заскління при високих температурах; використання в якості пігментів в лакофарбовому виробництві; наповнювачів полімерних композицій на основі епоксидних смол; отримання металів і сплавів, іммобілізація в полімерну матрицю, в поліоксидні каталізатори; поховання.

Одним з напрямків переробки гальваношламів є отримання на їх основі іонообмінних або сорбційних матеріалів.

В багатьох роботах було досліджено адсорбційну здатність феррітізованного гальваношламу. Відзначено високу адсорбційну здатність по відношенню до іонів цинку, нікелю та міді. Ступінь вилучення металів в статичному і динамічному режимах в лабораторних умовах становила 82-98 %, що дозволяє використовувати такі відходи в якості сорбентів для очищення стічних вод від іонів важких металів [5].

На підставі проведених досліджень було запропоновано технологію виробництва сорбентів з використанням гальваношламів та відходів металургійного виробництва, яку представлено на рисунку 2.



1, 2, 3 – бункери вихідної сировини; 4 – шаровий млин; 5 – барабан-окомковувач; 6 – розбризкувач; 7 – горизонтальний чашковий окомковувач; 8 – карбонізатор; 9 – перфорована решітка; 10 – парогенератор; 11 – компресор; 12 – газопідігрівач; I – додаткові компоненти; II – інтенсифікатор окомкування; III – діоксид вуглецю; IV –гранули.
Рис. 2 – Технологічна схема дослідної установки з отримання сорбентів

Суміш, що складається з доменного шлаку і відсіву негашеного вапна змішують з металомісткими відходами виробництва (гальваношламами). Вихідні матеріали (відходи виробництва) знаходяться в бункерах 1, 2, 3. Звідти вони надходять до млину 4 з чавунними кулями, де матеріали піддаються механічній активації і рівномірному перемішуванню. Первинне окомкування вихідних матеріалів здійснюється в барабані-окомковувачі 5, куди за допомогою розпилювача 6 подається і розбризкується технічна вода та утворюються гранули розміром 3-5 мм. Далі їх піддають послідовно карбонізаційному і гідратаційному зміцненню. Карбонізувати гранули пропонується пропусканням через їх шар газоподібних відходів виробництва, що містять мінімум 24,5 % CO_2 (наприклад, гази киснево-конвертерного виробництва). Гідратувати гранули пропонується шляхом фільтрації крізь шар стічної води оборотних циклів (pH 6,2-8,7), а саме «брудного» оборотного циклу металургійного виробництва.

Фільтруючі сорбційні матеріали повинні відповідати певному гранулометричному складу, мати відповідну механічну міцність, хімічну стійкість і ін.

Отримані сорбенти відповідають пропонованим до них вимогам:

- механічна міцність, %: подрібненість – 3,5; стиранність – 0,2; пористість – 35-42;

- хімічна стійкість, приріст, мг/л: сухого залишку – 15; окиснюваності – 8; кремнієвої кислоти – 9.

Таким чином, одним з раціональних шляхів утилізації гальваношламів є отримання сорбційних матеріалів за запропонованою технологією.

Список літератури

1. *Жуків, А. І., Монгайт, І. Л., Родзиллер, І. Д.* Методи очищення виробничих стічних вод. / А. І. Жуків., І. Л. Монгайт , І. Д. Родзиллер// − М.: Хімія, 1996. − 345 с.

2. *Волоцков Ф. П.* "Очистка и использование сточных вод гальванических производств". / Ф. П. Волоцков // – М.: "Стройиздат", 1983. – 267 с.

3. *Костюк В. И., Карнаух Г. С.* Очистка сточных вод машиностроительных предприятий / В. И. Костюк, Г. С. Карнаух // – К.: "Техника", 1990. – 274 с.

4. *Виноградов С. С.* Экологически безопасное гальваническое производство. / С. С. Виноградов // Вып. 3. – М.: Глобус, 1998. – 302 с.

5. *Семенов В. В., Варламова С. И., Климов Е. С.* Адсорбционная способность ферритизированного гальваношлама по отношению к катионам тяжелых металлов. / В. В. Семенов, С. И. Варламова, Е. С. Климов // Химия и химическая технология, 2005. – т. 48, вып. 2. – с.110-111.

УДК 628.336

А. Г. Мєшкова, О. М. Прокопенко, С. В. Кравцов, А. П. Ткач

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

ДОСЛІДЖЕННЯ СКЛАДУ МІНЕРАЛІЗОВАНОГО МУЛУ ПІСЛЯ БІОХІМІЧНОЇ ОЧИСТКИ СТОКІВ МЕТАЛУРГІЙНИХ ПІДПРИЄМСТВ

Метою досліджень було визначення якісного складу відходів та наявності в них небезпечних речовин, нафтопродуктів, важких металів та (або) їх сполук і визначення їх класу токсичності та ступеню небезпеки.

Відходи, з яких відбиралися проби для дослідження, утворилися внаслідок очищення промислових стоків першої та другої каналізаційної системи металургійного підприємства. Очисні споруди першої каналізаційної системи розраховані на очищення виробничо-дощових нейтральних стоків, забруднених нафтопродуктами, в

т.ч.: від дренажів технологічних лотків, вузлів управління, приямків, фундаментів під апаратами та насосами; від охолодження втулок сальників насосів; від миття підлоги виробничого устаткування; дощових вод з промислових майданчиків технологічних установок та всіх промислових майданчиків резервуарних парків. Очисні споруди першої каналізаційної системи складаються з лотку-змішувача, аеротенків-мінералізаторів, вторинних відстійників, насосно-повітряних станцій, установки біогенного підживлення, мулових майданчиків, заглиблених резервуарів технічної води, активного мулу, залишкової води.

Очисні споруди другої каналізаційної системи розраховані на очищення емульсійних стоків, забруднених нафтопродуктами, солями, реагентами та іншими органічними та неорганічними речовинами, в т.ч. стоків з вмістом неорганічних кислот та луг.

Мулові майданчики, з яких було проведено відбір проб (першої та другої каналізаційної системи) представлені залізобетонними резервуарами (картами) глибиною 2,4 м, шириною 9 м та довжиною 36 м, зблоковані у секції з загальним робочим об'ємом 2880 м^3.

Проби промислових відходів для дослідження відібрані на території підприємства з накопичувальних мулових карт дільниці біохімічної очистки стічних вод (перший блок БХО – зразки №№ 012 (т.2), 013 (т.3) та 014 (т.4); другий блок БХО – зразок № 011 (т.1) та біологічної очистки стічних вод (БОС – зразки №№ 015 (т.5), 016 (т.6), 017 (т.7) у відповідності до [1].

Якісний склад відходів визначали з урахуванням технології утворення відходів. Визначення вмісту важких металів у відходах виконували методом атомно-абсорбційної полум'яної спектрофотометрії на спектрофотометрі iCE-3300 (США) згідно до методики, викладеної у [2] та подальшою обробкою результатів на ПЕОМ IBM Pentium IV. Вивчення розчинності важких металів проводили у відповідності до додатку №6 «Методика определения состава и свойств промышленных отходов» до [1]. Мікробіологічні та паразитологічні дослідження мулу виконували згідно з [3,4]. Нафтопродукти у відходах визначали ваговим методом з послідовними витяжками гексаном [5].

Розрахунок класу токсичності відходів виконували з урахуванням фактичного вмісту в них небезпечних речовин, їх граничнодопустимих концентрацій у ґрунті, LD_{50} для теплокровних тварин за методикою, що викладена у [6,7].

Вік мінералізованого надлишкового мулу складає не менше 4-х років.

Фізико-хімічні показники мінералізованого мулу наведені в таблиці 1.

Таблиця 1 – Фізико-хімічні показники мінералізованого мулу

Показник та одиниця виміру	Зразок, №			
	011	012	013	014
Вологість,%	56,0	80,0	63,0	71,0
pH водневе	7,33	6,59	6,31	6,37
Вміст органічної речовини, %	34,8	38,2	33,6	39,4
Зольність, %	62,8	58,1	62,7	57,3
Щільність, г/см^3	0,82	1,10	0,87	1,03

Мікробіологічний склад відходів в мінералізованому мулі в зразку 011:

- загальне мікробне число (ЗМЧ) – 4,6x10^5 ;
- Esherihia Coli – 3,0x10^3 ;
- умовно патогенні мікроорганізми: Bacillus cereus –1,4x10^2, Clebsiella – 3,3x10^2;
- патогенні мікроорганізми: не знайдено.

Наявність у відходах збудників паразитарних хвороб у змішаній пробі мулу не виявлено: яйця аскариди свинячої – 0 екземплярів, трихостронгіліди – 0 екземплярів, нематоди (личинки Strongiloides) – 0, кліщі (акариформні) – 0 екземплярів.

Вміст токсичних елементів (важкі метали та нафтопродукти) в мінералізованому мулі в зразку 011 наведений в таблиці 2.

Таблиця 2 – Вміст токсичних елементів (важкі метали та нафтопродукти) в мінералізованому мулі в зразку 011

Форма присутності	Концентрація, мг/кг (Х), клас токсичності речовини									
	Pb(1)	Cd(1)	Zn(1)	Mn	Cu(2)	Cr(2)	Ni(2)	Fe	Co	C_nH_n
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Валова	7,66	1,72	484	1452	637	<0,1	124	27617	7,91	3996
Рухлива: - при t=25 ^oC	<0,5	1,21	275	1424	10,27	<0,1	38,31	5342	4,00	-

Водороз-на: - при t=25 ^{o}C	<0,5	<0,25	<0,25	<0,5	<0,35	<0,1	<1,0	<2,0	<1,0	-
Розчин-ність у екс-пери-менті, (г/100	Не розч.	Не розч	Не розч	Не розч.	Не розч.	-	Не розч.	Не розч.	Не розч.	-
Середня кількість у відході, (кг/т)	0,007	0,002	0,48	1,45	0,64	-	0,12	27,6	0,008	3,99
ГДК ґрунт, (мг/кг): - валова форма - рухлива форма	32,0 -	1,5 -	- 23,0	1500 -	- 3,0	80,0 6,0	- 4,0	- -	- 5,0	4000 [8] -

Далі проводимо розрахунок класу токсичності. Враховуючи якісний склад відходів, клас їх токсичності визначають основні небезпечні компоненти – нафтопродукти та залізо. Розрахунок проводимо з урахуванням максимально визначеного вмісту цих речовин у відходах та за їх показником LD_{50} для теплокровних тварин:

$$К_с = \frac{lg(LD_{50})}{(S+0,1F+C_b)i}, \quad (1)$$

де LD_{50} – умовна половинна летальна доза речовини для білих щурів, еквівалентна класу небезпеки речовини у повітрі робочої зони;

S – коефіцієнт розчинності у воді;

0,1F – коефіцієнт летючості речовини;

C_b – середня кількість речовини у відходах (т/т);

$К_с$ – розрахунковий індекс токсичності відходів.

$$К_{C_{п}H_{п}} = \frac{lg(4630)}{(0+0+5{,}9*10^{-3})} = 610{,}9$$

$$К_{C_{Fe}} = \frac{lg(5000)}{(0+0+0{,}027)} = 137{,}0$$

Звідси, сумарний індекс токсичності $К_{\sum}$ дорівнює:

$$K_{\sum} = \frac{1}{n^2}\sum_{i=1}^{n} K_i \qquad (2)$$

$$K_{\sum} = 0{,}25(610{,}9 + 137{,}0) = 187{,}0$$

На підставі присутності у відходах основних небезпечних компонентів – нафтопродуктів та заліза, а також розрахованого через показник LD_{50} для теплокровних тварин сумарного індексу небезпеки ($К_{\sum}$>10), мул мінералізований надлишковий після біохімічної очистки стічних вод (БХО) слід відносити до мало небезпечних відходів (IV клас токсичності).

Фізико-хімічні властивості досліджених зразків є, в цілому, типовими для мінерально-органічних осадів мулових майданчиків станцій аерації та біологічного очищення змішаних господарчо-побутових та умовно чистих промислових стічних вод. Мули складені з: а) мінеральних речовин – нерозчинних у воді силікатів, алюмосилікатів, окислів кальцію, магнію, натрію у кристалічній та кристало-гідратній формі що складають так званий «ґрунтовий скелет» будь-яких природних ґрунтів і визначають зольність мулу та; б) органічної речовини поліморфного складу, близького за природою до ґрунтового гумусу, представленого складною сумішшю стабілізованих в результаті діяльності мікроорганізмів гумінових та фульвокислот, амінокислот, що міцно пов’язані з мінеральною частиною мулу та стабільного гумусу – целюлози і лігнінів, а також сапрофітною мікробіотою.

Список літератури

1. Методические указания для органов и учреждений санитарно-эпидемиологической службы по контролю за реализацией мероприятий, направленных на санитарную охрану окружающей среды от загрязнения твердыми и жидкими токсичными отходами промышленных предприятий от 12.07.1985 года № 3912-85. – Москва, 1985. – 42 с.

2. Відходи. Методика вимірювання масової частки важких металів атомно-

абсорбційним методом (МВВ № 081/12-0726-10, МВВ № 081/12-0012-01, МВВ № 081/12-0164-05, МВВ № 081/12-0292-06).

3. Методические указания по гельминтологическому исследованию объектов внешней среды и санитарным мероприятиям по охране от загрязнения яйцами гельминтов и обезвреживанию от них нечистот, почвы, овощей, ягод, предметов обихода. М.: Министерство здравохранения СССР, 1976. – 38 с.

4. МУ 2293-81 Методические указания по санитарно-микробиологическому исследованию почвы. – Москва, 1981. – 15 с.

5. Відходи. Методика вимірювання масової частки нафтопродуктів гравіметричним методом (МВВ 081/12 – 0724-10).

6. СанПиН 4286-87 **«**Временный классификатор токсичных промышленных отходов и методические рекомендации по определению класса токсичности промышленных отходов».

7. СП № 3183-84 «Порядок накопления, транспортировки, обезвреживания и захоронения токсичных промышленных отходов (санитарные правила)».

8. РД 41-5804046-200-91 "Охорона навколишнього середовища при будівництві розвідувальних і експлуатаційних свердловин на нафту і газ".

9. Дзяк М.В. Еколого-гігієнічна оцінка використання осадів міських стічних вод при формуванні вторинних екосистем / Автореф. дис. на здобут. н. ст. канд. мед. н., – Київ, 2013. – 20 с.

УДК 669.017.15:620.18

О. В. Мовчан, К. О. Чорноіваненко

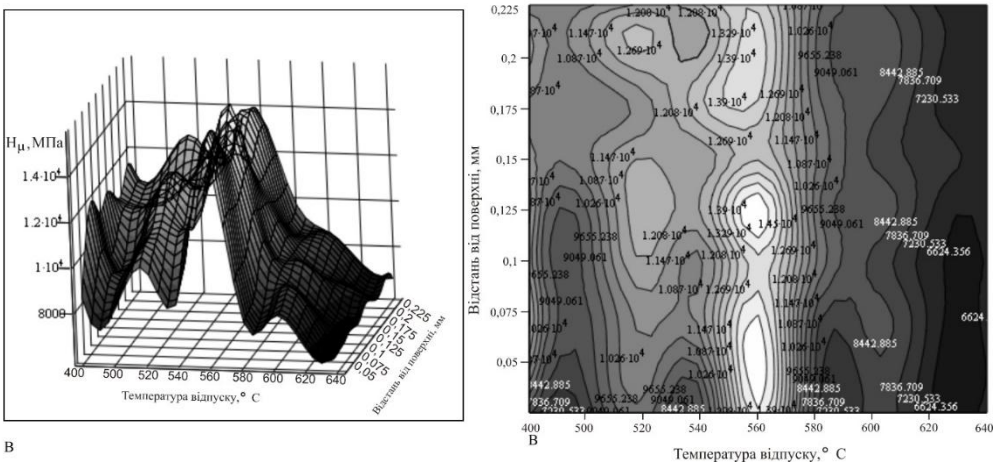
Національна металургійна академія України, м. Дніпро

ТЕРМІЧНА ОБРОБКА СПЛАВІВ 20Р18 І 20Р6М5 ПІСЛЯ КОМПЛЕКСНОЇ ХІМІКО-ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

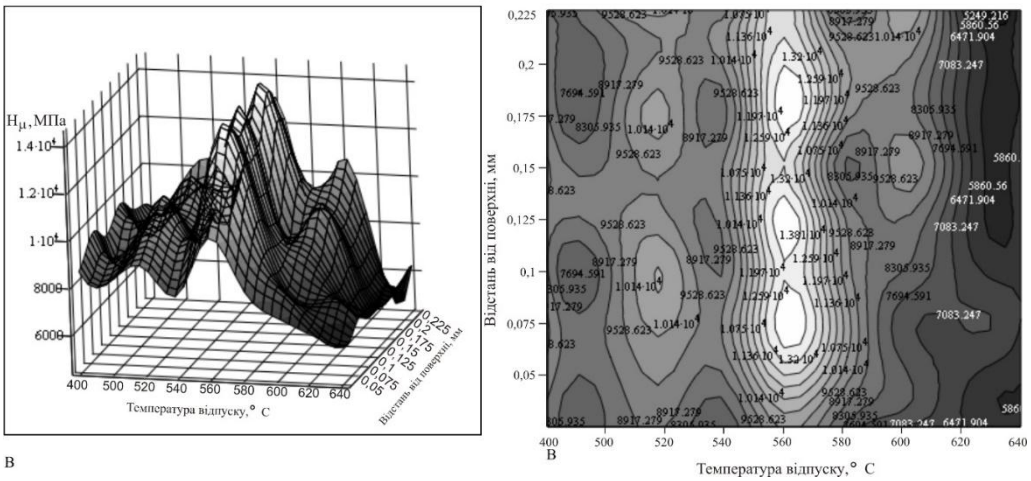
Комплексна хіміко-термічна обробка (зневуглецювання + навуглецювання) литих сплавів 20Р18 і 20Р6М5, легованих по типу швидкорізальних сталей, дозволяє отримати в робочому шарі металорізального інструменту структуру природного композиту [1-3]. Для забезпечення необхідного рівня експлуатаційних властивостей інструмент повинен бути підданий остаточної термічній обробці.

Традиційно остаточна термічна обробка інструменту включає в себе гартування і триразовий відпуск, необхідний для переведення залишкового аустеніту загартованого сплаву в мартенсит і підвищення напруженості кристалічної решітки, що призводить до розвитку процесів вторинного твердіння [4].

Твердість високолегованих сплавів 20Р18 і 20Р6М5 є одним з показників, що характеризують рівень механічних і експлуатаційних властивостей. Оскільки товщина дифузійного шару, отриманого в результаті комплексної хіміко-термічної обробки в досліджуваних сплавах, не дозволяє досить надійно проводити вимірювання твердості, тому в дослідженнях визначали мікротвердість після різних режимів відпуску. При вимірюванні мікротвердості з навантаженням на індентор 100 г розмір відбитка значно перевищував розмір структурних складових, таким чином, значення мікротвердості дозволяли судити про загальний рівень твердості композиційного матеріалу поверхневого шару. Мікротвердість поверхневого шару вивчали після відпуску при температурах 400...640 ° С з інтервалом 20 °С, тривалість відпуску при кожній температурі склала 1 годину. Результати вимірювання мікротвердості поверхневого шару сплавів 20Р18 і 20Р6М5 після комплексної хіміко-термічної обробки, гартування і відпуску при різних температурах наведені на рис. 1.



а б



г д

Рис. 1 – Залежність (а, г) і розподіл (б, д) мікротвердості по глибині дифузійного шару дослідних зразків від температури відпуску; а, б - сплав 20Р18, в, г - сплав 20Р6М5

Пік вторинного твердіння, згідно отриманих даних, для обох дослідних сплавів відповідає відпуску при температурах 550...560 ° С, після чого слід зниження, внаслідок розвитку процесу коагуляції карбідних частинок. Для сплаву 20Р18 рівень максимальної твердості трохи вище (~ 14 000 МПа), ніж для сплаву 20Р6М5 (~ 13 500 МПа), що пов'язано з більш високим ступенем легування твердого розчину сплаву 20Р18.

Аналіз фазового складу карбідного осаду, отриманого після електролітичного розчинення матриці сплаву 20Р18, показав, що зі зміною температури відпуску він якісно не змінюється. Отримані дані дозволяють стверджувати, що основним карбідом в відпущеному комплексно обробленому сплаві 20Р18 є M_6C, крім того, в структурі сплаву присутня деяка кількість карбіду типу $M_{23}C_6$ і карбіду W_2C.

Встановлено, що остаточний відпуск литих сплавів 20Р18 і 20Р6М5, отриманих в результаті комплексної хіміко-термічної обробки, повинен здійснюватися, як і стандартних сталей, при температурах 550...560 °С. З метою повного розпаду залишкового аустеніту по традиційній технології проводиться триразовий відпуск.

Список літератури

1. Пат. 71705 Україна, МПК C21D 9/22. Спосіб комплексної обробки литого металорізального інструменту / Ю.С. Пройдак (UA), О.В. Мовчан (UA), С.І. Губенко (UA), А.П. Бачурін (UA), К.О. Чорноіваненко (UA). – № u2011 15570; Заявл. 29.12.2011; Опубл. 25.07.2012; Бюл. №14. – 4 с.

2. *Черноиваненко Е.А.* Получение композитной структуры в приповерхностном слое инструмента на базе литой быстрорежущей стали Р6М5 / Е.А. Черноиваненко, С.И. Губенко, А.В. Мовчан, А.П. Бачурин // Вісник Дніпропетровського університету. Серія: «Ракетно-космічна техніка». – 2011. – №4. – Т. 19.– С. 188-192.

3. *Губенко С.И.* Применение химико-термической обработки с целью повышения стойкости литого режущего инструмента / С.И. Губенко, А.П. Бачурин, Е.А. Мовчан // Вісник Дніпропетровського університету. Серія: «Ракетно-космічна техніка». – №14. – Т. 2. – 2010. – С. 36-40.

4. *Геллер Ю.А.* Инструментальные стали: 4-ое изд. / Ю.А. Геллер. – М.: Металлургия, 1975. – 84 с.

УДК 669.184

Л. С. Молчанов[1], А. К. Тараканов[2], В. Г. Кисляков[1], М. В. Пушкаренко[2]

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

[2]Національна металургійна академія України, м. Дніпро

ТЕРМОДИНАМІЧНИЙ АНАЛІЗ ПРОЦЕСУ КОМПЛЕКСНОГО РАФІНУВАННЯ РІДКОГО ЧАВУНУ ВІД СІРКИ ТА КРЕМНІЮ

В сучасних умовах вітчизняного ринку чорних металів гостро постає питання підвищення ефективності процесів виробництва сталі. Даний аспект потребує впровадження інноваційних технологій позапічного рафінування чавуну від надлишкового вмісту кремнію та сірки. З позицій енергоефективності, даний процес краще за все проводити сумісно (екзотермічний ефект від видалення кремнію компенсує ендотермічний ефект процесів десульфурації). Відповідно до запропонованого технічного рішення, що передбачає одночасне видалення з рідкого чавуну кремнію і сірки, передбачено проведення технологічної операції у дві стадії [1]: попередня подача в рідкий чавун алюмінію у відповідності до теплового балансу процесу; подальше видалення сірки за рахунок взаємодії чавуну зі шлаком, що формується при вдуванні порошкоподібного вапна у потоці технічного кисню. Шлак утворюється при взаємодії CaO вапна з продуктами окислення елементів чавуну киснем дуття.

З метою визначення фізико-хімічних особливостей процесу комплексного рафінування рідкого чавуну було проведено термодинамічний аналіз, який охоплював

комплекс основних хімічних реакцій, що можуть протікати в об'ємі рідкого чавуну при рафінуванні (таблиця 1).

Таблиця 1 – Рівняння основних хімічних перетворень, що протікають при одночасному рафінуванні чавуну від сірки та кремнію і температурні залежності енергії Гіббса [2-6]

№ п/п	Рівняння хімічної реакції	Температурна залежність енергії Гіббса, Дж/моль
Взаємодія компонентів розплаву з газоподібним киснем		
1.	[C]+1/2 $\{O_2\}$=$\{CO\}$	-139257,60 - 42,41×T
2.	[C]+$\{O_2\}$=$\{CO_2\}$	-417504,37 + 38,42×T
3.	[Fe]+1/2$\{O_2\}$=(FeO)	-65775,86 - 49,31×T
4.	[Mn]+1/2$\{O_2\}$=(MnO)	-360853,44 - 87,15×T
5.	[Si]+$\{O_2\}$=(SiO_2)	-823005,78 + 218,46×T
6.	[Al]+3/2$\{O_2\}$=(Al_2O_3)	1010274,95 - 543,19×T
7.	2[P]+5/2$\{O_2\}$=(P_2O_5)	-1289114,51 + 541,28×T
8.	[S]+$\{O_2\}$=$\{SO_2\}$	-242047,03 +80,04×T
Взаємодія з твердими частками CaO		
9.	<CaO>+[S]+2/3[Al]=(CaS)+1/3(Al_2O_3)	-86736+12,29×T
10.	2<CaO>+(SiO_2)=<Ca_2SiO_4>	-2314400 + 389,4×T

Відповідно до наведених у таблиці 1 даних, були побудовані графічні залежності енергії Гіббса для зазначених хімічних реакцій від температури (рис.1 та рис. 2).

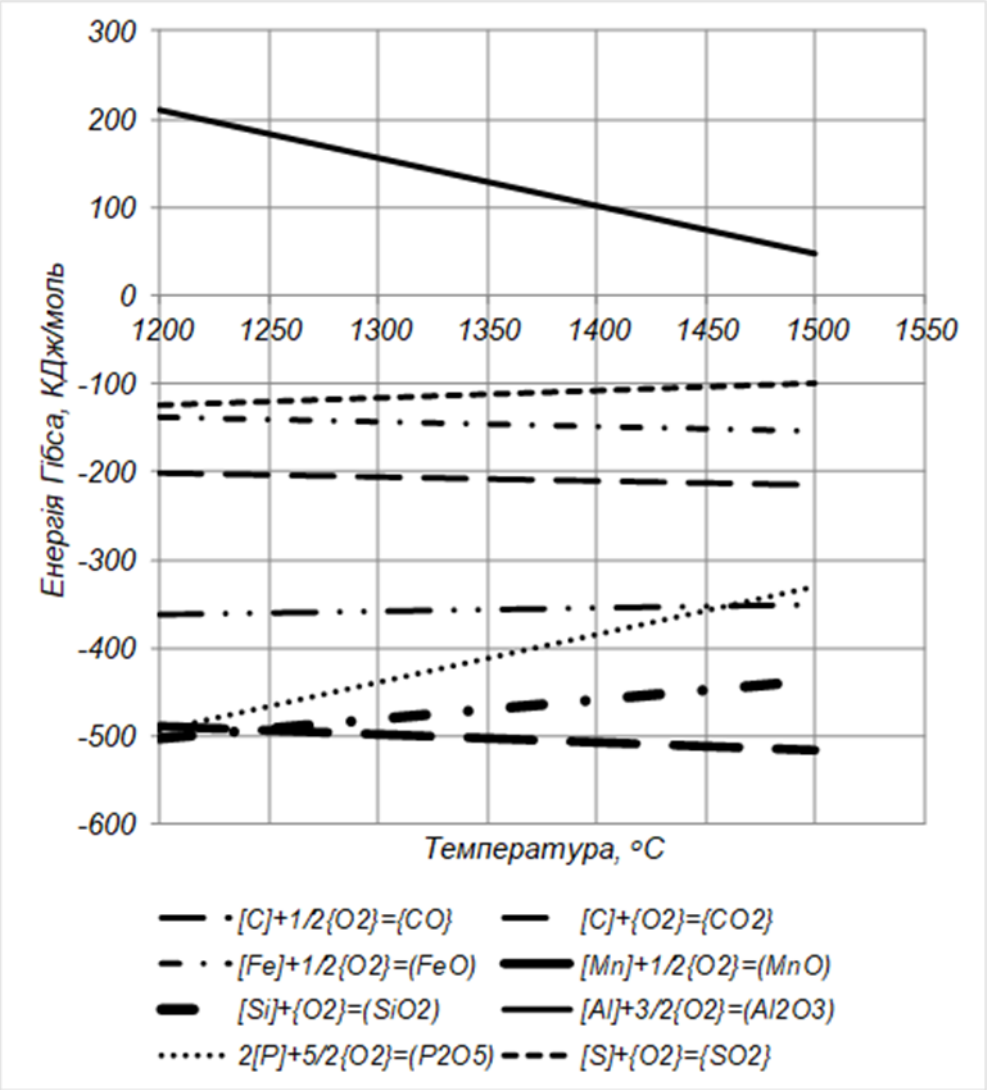
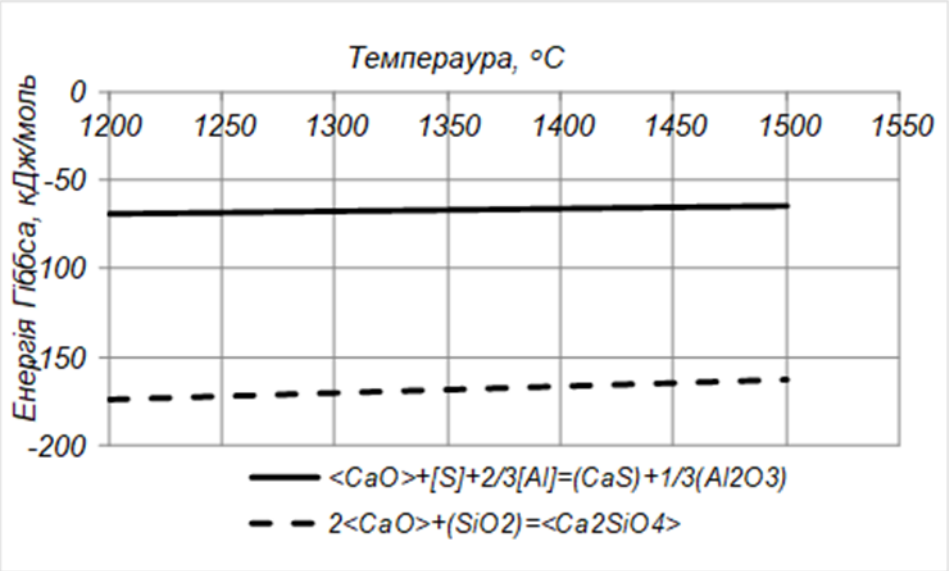


Рис. 1 – Графічна залежність енергії Гібса від темпераури для процесів взаємодії компонентів рідкого чавуна з газоподібним киснем при одночасній десульфурації та десиліконізації

Відповідно до даних, представлених на рис. 1, можна зробити висновок, що в діапазоні температур 1200 – 1500°С пріорітетним хімічним перетворенням буде процес окислення кремнію та інших домішок (за винятком алюмінію) за рахунок взаємодії з газоподібним киснем. Розчинений у рідкому чавуні алюміній при цьому буде зберігатися для забезпечення процесу десульфурації розплаву.



* - для процесу утворення двокальцієвого силікату показники енергії Гібса збільшені у 10 разів

Рис. 2 – Графічна залежність енергії Гібса від температури для процесів взаємодії з твердими частинками CaO при одночасній десульфурації та десиліконізації

Відповідно до даних, представлених на рис. 2, можна зробити висновок, що процес десульфурації рідкого чавуну за рахунок взаємодії твердих часток вапна з розчиненими у розплаві сіркою та алюмінієм може протікати у всьому діапазоні розглянутих температур. Крім цього, паралельно з протіканням процесу десульфурації буде протікати утворення двокальцієвого силікату.

Висновок. Проведений термодинамічний аналіз дозволив виявити теоретичні передумови для здійснення технологічної операції з одночасним видаленням сірки і кремнію за рахунок інжекції порошкоподібного вапна у потоці кисню при попередній подачі алюмінію в розплав.

Список літератури

1. *Степаненко Д.А., Вергун А.С., Кисляков В.Г., Петруша В.Г., Пушкаренко М.В.* Вибір критеріїв та розробка моделей для прогнозування фізико-хімічних властивостей ковшових шлаків при позапічній обробці чавуну.-Київ, «Метал та лиття України». - 2020. - №4. – С. 8-13.

2. *Охотский В.Б.* Модели металлургических систем. – Днепропетровск: «Системные технологии», 2006. – 287 с.

3. *Бойченко Б.М.* Конвертерне виробництво сталі: теорія, технологія, якість сталі, рециркуляція матеріалів і екологія / Б.М. Бойченко, В.Б. Охотський, П. С. Харлашин. – Д : РВА“Дніпро-ВАЛ”, 2006. – 456 с.

4. Раскисление и вакуумная обработка стали. Часть 1. Термодинамические и кинетические закономерности. Кнеппель Г. – М.: Металлургия, 1973. – 312 с.

5. *Меджибожский М.Я.* Основы термодинамики и кинетики сталеплавильных процессов. – Киев-Донецк: Вища школа, 1979. – 280 с.

6. *Казачков Е.А.* Расчеты по теории металлургических процессов: Учеб. пособ. для вузов. – М.: Металлургия, 1988. – 288 с.

УДК 669.184

Л. С. Молчанов[1], Т. С. Голуб[1], Є. В. Синегін[2], С. І. Семикін[1]

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

[2]Національна металургійна академія України, м. Дніпро

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТВЕРДИХ ЧАСТОК ВЕЛИКОЇ ФРАКЦІЇ НА ТЕПЛОПЕРЕДАЧУ ВІД ПАЛАЮЧОГО ФАКЕЛУ

Виробництво рідкого напівпродукту у сталеплавильних агрегатах, що супроводжується продувкою киснем зверху, чинить інтенсивне виділення газів з питомим виходом на рівні 60-65 м^3/т [1-3]. В умовах киснево-конвертерної продувки через верхню фурму реалізується можливість часткового допалювання цих газів, що відходять з агрегату, киснем дуття з утворенням факела над горловиною конвертера. При цьому параметри цього факела можуть опосередковано характеризувати процеси, що протікають в обсязі конвертера [4].

Проте слід зазначити, що крім газів під час верхньої продувки формується велика кількість пилу (середня концентрація пилу в газі змінюється в межах 160-350 г/м^3, а в момент добавки сипучих матеріалів ця величина короткочасно зростає до 1500 г/м^3) [5]. Найбільш інтенсивне довготривале утворення плавильного пилу спостерігається в період плавки, що характеризується максимальними значеннями температури реакційної зони, тобто під час продування рідкого металу киснем при активному вигорянні домішок [1-3,5]. Пил, що утворюється в процесі виплавки сталі пил можна розділити на дві групи: великі частки неправильної форми, розміри яких ста-

новлять 250 мкм і більше (це дрібні бризки металу і шлаку, а також частки сипучих компонентів шихти), та високодисперсні частки кулястої форми, розмір яких не перевищує 1 мкм, і агрегати даних частинок розміром до 3 мкм. Максимальна кількість пилу сипучих матеріалів виділяється в період завалювання шихти, найбільший винос бризок металу і шлаку спостерігається в періоди інтенсивного сплескоутворення при продувці рідкого металу киснем [1-3]. Отже, значний обсяг виділеного пилу різної фракції має чинити певний вплив на властивості і характеристики факелу допалювання над горловиною конвертера за ходом продувки.

В даній роботі було проведено дослідження на фізичній моделі, що дозволяє імітувати одиничний обсяг палаючого факелу, впливу твердих частинок великої фракції (більше 250 мкм) на тепловіддачу від нього випромінюванням, як основним способом передачі тепла від полум'я. У роботі проводилася реєстрація зміни температури мідної пластини, що отримувала тепловий потік від ізольованого кварцовою трубою палаючого факелу пропан-бутанової суміші при подачі у факел твердих частинок піску різної великої фракції (більше 250 мкм). Перш за все встановлено, що введення в палаючий факел частинок великої фракції відбивалося скороченням довжини видимої частини факела (з $75 \cdot 10^{-3}$ м для умов без вдування порошків до $57 \cdot 10^{-3}$ м). При цьому колір факелу змінювався з прозоро-блакитного на солом'яно-помаранчевий відтінок, що свідчило про неповне згоряння суміші газів через вплив твердих, холодних частинок (з формуванням CO замість CO_2) і відповідному зниженні температури факелу.

Вплив на ефективність теплопередачі випромінюванням від факела вдування твердих частинок великої фракції було розраховано, виходячи з зареєстрованих температурних даних, по величині середнього теплового потоку до мідної пластини [6]. Розраховані результати були приведені до питомих величин задля врахування впливу маси поданого матеріалу. Результати розрахунків наведено на рисунку 1.

Аналіз отриманих результатів вказує на те, що вплив розміру твердих частинок великої фракції на питому надлишкову щільність теплового потоку носить зворотній ступеневий характер: величина надлишкової щільності теплового потоку зменшується зі збільшенням розміру подаваємих твердих частинок (у проведених дослідженнях при збільшенні розміру частинок з 250 мкм до 500 мкм в середньому у 8 раз). Це, ймовірно, пов’язано з тим, що частинки меншої фракції при постійній запиленості мають більшу сумарну площу поверхні, що обумовлює вищу ступінь нагріву за час

контакту з полум'ям, а значить більшу величину теплопередачі від прямого контакту з частками.

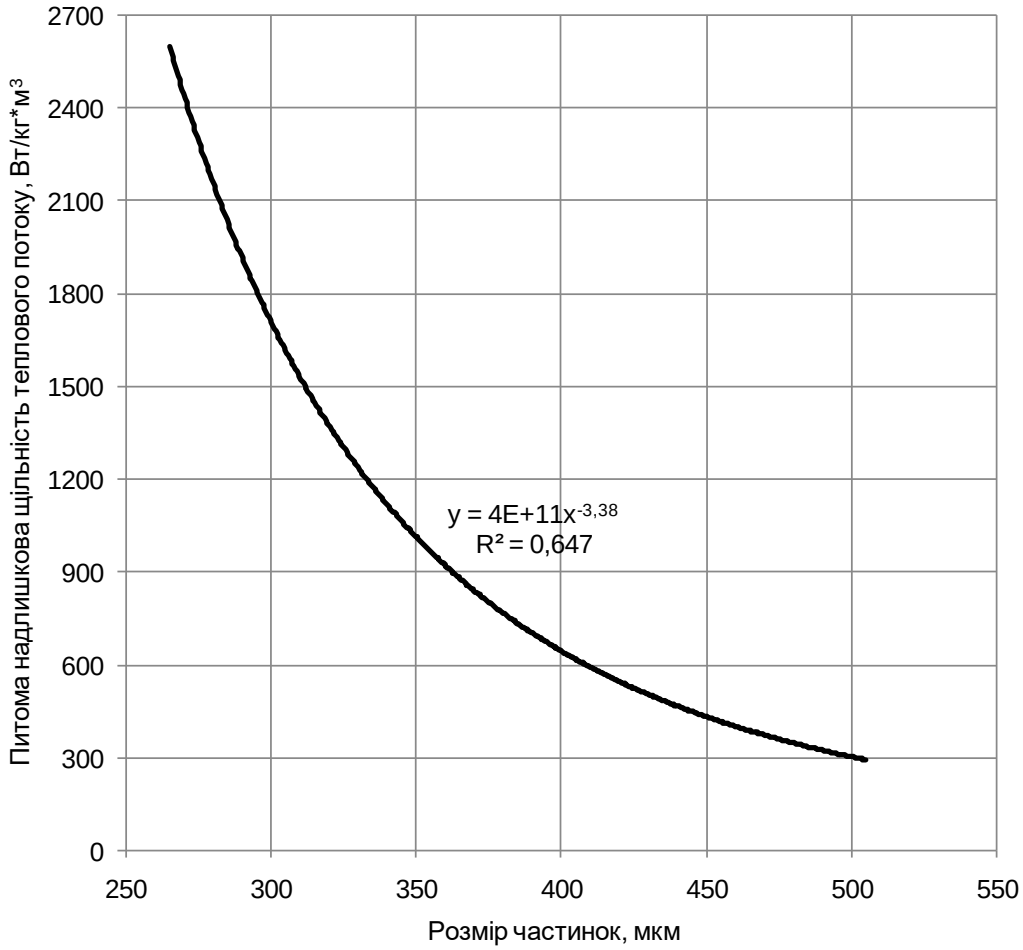


Рис.1 – Вплив розміру твердих частинок на величину питомої надлишкової щільності теплового потоку випромінюванням

Таким чином, проведене фізичне моделювання впливу твердих частинок великої фракції на теплопередачу від палаючого факелу випромінюванням показало, що:

- потрапляння твердих частинок в палаючий факел відбивається в зміні його візуальних параметрів: скорочення видимої довжини і зміні кольору;

- збільшення розміру подаваємих у факел частинок при сталій кількості відбивається на значному зниженні питомої надлишкової щільності теплового потоку.

Список літератури

1. *Бигеев, А.М.* Металлургия стали. Теория и технология плавки стали / А.М. Бигеев. – Челябинск: – Металлургия, 1988. – 479 с.

2. *Симонян, Л.М.* Особенности пылеобразования при кислородной продувке расплава и возможные пути использования уловленной пыли / Л.М. Симонян, Н.М. Говорова // Металлург. – 2011. – № 6. – С. 78-85.

3. *Охотский, В.Б.* Характеристика пылеуноса при продувке металла окислительным газом / В.Б. Охотский // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2000. – № 5. – С. 100-102.

4. АСУТП в конвертерном производстве: Учебник / А.Г. Величко, В.П. Иващенко, А.А. Верховская, В.И. Головко, А.Н. Селегей. – Днепропетровск: НМетАУ, 2016. – 245 с.

5. *Свяжин, А.Г.* Механизм образования пыли при производстве стали / А.Г. Свяжин // Сталь. – 1999. – №12.– С.78-81.

6. *Румянцев, В.Д.* Теория тепло- и массообмена / В.Д. Румянцев. – Днепропетровск: Пороги, 2006. – 532 с.

УДК 669.018.29:621

О. М. Перков, І. О. Вакуленко, В. М. Кузьмичов

Інститут чорної металургії НАНУ, м. Дніпро

СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ В СТАЛІ ПРИ СПІЛЬНІЙ ДІЇ ГАРЯЧОЇ ДЕФОРМАЦІЇ І ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

Гаряча пластична деформація, збільшуючи рівень енергії Гіббса аустеніту, сприяє інтенсивності дифузійного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення. В доевтектоїдних сталях це реалізується в зміщенні температурного інтервалу виділення структурно вільного фериту в область більш високих температур і підвищенні швидкості утворення нової фази. Підвищення швидкості перлітного перетворення під впливом гарячої деформації обумовлено зростом числа можливих місць зародження фериту (границі деформованих і рекристалізованих аустенітних зерен, субграниці, дисперсні включення надлишкових фаз), збільшенням дифузійної рухомості атомів заліза і домішок внаслідок підвищення температури перетворення і щільності дефектів в аустеніті.

Прокатка при високих температурах (вище 1000^{o}C) забезпечує достатньо інтенсивний розвиток процесів динамічної рекристалізації аустеніту. При післядеформаційному охолодженні на повітрі в інтервалі температур "температура кінця прокатки – температура початку $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення" можуть розвиватися процеси статичної ре-

кристалізації, що призводить до укрупнення зерна аустеніту і його відносної стабілізації при розпаді. У зв'язку з цим реалізація прокатки при температурі 1000–1100^{o}C призводить до отримання в середньовуглецевій сталі феритно–перлітної структури з заниженою часткою структурно вільного фериту, що забезпечує зміцнення сталі. Зниження температури кінця прокатки нижче 1000^{o}C призводить до гальмування процесів рекристалізації гарячедеформованого аустеніту, підвищенню рівня його енергії Гіббса і внаслідок цього – до інтенсифікації процесів виділення структурно вільного фериту, отриманню кінцевої ферито–перлітної структури доевтектоїдної сталі з підвищеною часткою структурно вільного фериту.

Інтенсифікація процесів виділення з гарячедеформованого аустеніту структурно вільного фериту при зниженні температури і підвищенні ступеню деформації оказує вплив і на ступінь дисперсності структури сталі. Зміщення температурного інтервалу утворення структурно вільного фериту при розпаді аустеніту з підвищеною енергією Гіббса в область більш високих температур сприяє інтенсивному розвитку процесів рекристалізації фериту, який з'являється, що наслідує в відомій мірі дефекти будови аустеніту. Тому у випадку після деформаційного охолодження на повітрі і в середньовуглецевих і в низьковуглецевих сталях не спостерігали помітного здрібнювання зерна фериту зі зниженням температури кінця прокатки. Внаслідок чого, ефект зерно граничного зміцнення в сталі, що не має в складі сильних карбідо– і нітрідоутворюючих елементів, у випадку контрольної прокатки з після деформаційним охолодженням на повітрі буде проявлятися в малому ступені.

При реалізації ВТМО з перлітним перетворенням прискорене післядеформаційне охолодження до різних температур дозволяє вирішити ряд задач. Прискорене охолодження в області стабільного аустеніту дозволяє гальмувати процеси статичної рекристалізації сталі і зберегти більш високий рівень дефектності аустеніту до моменту його розпаду. Завершення прискореного охолодження при температурі вище 900^{o}C з послідуючим охолодженням на повітрі призведе до значної зміни структури і властивостей сталі. Подовження прискореного охолодження в області стабільного аустеніту і в двофазній $\gamma \rightarrow \alpha$ області гальмує процеси виділення структурно вільного фериту. Це забезпечує зниження долі структурно вільного фериту і здрібнення його зерна, що сприяє зміцненню сталі без помітного зниження її пластичності і в'язкості. В середньовуглецевих сталях зміна комплексу механічних властивостей зумовлена у вирішальній ступені зміною співвідношення фериту і перліту в структурі.

Чим нижче температура закінчення прискореного післядеформаційного охолодження середньовуглецевої сталі, тим менше структурно вільного фериту встигає виділитися до початку перетворення аустеніту в перліт, тим вище будуть міцностні властивості прокату.

При закінченні прискореного охолодження нижче 600^{o}C в структурі середньо вуглецевих сталей спостерігається поява бейнітної складової, що призводило до помітного зниження пластичності і підвищенню міцності сталі. У випадку знижених температур кінця прокатки при реалізації післядеформаційного прискореного охолодження спостерігається більш помітний зріст комплексу властивостей сталі в порівнянні з високотемпературною деформацією. Це зумовлено як здрібненням структури сталі, так і субструктурним зміцненням фериту, що наслідує дефекти будови аустеніту.

В залежності від режимів спільної обробки змінюється і будова перліту в сталі. Подрібнення зерна аустеніту сприяє подрібненню перлітних ділянок. Збільшення кількості структурно вільного фериту в сталі сприяє появі більш "щільного" перліту з більш тонкою деформацією структури, що характеризується порушеннями його будови. При утворенні квазіевтектоїда перекристалізованого аустеніту у випадку гальмування процесів виділення структурно вільного фериту спостерігається потоншення цементітних пластин, більш чітко викреслений розвиток стрічкової і стрижневої морфології цементиту. Ці особливості побудови стали доцільно використовувати при реалізації послідуючого сфероідизуючого відпалу прокату.

УДК 669.14.017:620.18

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

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

ПРОГНОЗУВАННЯ ЖИВУЧОСТІ ПРОКАТНИХ ВАЛКІВ

Вступ. Питання оцінки можливої тривалості експлуатації прокатних валків вельми важливе для визначення своєчасності закупівлі валків, забезпечення раціональної схеми обороту валків на підприємстві. На практиці при використанні валків однієї марки сталі, одного виробника та сталої технології виготовлення валків визначення необхідного парку валків і раціональної схеми їх обігу, як правило, виконують,

виходячи з накопленого статистичного набору даних за показниками експлуатації та причин списання валків. Завдання ускладняються при зміні постачальника валків, зміні марки сталі, технології виготовлення або режимів експлуатації валків при освоєнні нових видів сортаменту з підвищеними обтисканнями, швидкостями прокатки, що впливають як на контактні питомі сили, так і на зсувні напруження при захваті металу валками. В цьому випадку найважливішим завданням стає теоретична оцінка можливої тривалості експлуатації прокатних валків (їх живучості).

Мета роботи – розробка методів прогнозування живучості прокатних валків, що є актуальною задачею.

Сучасний стан питання. Відомі публікації з цього питання не враховують багато факторів, що впливають на живучість прокатних валків. Наприклад, в роботі [1] оцінка живучості прокатних валків здійснена в детермінованої постановці з використанням рівняння, що описує лінійну ділянку кінетичної діаграми втомного руйнування. Автори роботи [2] наводять загальну схему факторів, що впливають на живучість валків. В роботі [2] вплив залишкових напружень описується через відношення до межі витривалості для різних марок валкових сталей.

Дані робіт [1, 2] використані нами при розробці методів прогнозування живучості прокатних валків.

Основні результати роботи. Авторами цієї роботи запропоновано наступний метод прогнозування живучості прокатних валків. На першому етапі необхідно провести оцінку параметрів валків в стані поставки, найбільш важливих з точки зору їх подальшої експлуатації.

Загальну схему експлуатації валка (при відсутності поломок в процесі їх роботи) можна представити в такий спосіб: (завалка валка в робочу кліть) $\rightarrow$ (прокатка монтажної партії штаб) $\rightarrow$ (вивалювання валка з кліті) $\rightarrow$ (переточування валків) $\rightarrow$ (завалка в кліть) $\rightarrow$ (повторення цього циклу до повного використання робочого шару валка) $\rightarrow$ (списання валка).

Живучість прокатного валка, залежить від двох груп факторів – технології виготовлення валка і умов його експлуатації. У даній роботі для оцінки живучості валка нами пропонується застосувати коефіцієнти живучості валка відповідно в стані поставки ($K_{Ж0}$) і експлуатації ($K_{Ж1}$).

Тоді очікувана маса прокату до списання валків буде визначатися по залежності

$M_{ПР}= (H_{ЗАК}/S_{ШЛ})\cdot m_{СР}\cdot K_{Ж0}\cdot K_{Ж1}$ (1)

Коефіцієнт живучості валка в стані поставки визначається

$$K_{Ж0}=\left(\frac{HRC}{HRC_0}\right)^{n1}\cdot\left(\frac{D_0}{D}\right)^{n2}\cdot\left(1-A_\gamma\right)^{n3}\cdot\left(1-\frac{\sigma_{max}}{\sigma_B}\right), \quad (2)$$

де *HRC* – фактична твердість поверхні валка;

HRC_0 – базове значення твердості поверхні валка;

D – фактична щільність дендритної структури загартованого шару валка;

D_0 – базове значення щільності дендритної структури загартованого шару валка;

A_γ - частка залишкового аустеніту в загартованому шарі валка;

σ_{max} – максимальна величина залишкових напружень, МПа;

σ_B – розрахункове значення тимчасового опору розриву матеріалу прокатного валка, МПа;

n_1, n_2, n_3 – показники ступеня впливу факторів (таблиця 1).

Величину σ_B можна визначити, наприклад, за відомою твердістю сталі [3, 4].

Коефіцієнт живучості валка в стані експлуатації $K_{Ж1}$ визначається за такою залежністю, в якій враховується вплив дефектів на поверхні бочки валка в разі їх появи на будь-якому етапі експлуатації:

$$K_{Ж1}=\left(\frac{T_0}{T}\right)^{n4}\cdot\left(\frac{p_0}{p}\right)^{n5}\cdot\left(1-\frac{K_{def}\cdot L_{def}}{H_{ЗАК}}\right)^{n6}, \quad (3)$$

де *T* – фактична середньо масова робоча температура валка, °С;

T_0 – базова середньо масова робоча температура валка, °С;

p – фактичне середнє приведене питоме навантаження на валок з урахуванням внутрішніх напружень і динамічних навантажень, МПа;

p_0 – базове значення навантаження, МПа;

K_{def} – коефіцієнт виду дефекту;

L_{def} – характерний розмір дефекту, мм;

$H_{ЗАК}$ - товщина загартованого шару валка, мм;

n_4, n_5, n_6 – показники ступеня впливу факторів (таблиця 1).

Таблиця 1.

n_1	n_2	n_3	n_4	n_5	n_6
4,5	0,5	1,5	0,54	0,57	4,0

Базові значення параметрів визначаються, виходячи з гарантованого виробником ресурсу експлуатації валка даного типу. Значення коефіцієнта виду дефекту (K_{def}) і характерний розмір дефекту (L_{def}) вибираються по дефекту (з наявних до кінця кожної кампанії), найбільш небезпечного для живучості даного валка.

Таким чином, в роботі запропоновано новий метод оцінки живучості прокатних валків в стані поставки ($K_{ж0}$) і експлуатації ($K_{ж1}$), що враховує рівень і розподіл залишкових напружень, наявність і вид ушкоджень, температурні умови, рівень навантажень в процесі експлуатації валків.

Список літератури

1. *Бочектуева Е.Б.* Разработка расчетных методов оценки живучести рабочих и опорных прокатных валков: автореф. дис. на соиск. учен. степени канд. техн. наук: спец. 01.02.06 «Динамика и прочность машин, приборов и аппаратуры» / Е.Б. Бочектуева – М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2010. – 19 с.

2. Прочность прокатных валков / [Полухин П.Н., Николаев В.А., Полухин В.П., Толпеева Н.М.]- Алма-Ата: Наука, 1984. – 295с.

3. Испытание материалов / [Х. Блюменауер, В. Хартмут, Г. Ирмгард и др.]; пер. с нем. под ред.М. Л. Бернштейна. - М.: Металлургия, 1979. – 447 с.

4. *Воробей С.А.* Прогнозирование износа рабочих валков широкополосного стана горячей прокатки / С.А. Воробей // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. тр. – Днепропетровск: Візіон. - 2006. – Вып. 12. - С. 213-220.

УДК 669.184

В. О. Рубан[1], О. М. Стоянов[1], Я. А. Кириленко[2], Є. В. Синегін[1]

[1]Національна металургійна академія України, м. Дніпро

[2]Saarstahl AG, Германия

ВПЛИВ ОГОЛЕННЯ ДЗЕРКАЛА МЕТАЛУ НА ВИТРАТИ ТЕПЛА ПРИ РІЗНИХ РЕЖИМАХ ПРОДУВКИ НА УСТАНОВЦІ «КІВШ-ПІЧ»

Проаналізувавши сучасні технології виробництва сталі, можна сказати що одним із основних етапів для виготовлення сталей вищого ґатунку являється позапічна обробка металу на установці «ківш-піч». Ключовими операціями якої є рафінування і легування сталі ефективність яких забезпечується високими показниками масооб-

мінних процесів. Для досягнення заданих параметрів масообміну застосовують продувку нейтральним газом при цьому важливим є визначення впливу параметрів продувки на теплову роботу установки «ківш-піч».

Необхідність вивчення теплового стану ванни при обробці розплаву на УКП, обумовлена також відсутністю єдиної думки серед дослідників в оцінці величини температурного стану в металевої і шлакової фази [1]. Процеси перемішування металу і розриву шлакового шару при продувці, використовуючи гідравлічні моделі з різними маслами, були вивчені в роботах [2-4]. В роботі [5] розроблена і впроваджена система підігріву сталі за рахунок окислення алюмінію в умовах обробки сталі в ковші при цьому автори не вказали, як впливає стан шлаку та його кількість на тепловитрати з поверхні розплаву.

Судячи з огляду літературного огляду, технології позапічної обробки сталі успішно вирішують завдання корекції температури, вмісту хімічних елементів, рівномірності їх розподілу однак, для вирішення загальної проблеми зниження енергоємності обробки доцільно проведення досліджень по визначенню тепловитрат в залежності від оголення дзеркала металу під час продувки через донні дуттьові пристрої сталерозливного ковша.

Виконане низькотемпературне моделювання процесу продувки металу в сталерозливному ковші. Продувку здійснювали в 3 режимах: усереднююча 1,8 л/хв характерна для періоду нагріву металу яка проводиться в промислових умовах при витратах газу 400 л/хв, інтенсивна 2,6 л/хв – період десульфурації металу відповідає 800 л/хв на натурі, та рафінуюча – 0,32 л/хв – 100 л/хв в реальних умовах.

За результатами досліджень було розраховано та побудовано графік залежності оголення відносної площі дзеркала металу від витрат газу, при продувці через продувні блоки рис 1. Згідно проведених досліджень встановлено, що при збільшенні інтенсивності продувки відносна площа оголення дзеркала металу збільшується, за рахунок впливу барботажної зони на границю розділу метал-шлак. Відмічено, що при витратах нейтрального газу більш 800 л/хв площа оголення металу практично не змінюється.

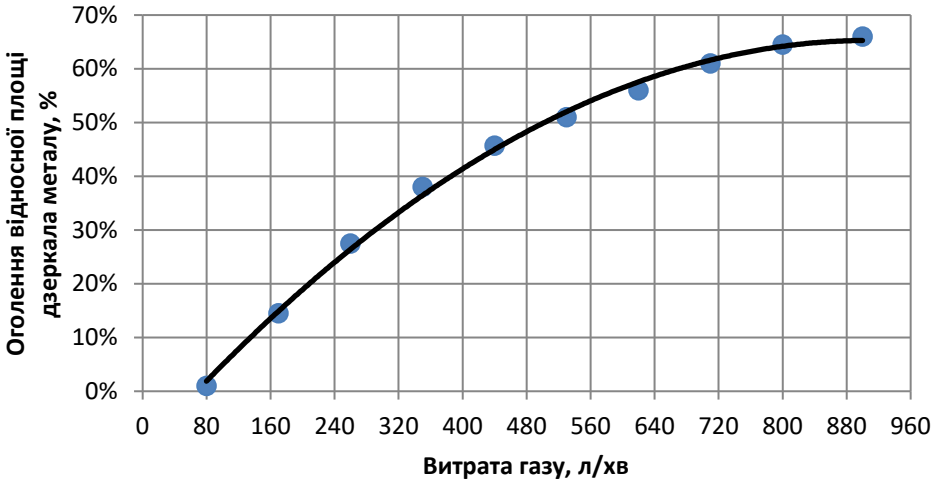


Рис. 1 – Залежність оголення відносної площі дзеркала металу від витрат газу

Проведені розрахунки втрати теплоти з поверхні дзеркала металу та через шлак, при продувці сталі на установці «ківш-піч» в залежності від оголенні дзеркала металу. На рисунку 2 зображено графік залежності зниження температури сталі від оголення дзеркалу металу за весь період продувки на установці «ківш-піч», який складає 20 хв.

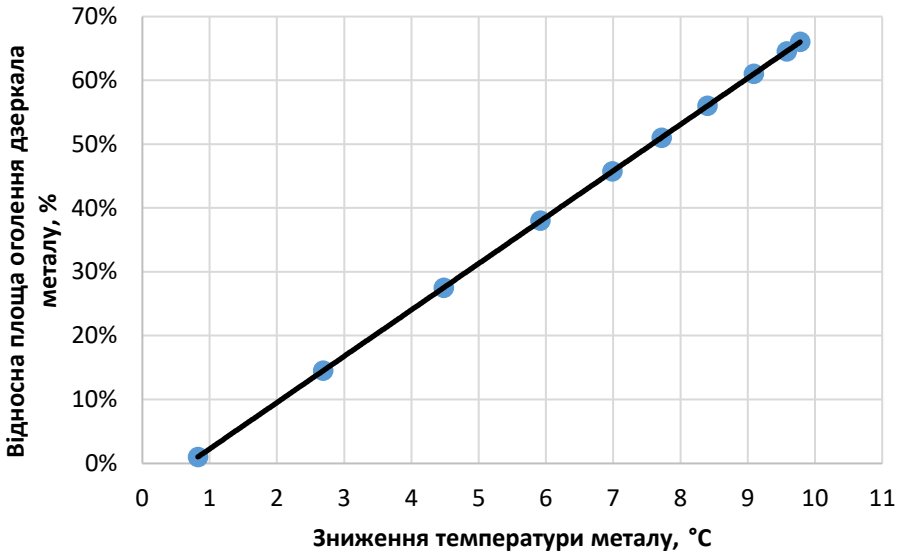


Рис. 2 – Залежність зниження температури сталі від витрат газу за весь період продувки на установці «ківш-піч»

При інтенсивній продувці температура сталі падає на 9 – 9,8 °С, оскільки дзеркало металу відкрито на 60 – 65 %, при усереднюючій на 5,5 – 7 °С, через те що від-

носна площа оголення дзеркала металу складає близько 36 – 46 %. Під час рафінуючої продувки, сталь майже повністю вкрита шлаком, та все ж таки зниження температури складає близько 1 – 2 °С, це пояснюється тим, шлак повністю не ізолює розплав від тепловтрат і відповідно мінімальне зниження температури можливе.

Отже збільшення об'ємних витрат газу, призводить до суттєвого збільшення площі відкритого дзеркала металу, що в свою чергу призводить до зниження температури розплаву. Відповідно оптимальним рішення є використання продувки в режимі з мінімальним оголенням дзеркала металу шляхом оптимізації дуттьового режиму в різні періоди.

Література

1. *Пиптюк, В. П., Болотов, В. Ю., Павлюченков & И. А., Логозинский, И. Н.* (2005). Особенности современного оборудования и технология внепечной обработки стали. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*, стр. 67 – 79.

2. *Sand U.* Control of gas bubbles and slag layer in a ladle furnace by electromagnetic stirring [Електронний ресурс]: AISTech 2008, Iron and Steel Technology Conference / U. Sand, Y. Hongliang, Y.E. Eriksson, Fdilla B. Rebei – 80 Min / 700 MB. – Pittsburgh: Iron and Steel Technology Conference, 2008. – (AISTech) – 1 електрон. опт. диск (CD-ROM); 12 см. – Систем. вимоги: Pentium; 32 Mb RAM; Windows 95, 98, 2000, XP; MS Word 97-2000. – Назва з контейнера.

3. *Sand U.* Study on fluiddynamic features of combined gas and electromagnetic stirring in ladle furnace / U. Sand, Y. Hongliang, Y.E. Eriksson, Fdilla B. Rebei // Scanmet, 3rd International Conference on Process Development in Iron and Steelmaking. – 2008. – С. 459–468.

4. *Smirnov A.* Optimization of argon-injection process parameters for ladle treatment of steel / A. Smirnov, S. Eronko, I. Kovalenko, R. Giessen // EOSC, 5th European Oxygen Steelmaking Conference. – 2006. –№ 5. – С. 272 – 279.

5. *Шебаниц, Э.Н., Ларионов, А.А. & Куклева, Н.С.* (2000). Химический подогрев стали в ковше. *Производство стали в XXI веке. Прогноз, процессы, технологии, экология* (стр. 303 – 307). Днепропетровск.

УДК 669.184

В. О. Рубан, О. М. Стоянов, К.Г. Нізяєв, Є. В. Синегін

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

ОГЛЯД ТЕХНОЛОГІЙ РАФІНУВАННЯ І ЛЕГУВАННЯ МЕТАЛУ ЗА ДОПОМОГОЮ ПОРОЖНИСТОГО ЕЛЕКТРОДУ

На сьогоднішній день, одним із основних умов успішного сталеплавильного виробництва, є отримання високоякісних сталей. Неметалеві включення мають досить сильний вплив на якість металів, але позапічна обробка сталі дозволяє знизити їх вміст.

Відомий спосіб [1] рафінування металу в електродуговій печі, який полягає в тому, що в рідку ванну дугового печі вдувають через порожнисті електроди в струмені газу-носія, наприклад в струмені аргону, оксиди металу, такі як Cr_2O_3, Mo, MoO_3, WO_3. Одночасно з цим, через занурену в розплав фурму вдувають реагенти-відновники, такі як вугільний порошок, порошкоподібні Si, Al, а в якості шлакоутворюючих добавок, наприклад, через порожнисті електроди у склепінні печі вдуваються в потоці аргону вапно і плавиковий шпат. Недоліком цього винаходу є те, що даний виплавка сталі в дуговій печі не передбачає проведення в ній методів позапічної обробки сталі і допалювання горючих газів киснем в агрегаті, що не сприяє досягненню високих техніко-економічних показників в даному сталеплавильному виробництві. Отже позапічну обробку металу на установці «ківш-піч» (УКП) можна вважати одним із ключових етапів виготовлення високоякісних сталей.

Основним джерелом теплової енергії для стабілізації температури сталі, при обробці на установці «ківш-піч», є електрична дуга, яка формується за допомогою трьох графітованих електродів (ГЕ). Вартість електродів при виплавці сталі складає одну з істотних статей витрат готової продукції [2-4]. В роботі [5] показано, що при обробці металу на 80 кг установці «ківш-піч» подаючи через графітований порожнистий електрод (ГПЕ) $ArCH_4$ швидкість нагріву розплаву, значно вище ніж при здійсненні звичайного процесу позапічної обробки сталі. Мінімальна швидкість нагріву сталі в 1,6 рази вище, а максимальна в 6,6 разів. Зменшенню швидкості навуглецьовування низьковуглецевої сталі щонайменше на 20% сприяє коінжекція аргону і водню при чому з тенденцією до зменшення зі збільшенням частки водню у суміші [6]. Також амплітуда електричного струму більш стабільна ніж при використанні суцільного електрода. При високотемпературній роботі печі, з використанням даної технології зменшується руйнування електроду, тобто він більш стійкий до термічного руйнування.

Авторами робіт [7] визначено, що в порівнянні із звичайною обробкою металу на установці «ківш-піч» подача газової суміші $ArCO_2$ дозволить знизити швидкість карбюрації на 25,8%, це відбувається через збільшенням вуглекислого газу в газових сумішах.

Авторами робіт [8] Встановлено, що при роботі з графітованим порожнистим електродом утворюються умови для зниження витрат вапна на 25-30%, та зменшення часу оброби на 20-25% досягаючи заданих властивостей сталі. Таким чином подача газів через графітовані порожнисті електроди має позитивний вплив на десульфурацію сталі на установці «ківш-піч».

Отже з огляду існуючих технологій можна сказати, що використання порожнистих електродів при позапічній обробці металу на установці «ківш-піч» несуть позитивний вплив як на якість продукції так и на свій ресурс. Виходячи з цього, представляється можливість подальшого аналізу температурних полів ГПЕ, та розробки подачі легуючих і рафінуючих матеріалів через нього. Це дозволить збільшити енергоефективність агрегату ківш-піч, за рахунок попереднього підігріву легуючих матеріалів теплом, яке безповоротно втрачається.

Література

1. *Харламов, Д. А., Степанов , В. А., Крахт, Л. Н., & Мсркср, Э. Э.* (2018). Россия Патент № 218.016.425c. Колокольцев, В. М., Ячиков, И.М., & Сарычев, Л. В. (2006). Пути снижения расхода графитированных электродов в дуговых печах. *Литейные процессы* (стр. 51-56). Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ».

2. *Грудницкий, О. М., Исхаков, Р. А., & Коробов, В. М.* (2011). Пути снижения удельного расхода графитированных электродов на электродуговых сталеплавильных печах. *Литье и металлургия*, стр. 35-36.

3. *Ячиков, И. М., Портнова, И. В., & Быстров, М. В.* (2018). Моделирование теплового состояния графитированных электродов при испарительном охлаждении. *Современные научные достижения металлургической теплотехники и их реализация в промышленности* (стр. 203-208). Екатеринбург: УрФУ.

4. *Dongping, Z., Huishu, Z., Zhouhua, J., Gong, W., & Zhaoping, C.* (2011, 05 12). Influence of Electrode Argon-Hydrogen Co-injection on Carbon Content in A Alternating Current Ladle Furnace. Advanced Materials Research, pp. 2361-2364.

5. *Dongping, Z., Huishu, Z., Zhouhua, J., Wei, G., Huabing, L., & Zhaoping, C.* (2011, 11 22). Influence of Hollow Electrode Ar-CH4 Co-injection on Temperature in a Ladle Furnace with Alternating Current Supply. Advanced Materials Research, pp. 142-146.

6. *Dongping , Z., Huishu, Z., Zhouhua, J., Wei , G., Huabing, L., & Zhaoping, C.* (2011, 05 17). Influence of Hollow Electrode Ar-CO2 Injection on Carbon Content in Ladle Furnace. Advanced Materials Re search, pp. 3864-3867.

7. *Agapitov, E., Lemeshko, M., & Sokolova, M.* (2020, 05 04). Prospects for the Use of Hollow Electrodes for Deep Desulfurization of Steel in the Ladle-Furnace Unit. Materials Science Forum, pp. 474-479.

УДК 669.1:622.785.5

М. Р. Руденко, М. А. Кащеєв, Р. М. Руденко, К. М. Бруй, О. С. Чорний

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

МОЖЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ ШАРУ ШИХТИ В ПРОМІЖНОМУ БУНКЕРІ АГЛОМАШИНИ

Система завантаження шихти на агломераційну машину повинна забезпечувати рівномірний розподіл твердого палива по ширині спікального візка. Формують шар шихти на агломераційній машині за рахунок човникового, або хитного живильника, проміжного бункера, живильника барабанного типу і завантажувального лотка для посилення сегрегації. Сегрегація шихти по висоті шару дозволяє підвищувати газопроникливість та розподіляти вуглець.

Формування підвищеного вмісту твердого палива в верхніх прошарках і зниженого в нижніх прошарках дозволяє отримувати якісний агломерат з низькою витратою твердого палива на процес [1, 2].

Однак, якщо відсутні човниковий або хитний живильник, то в проміжному бункері формується поверхня засипу у вигляді конусу. І вже у бункері починається сегрегація по ширині. Це призводить до завантаження крупної фракції під борта, а дрібної частини шихти в центр спікальних візків. На рис. 1 представлено рух високотемпературної зони в шарі шихти що агломерується при звичайному способі завантаження. Причому, в простір проміжного бункера завантажується шихта відразу з двох огрудковувачів барабанного типу. Шихта з лівого агрегату завантажується під лівий борт візка, а правий під правий борт.

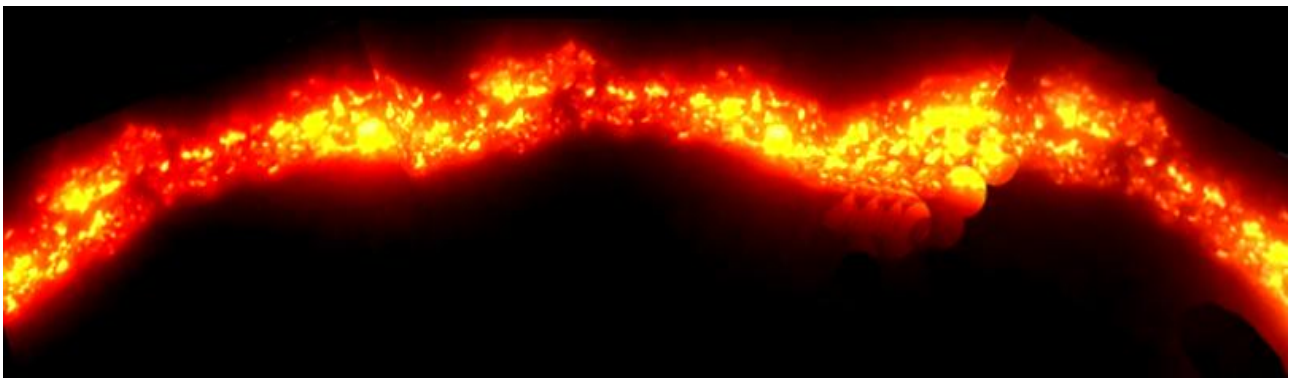


Рисунок 1 – Фото високотемпературної зони в шарі шихти що агломерується при звичайному способі завантаження

Вимірювання газопроникності на спікальних візках агломераційної машини типу АКМ-75 показали підвищену газопроникність біля бортів палети, де концентруються крупні фракції. В цих місцях шихта немає достатньої кількості твердого палива. Тоді, як в центрі палети палива більш ніж достатньо, але спікання проходить незадовільно через погану газопроникність.

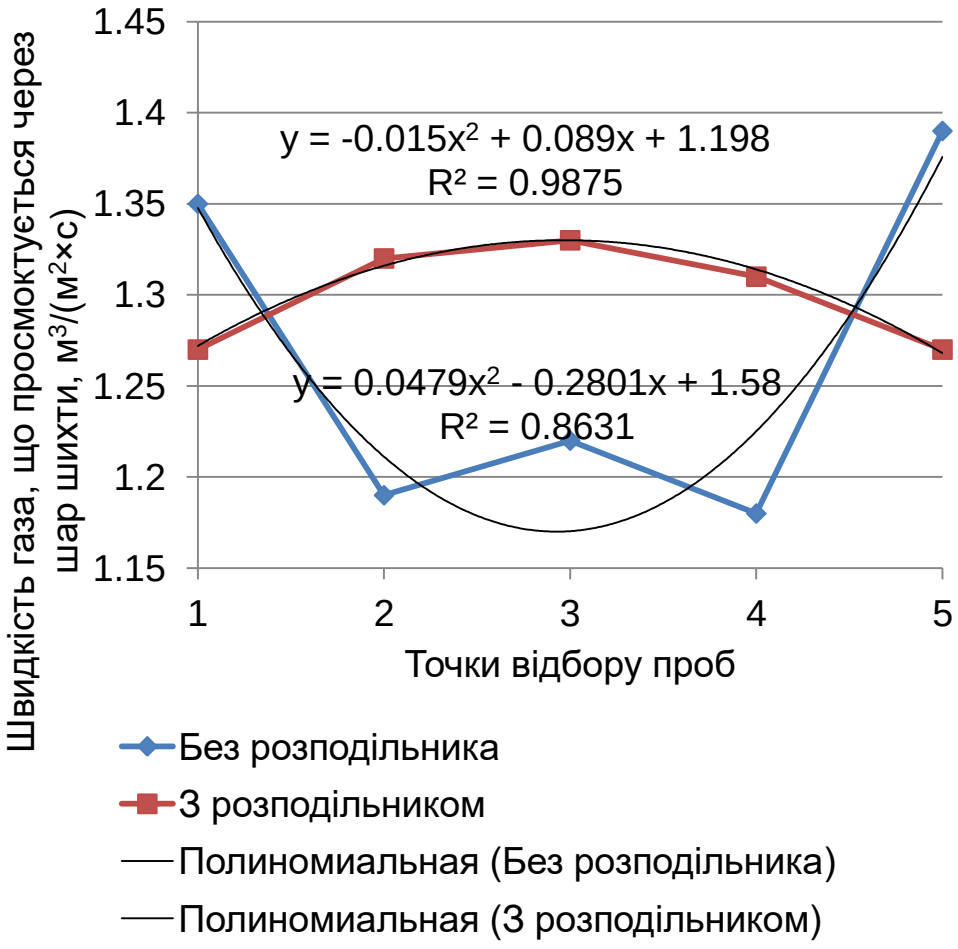


Рисунок 2 – Розподіл газопроникності по ширині палети

В результаті досліджень був розроблений, та запропонований двостулковий розподільник шихти, прототипом якого є маятниковий розподільник. Конструкції стулки розподільника виконані у вигляді лотків, встановлених в безпосередній близькості від поверхні привідного барабану конвеєра, з якого зсипається шихта. При цьому лотки, відхиляючись на кут 30-35º, змінюють напрям потоку шихти.

Результати досліджень показали, що розподільник шихти сприяє вирівнюванню профілю шихти в проміжному бункері. Про що свідчить більш низька газопроникність прибортової зони шихти (рис. 2), та фото високотемпературної зони (рис. 3).

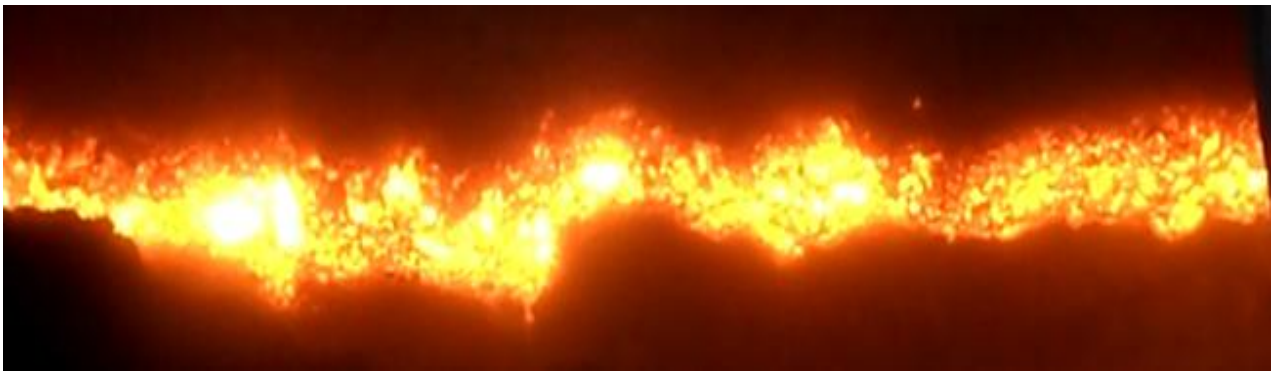


Рисунок 3 – Фото високотемпературної зони по ширині палети при формуванні шару шихти з використанням розподільника шихти

Висновки

Технологічні схеми підготовки шихти до спікання, на багатьох агломераційних машинах, не забезпечують об'ємної однорідності шару укладеної на палету шихти, по вогкості і фізико–механічними властивостям. Це приводить до сегрегації і відмінності газопроникності шихти в напрямі перпендикулярному осі машини.

Розроблено та запропоновано схему розподілення шихти в проміжному бункері і на палеті з використанням двохстулкового розподільника шихти.

Результатами дослідження встановлено, що робота розподільника вирівнює профіль шихти, зменшує явище сегрегації в проміжному бункері, та вирівнює газопроникність по ширині візка.

Список литератури

1. Шишняк Ю.Т. Проектирование объектов агломерационного производства черной металлургии // Металлургическая и горнорудная промышленность — 2004. — №2. — С. 24-26.

2. Кривченко Ю.С., Шишняк Ю.Т. // Проектирование и строительство агломерационных фабрик для черной металлургии // Металлургическая и горнорудная промышленность. — 2003. — №3. — С. 7-9. — рус.

УДК 669.1:622.785.5

М. Р. Руденко[1], В. Г. Зюзь[2], М. А. Кащеєв[1], Р. М. Руденко[1], О. С. Чорний[1]

[1]Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

[2]ТОВ «ЗЕВС-ЕЛІТ», м. Кривий Ріг

УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ОГРУДКУВАННЯ ШИХТИ З МЕТОЮ ПІДВИЩЕННЯ ШВИДКОСТІ СПІКАННЯ

При агломерації шару залізорудної шихти одним із факторів, що має значний вплив на вертикальну швидкість спікання є газопроникливість. Збільшення газопроникливості шару дозволяє без підвищення потужності тягодуттьових машин (ексгаустерів) просмоктувати більше газу, що проходить через 1 м^2 робочої площі машини [1].

Однією із можливостей підвищення газопроникливості є підвищення середньозваженої крупності гранул. Пропонується огрудкування шихти з використанням в'яжучих матеріалів [2]. В умовах лабораторії кафедри металургії чорних металів проведені досліди з використанням поверхнево-активних речовин (ПАВ), що покращують швидкість просочування вологи та рівномірність її розподілу по шихті. Досліди проводили з використанням барабанного огрудковувача, що моделює промисловий огрудковувач типу СБФ 2,8×8,0.

Ступінь заповнення барабана 15%, швидкість обертання 17 об./хв. Час огрудкування у всіх дослідах був постійним. При зволоженні шихти частина води заміщувалась поверхнево-активними речовинами. Подавався розчин шляхом розпилення над поверхнею шихти при обертанні в огрудковувачі. Після огрудкування частину шихти розсівали в ситовому аналізаторі, іншу частину завантажували в лабораторну чашу діаметром 0,150 м для агломерації. Чашу з шихтою зважували і проводили спікання по стандартній методиці.

Ситовий склад агломераційної шихти після змішування і грануляції наведено в табл. 1. Розсіванням шихти встановлено, що при використанні ПАВ в шихті зменшу-

ється кількість дрібної фракції (1-2 мм) з 42,7 % до 2,2…2,7% і водночас збільшується кількість фракції 5,5…10 мм з 6,4 % до 72,14 %. Середньозважений діаметр агломераційної шихти збільшується від 4,8 мм до 9,8 мм. Такі гранули (дослід №3) не проникають в простір між колосниками знижуючи «живий» перетин колосникової решітки. Слід відмітити, що при використанні водного розчина ПАВ з концентрацією позначеною індексом ПАВ-3 (дослід №4), різко зростає фракція >10 мм за рахунок зниження фракції крупністю 5,5…10 мм. Що негативно впливає на якість агломерату.

Таблиця 1 – Ситовий склад шихти після змішування і грануляції по фракціях, %

№ з/п	Дослід	1-2	2-3	3-5,5	5,5-10	>10	Ø$d_{сер.}$, мм
1	Шихта вихідна	42,70	15,40	15,60	6,40	19,90	4,8
2	Шихта вихідна з ПАВ-1	37,10	11,00	9,80	21,90	20,20	6,1
3	Шихта вихідна з ПАВ-2	2,20	2,40	7,42	72,14	15,84	9,8
4	Шихта вихідна з ПАВ-3	2,70	4,50	7,80	22,00	63,00	10,7

Збільшенні частки ПАВ в водному розчині привело до зниження насипної ваги з 1,717 т/м^3 до 1,632…1,618 т/м^3 за рахунок збільшення порізності шару шихти (табл. 2).

Таблиця 2 – Насипна вага шихти і вертикальна швидкість спікання, з урахуванням ситового складу шихти

№ з/п	Дослід	Середній діаметр, мм	Насипна вага, т/м^3	Вертикальна швидкість спікання, мм/хв.	
				висота шару 0,4 м	висота шару 0,6 м
1	Шихта вихідна	5,2	1,717	21,4	20,2
2	Шихта вихідна з ПАВ-1	6,0	1,645	23,4	21,6
3	Шихта вихідна з ПАВ-2	9,7	1,632	24,7	23
4	Шихта вихідна з ПАВ-3	11,6	1,618	25,1	23,9

Проведення спікання показало збільшення швидкості спікання. При висоті шару агломераційної шихти 0,4 м швидкість спікання зросла в порівнянні зі спіканням вихідної шихти з 9,3% до 17,3% а при спіканні в шарі 0,6 м з 6,9 % до 18,3%.

Висновки

Для підвищення газопроникливості агломераційної шихти запропоновано використовувати добавку поверхнево-активних речовин. Проведені дослідження показали, що при використанні речовини ПАВ підвищується проникливість зволожуючої рідини. Розсіванням шихти встановлено що при використанні ПАВ в шихті зменшується кількість дрібної фракції з 42,7 % до 2,2…2,8% і збільшується кількість фракції 5,5…10 мм з 6,4% до 72,14%. Середньозважений діаметр агломераційної шихти збільшується від 5,2 мм до 9,7 мм. При агломерації збільшується швидкість спікання в шарі 0,4 і 0,6 м з 9,3 % до 17,3% і з 6,9 % до 18,3 % відповідно.

Список літератури

1. *Бондаренко В.Д.* Интенсификация агломерационного процесса при использовании шихт с высоким содержанием тонкоизмельченных материалов / В.Д. Бондаренко, Н.Р. Руденко, С.В. Бондаренко // Теория и практика металлургии. – 2009. – №3. – С. 38-41.

2. *Руденко М.Р.* Управління гранулометричним складом і міцністю гранул огрудкованої аглошихти за рахунок використання водних розчинів поверхнево-активних речовин / М.Р. Руденко, В.Г. Зюзь, Р.М. Руденко // Збірник наукових праць ДДТУ (технічні науки). –2016. – № 2(27). – С. 38-44.

УДК 669.162.26

В. П. Русских[1], Ю. В. Хавалиц[1], С. А. Кариков[2], Р. Ю. Кирсанов[2]

[1] Приазовский государственный технический университет, г. Мариуполь

[2] ЧАО «Металлургический комбинат «Азовсталь», г. Мариуполь

АНАЛИЗ МЕТОДОВ ДИАГНОСТИКИ ДРЕНАЖНОЙ СПОСОБНОСТИ КОКСОВОЙ НАСАДКИ И РАЗРАБОТКА СПОСОБОВ УВЕЛИЧЕНИЯ ПОЛЕЗНОГО ОБЪЕМА ГОРНА ДОМЕННОЙ ПЕЧИ

Рабочий объем горна – наличие пространства для коксовой насадки, объема для жидких продуктов плавки определяется уменьшением геометрического его объема за счет гарнисажа и потери дренажной способности коксовой насадки, вызван-

ной скоплением в горне коксового мусора и наличием высокоосновных шлаков, характеризующихся высокой вязкостью.

Уменьшение рабочего объема горна доменной печи за счет потери или снижения дренажной способности коксовой насадки и образования настылей на стенках горна принято называть загромождением горна.

Основными причинами уменьшения рабочего объема горна вследствие его загромождения являются:

1. Образование коксового мусора из-за ухудшения качества кокса, сцементированного тугоплавким, высокоосновным шлаком.

2. Образование неплавких масс на основе графита, извести и ее силикатов или алюминатов, выпадающих в самостоятельные твердые фазы из чугуна и шлака вследствие изменения условий их предельной растворимости.

Общепринятыми способами оценки наличия загромождения горна [1] являются такие факторы, как увеличение общего перепада давления газа по высоте печи, замедление скорости опускания шихты перед выпуском чугуна и шлака, учащение горения воздушных фурм, неравномерность массы чугуна по выпускам, увеличение выхода графита и коксовой мелочи во время выпуска чугуна, значительные колебания химического состава чугуна по выпускам, систематическое уменьшение, по сравнению с обычным, количество чугуна, наливаемое на выпуске до появления шлака, выход через чугунную летку сначала шлака, а за тем чугуна.

В свое время разработаны два метода контроля состояния рабочего объема горна [2, 3].

Первый метод основан на характере истечения жидких продуктов плавки из чугунной летки.

По первому способу используется различная вязкость чугуна и шлака. Чугун, как продукт доменной плавки, имеющий меньшую вязкость, распределяется равномерно по всей площади горна, проникая и в скопление коксового мусора. Шлак, имеющий по сравнению с чугуном большую вязкость, скапливается преимущественно на периферии горна. Гидростатическое давление шлака на периферии растет, за счет этого чугун вытесняется в осевую зону горна, вплоть до вытеснения его до уровня чугунной летки и ниже. В этом случае, при открытии чугунной летки из доменной печи через нее в первую очередь вытекает шлак.

Сущность метода состоит в том, что для каждого выпуска определяют отношение массы чугуна вышедшего из летки до появления шлака, к общей массе чугуна за выпуск.

Отношение массы чугуна, вышедшего из горна до появления шлака к общей массе чугуна за выпуск, характеризует степень чистоты и равномерность прогрева горна по сечению.

Приближение этого отношения к 1,0 указывает на отсутствие загромождения горна и его хороший прогрев по сечению. В этом случае сначала из летки выходит чугун, а затем в конце выпуска чугун и шлак.

Приближение этого отношения к нулю указывает на загромождение горна и низкие температуры в центре, при которых шлак не может находиться в жидкоподвижном состоянии, т.е. в центре создается столб материалов, непроницаемых для шлака, и он скапливается на периферии.

За счёт увеличения гидростатического давления шлак оттесняет чугун от чугунной летки и выходит из нее ранее, чем при нормальной работе печи. Таким образом, отношение массы чугуна, вышедшего из горна до появления шлака, к общей массе чугуна за выпуск характеризует состояние горна. Исследования [3] показали, что устойчивое загромождение горна, сказывающееся на снижении производительности печей и росте удельного расхода кокса, начиналось с величины отношения 0,25 и ниже.

Второй, балансовый метод основан на балансе оксида кальция по его приходу (поступлению) в печь и выходу с продуктами плавки и колошниковой пылью. Основными способами ликвидации загромождения горна, так называемой его промывкой является загрузка в доменные печи промывочных шихт с высоким содержанием в них закиси железа, которая переходя в шлак, газифицирует углерод коксового мусора.

Применяют так называемые кислородные промывки горна, основанные на увеличении количества кислорода, расходуемого на окисление элементов чугуна за счет уменьшения его расхода на окисление углеводородсодержащих добавок к дутью [4,5].

Это легло в основу разработки нового направления способов промывки горна [5], сущность которого заключается в прекращении подачи восстановительных добавок на 15-120 минут. Ранее в качестве такой добавки использовали природный газ, в настоящее время, при распространении технологии доменной плавки с вдуванием в

горн пылеугольного топлива, в качестве такой добавки целесообразно использовать пылеугольное топливо.

Список литературы

1. *Литвиненко В.И.* загромождение горна доменной печи / В.И. Литвиненко, М.А. Лаврентьев, А.А. Бердник // Сталь. – 1966. – №2. – С.113-116.

2. *Каменев Р.Д.* Математическая модель накопления и истечения продуктов плавки из доменной печи / Р. Д. Каменев, Б. В. Боклан, В. П. Лялюк и др. // Известия вузов. Черная металлургия.- 1986.- № 3.- С. 12-15.

3. *Лялюк В.П.* Современные проблемы технологии доменной плавки / В. П. Лялюк // Днепропетровск, «Пороги». 1999.- 162 с.

4. А.с. №1216199, СССР. Способ подачи восстановительных добавок в доменную печь / И.Т. Хомич, И.Г. Товаровский, В.И. Бондаренко и др. // Кл. С 21 в 3/00. 1986.

5. А. с. №1528793, СССР. Способ промывки горна доменной печи./ В. П. Лялюк, А. А. Шидловский, И.И. Дышлевич // Кл. С 21 в3/00.1989

УДК 658.567

О. В. Саввін, М. В. Сухарева, А. Г. Мєшкова

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ОТРИМАННЯ ОКАТИШІВ ЗІ ШЛАМІВ МЕТАЛУРГІЙНОГО ВИРОБНИЦТВА

Технічний прогрес, розвиток промисловості та сільського господарства з кожним роком збільшують кількість відходів. Щороку до господарського обігу в Україні залучається понад 1 млрд т природних речовин. Це сировина і продукція гірничодобувної промисловості, виробництва будівельних матеріалів, сільського та лісового господарства, виробництва мінеральних добрив, целюлозно-паперової й нафтопереробної промисловості тощо. За існуючих обсягів первинного ресурсоспоживання і високої концентрації промисловості утворюється величезна кількість залишкових продуктів як виробництва – технологічних відходів, так і споживання – побутових відходів. Накопичення промислових і побутових відходів у місцях їхнього утворення та зберігання спричиняє значні екологічні ризики для довкілля і не лише в Україні, а й у

всьому світі, особливо для таких його складових, як атмосферне повітря, поверхневі й підземні природні води, ґрунти, рослинний покрив тощо [1].

Основними відходами металургійного комплексу є шлами, відкрите складування яких наносить значний збиток водному та повітряному басейнам. Наявність у шламах від 37 до 52 % заліза і більше 6,5 % вуглецю дозволяє розглядати їх як цінну металургійну сировину. Утилізація таких шламів традиційними методами (агломерація, отримання випалених окатишів) не вирішує екологічну проблему, а, за певних умов, навіть ускладнює її. Одним із перспективних напрямків є отримання безвипалювальних окатишів з використанням недорогих сполучних компонентів.

У роботі розглянута теоретична можливість окомкування дрібнодисперсних шихт із вмістом шламу в пристроях рециркуляційного типу з направленими динамічними зусиллями і селективним відбором кондиційних гранул [2].

Розглянемо результати досліджень основних закономірностей руху матеріалу в рециркуляційному окомковувачі.

Шихту, що взаємодіє з робочою поверхнею органу, що гранулює, можна представити як сукупність взаємодіючих точок. Робоча поверхня органу, що гранулює (лопатки), являє собою частину внутрішньої поверхні порожнистого циліндра, утворююча якого становить кут α_0 з радіусом чаші окомковувача, отже закон руху точки буде:

$$\begin{aligned} x &= r\cdot\cos(nt);\\ y &= r\cdot\sin(nt);\\ z &= ut + \frac{в}{2}\,t^2, \end{aligned} \qquad (1)$$

де r – радіус внутрішньої поверхні лопатки; u, b, n – постійні коефіцієнти; t – змінна часу.

Звивши перші два рівняння системи (1) у квадрат і склавши їх почленно, знайдемо, що траєкторія точки лежить на внутрішній поверхні кругового циліндра радіуса r, вісь якого збігається з віссю OZ.

$$x^2 + y^2 = r^2. \qquad (2)$$

Отже точка В переміщується таким чином, що її проекція на площину $O_кX_кY_к$ описує деяку гвинтову лінію. Відстань h, на яку точка В переміститься за час, протягом якого її проекція В описує повне коло, тобто за час Т, буде кроком гвинтової лінії.

$$T = \frac{2\pi}{n}. \qquad (3)$$

Для визначення тангенціального і нормального прискорення (a_τ і a_n) необхідно по рівняннях (1) обчислити V і a. Отримаємо:

$$|a_\tau| = \frac{dv}{dt}; \quad a^2 = a_\tau^2 + a_n^2.$$

Провівши операції диференціювання можна записати:

$V_x = \dot{X} = -n \cdot r \cdot \sin(nt)$; $V_y = \dot{Y} = n \cdot r \cdot \cos(nt)$; $V_z = \dot{Z} = U + bt$;

$a_x = \ddot{X} = -n^2 r \cdot \cos(nt)$; $a_y = \ddot{Y} = -n^2 r \cdot \sin(nt)$; $a_z = \ddot{Z} = b$.

Отже:

$$V^2 = n^2 r^2 + (u + bt)^2;$$

$$V = \sqrt{n^2 r^2 + (u + bt)^2}; \qquad (4)$$

$$a^2 = n^4 r^2 + b^2 = \text{const}.$$

Продиференціювавши перше рівняння з системи (4) отримаємо:

$$V \frac{dv}{dt} = b\,(u + bt),$$

звідки, уявляючи a_τ як функції V або t,:

$$|a_\tau| = \frac{b\sqrt{v^2 - n^2 r^2}}{v} = \frac{b\sqrt{(u + bt)^2}}{\sqrt{n^2 r^2 + (u + bt)^2}} = \frac{b(u + bt)}{\sqrt{n^2 r^2 + (u + bt)^2}}. \qquad (5)$$

З рівняння $a_n^2 = a^2 - a_\tau^2$ знаходимо нормальне прискорення:

$$a_n = \frac{nr}{v}\sqrt{n^2 v^2 + b^2} = \frac{nr\sqrt{n^2\left[n^2 r^2 + (u + bt)^2\right] + b^2}}{\sqrt{n^2 r^2 + (u + bt)^2}}. \qquad (6)$$

Отже радіус кривизни траєкторії ρ може бути обчислений за формулою $a_n = v^2/\rho$:

$$\rho = \frac{v^2}{nr\sqrt{n^2 v^2 + b^2}} = \frac{n^2 r^2 + (u + bt)^2}{nr\sqrt{n^2\left[n^2 r^2 + (u + bt)^2\right] + b^2}}. \qquad (7)$$

Таким чином у роботі було теоретично доказано існування оптимального радіуса кривизни траєкторії руху шихти. Використання сучасних CAE (Computer-aided engineering) систем дасть нам можливість визначити закон руху "елементарного об'єму" уздовж траєкторії. Для рішення цієї задачі можливо використовувати MathCAD, який дозволяє вирішувати диференціальні рівняння як з початковими умо-

вами, в яких задаються значення функції і її похідних в початковій точці інтервалу інтегрування, так і крайові задачі [3].

Список літератури

1. *Хільчевський В. К., Забокрицька М. Р., Кравчинський Р. Л.* Екологічна стандартизація та запобігання впливу відходів на довкілля: навч. посібник – К.: ВПЦ "Київський університет", 2016. – 192 с.

2. *Бобылев В. П., Саввин А. В., Турищев В. В., Гордиенко О. В.* Теоретические основы повышения эколого-технологической эффективности гранулирования и упрочнения окатышей. / В. П. Бобылев, А. В. Саввин, В. В. Турищев, О. В. Гордиенко // Теория и практика металлургии. – 2007. – № 4-5. – С. 39 -43.

3. Маткад. Посібник користувача. [Електронний ресурс] – Режим доступу: https://neuron.eng.wayne.edu/auth/ece4340/mathcad/mathcad_user_guide.pdf

УДК 621.7-9

Д. М. Самокиш, С. В. Журавльова

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОЇ НАДІЙНОСТІ КОРПУСНИХ ДЕТАЛЕЙ З ВИКОРИСТАННЯМ МОЖЛИВОСТЕЙ САПР

З огляду на зростаючий рівень урбанізації, потреба в металі та металевих виробах буде збільшуватися. Аналітики Worldsteel стверджують, що близько 70% світової сталі відводиться на будівництво житлових будинків, елементи інфраструктури, транспорту та машинобудування. Спираючись на визнаний тренд, Україні важливо зосередитися на розвитку цих напрямків. Причому не стільки для поліпшення внутрішньої логістики, скільки для підвищення попиту на металургійну продукцію.

Перед технологами стоять завдання подальшого підвищення якості металу, деталей машин, зниження трудомісткості, собівартості і матеріаломісткості, впровадження потокових методів роботи, механізації і автоматизації виробництва і скорочення термінів підготовки виробництва нових об'єктів. Постійно зростаюча інтенсивність роботи деталей машин, механізмів, металообробних інструментів і інших виробів при одночасному зменшенні їх маси пред'являє усе більш жорсткі вимоги до якості і надійності виробів, які стають найважливішими чинниками технічного прогресу.

Вдосконалення технологічних процесів обробки матеріалів визначає зростання ефективності і виробництва, що полягає в підвищенні продуктивності праці, економії матеріальних і енергетичних ресурсів, а також якості продукції. Досягти високого комплексу властивостей, що визначають конструкційну міцність матеріалу деталей, можна застосуванням спеціальних матеріалів, що мають високі механічні властивості, і високоефективних методів зміцнення.

В роботі розроблена технологія і технологічне оснащення для обробки деталі корпус тяги та виконано чисельне проектування ефективної операційної технології із складанням програм на ЧПУ. Створена цифрова параметрична модель готової деталі та проведене її статичне дослідження на деформацію. Розроблена модель використана для створення КД і програми, що керує ЧПК. Вдосконалено маршрутний технологічний процес шляхом заміни традиційних способів механічної обробки сучасними високопродуктивними способами розмірної обробки. Покращено операційний технологічний процес за рахунок концентрації операцій із застосуванням спеціального комбінованого різального інструменту, спеціального оснащення і багато інструментальних верстатів з ЧПУ. При цьому були задіяні прогресивні засоби розробки технологічного процесу обробки деталі в САПР. З його допомогою було виявлено скорочення кількості операцій і переходів, внаслідок чого зменшилися витрати на устаткування, електроенергію, амортизацію, а також зниження собівартості деталі.

Висновок: Розроблений варіант підвищення експлуатаційної надійності корпусних деталей з використанням можливостей САПР дозволяє скоротити час обробки заготовки, що в свою чергу призводить до зниження собівартості виготовлення деталі на 2,43 %.

Список літератури

1. *Чермных И.А., Журиле А.Г., Краевская Е.А., Адашевская И.Ю.* Геометрическое моделирование в компьютерной графике. – Харьков: "НТМТ", 2017. -320 с.

2. Справочник технолога-машиностроителя. В 2-х т. /Под ред. А. Г. Косиловой и Р.К. Мещерякова. – 4-е изд., переработ. и доп. Т.1 – М.: Машиностроение, 1986. – 656 с., ил.

3. *Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П.* Материаловедение: Учебник для машиностроительных вузов – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1980. – 493 с., ил.

4. Как диджитализация может улучшить состояние украинской металлургии?. [Электронныйресурс].URL: https://www.epravda.com.ua/rus/columns/2020/02/14/657039/ .

5. Проектирование механических цехов: Учебник для студентов машиностроительных специальностей вузов /Под ред. А.М. Дальского – М.: Машиностроение, 1990. – 352 с., ил.

6. Норенков И.П. Автоматизированное проектирование: Учеб. пособие. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2000. – 188 с.

7. *Алямовский А.А.* SolidWorks. Компьютерное моделирование в инженерной практике. – СПб.: БХВ-Петербург, 2005. – 800 с.

8. Отделочные операции в машиностроении: Справочник / Под ред. П.А. Руденко. - К.: Техника, 1990. - 150 с.

УДК 621.777.22.07

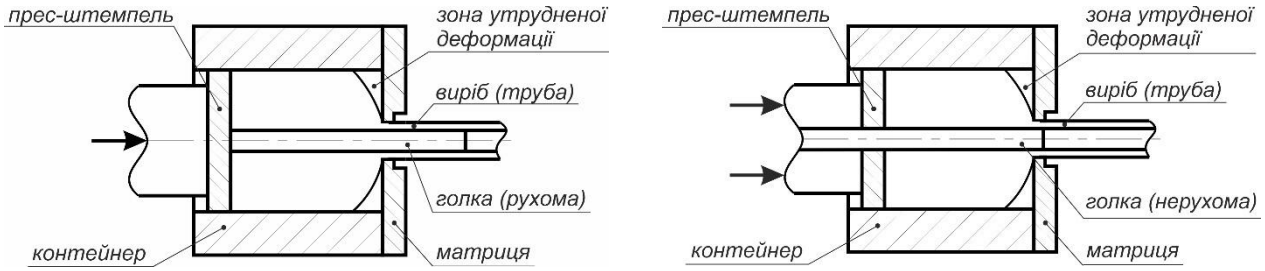
В. В. Свяцький, О. В. Скрипник, С. В. Конончук

Центральноукраїнський національний технічний університет, м. Кропивницький

ІНТЕНСИФІКАЦІЯ ПРОЦЕСУ ПРЯМОГО ПРЕСУВАННЯ ТРУБ

Інтенсифікація технологічних параметрів процесу пресування труб з метою одержання виробів з мінімальними енергосиловими параметрами має великий науковий і практичний інтерес. Напружений і деформований стан металу, а також розміри вогнища деформації при пресуванні труб, втулок тощо суттєво залежать від конструкції інструмента і, зокрема, від форми матричної лійки. Проте, дотепер не існує єдиної точки зору про вплив геометрії вогнища деформації на енергосилові параметри процесу пресування металів.

Нами проведене дослідження з визначення профілю матричної лійки на основі аналізу поля ліній ковзання сталої стадії пресування труб через симетричну одноканальну матрицю з рухомою та нерухомою голкою, що формує внутрішній канал труби, використовуючи дослідження [1 – 6].



а) б)

Рисунок 1 – Схеми прямого пресування труб з рухомою (а) та нерухомою (б) голкою

За допомогою комп'ютерного моделювання прямого пресування труб з рухомою або нерухомою голкою змащеного зразка зі сплаву АД1 ГОСТ 4784-97, величиною витяжки $\mu = 13$ та із швидкістю деформації 1 мм/сек досліджувалися такі типи профілів матричних лійок: плоска матриця; матриця, форма якої відповідає усіченому конусу; матриця, профіль якої виконаний по лінії ковзання, що відокремлює пластичну зону від пружної сталої стадії пресування труб.

Основним параметром, що визначає можливість протікання процесу пресування труб в стабільних умовах, є максимальне зусилля пресування, яке виникає в процесі деформації. Характер плину металу при пресуванні труб визначається низькою факторів, головними з яких є: калібрування матриці і голки, положення і форма границь пластичного вогнища деформації, режими пресування, умови тертя на контактних поверхнях, механічні властивості досліджуваного металу тощо.

Комп'ютерне моделювання за допомогою програмного комплексу Deform 2D/3D дозволило провести аналіз силових і деформаційних параметрів процесу пресуванні труби із рухомою і нерухомою голкою (для порівняння двох схем пресування) з урахуванням профільованої поверхні пресового інструменту.

Аналіз комп'ютерного моделювання силових параметрів пресування труб показав суттєву перевагу ввігнутих профілів матриць щодо інших профілів. При пресуванні труб через матрицю, профіль якої виконаний по лінії ковзання, що відокремлює пластичну зону від пружної, відзначені найменші енергосилові витрати в порівнянні із іншими профілями матриць.

Величину спрацювання інструменту оцінювали за моделлю Рейе-Арчарда-Хрущова, яка заснована на теорії контакту з нерівностями і використовується для опису спрацювання ковзання [7]. Спрацювання контактної поверхні матричної лійки при цьому є функцією від тиску пресування на границі поділу "інструмент – заготовка", швидкості ковзання, твердості матеріалу матриці та часу технологічної операції.

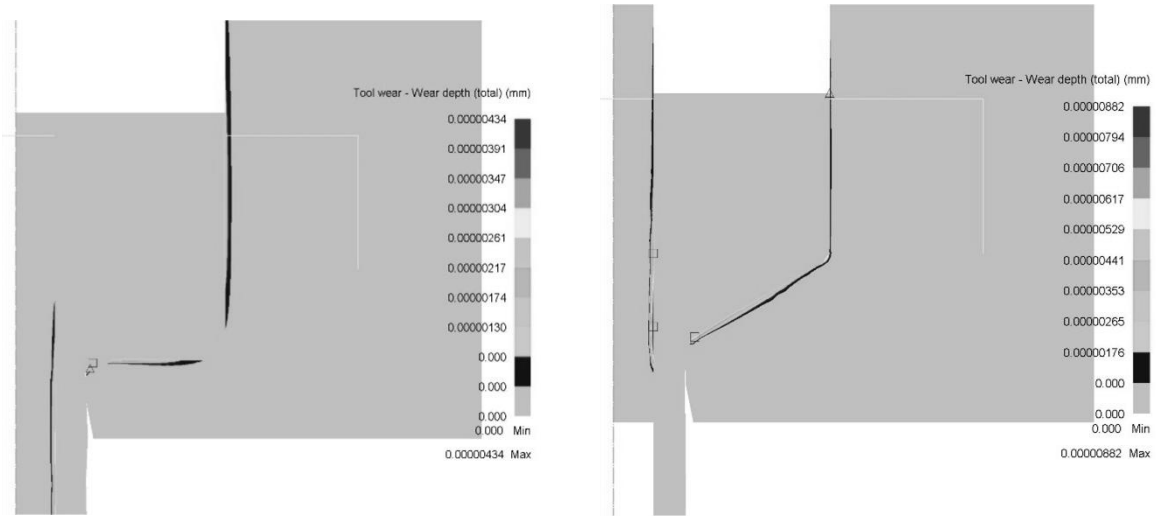
В процесі комп’ютерного моделювання:

1. Встановлений характер зміни зовнішніх сил, що діють на прес-шайбу, контейнер, матрицю і голку на початковій, основній і заключній стадіях процесу пресування труб з алюмінієвих сплавів.

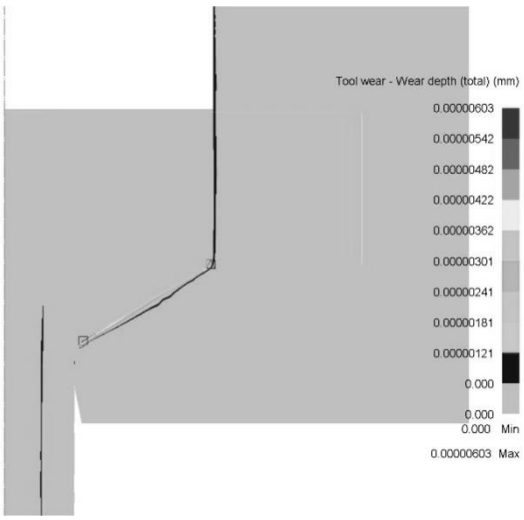
2. Отримано розподіл нормальних і дотичних напружень на контактних поверхнях деформуючого інструмента, що визначає надійність і стійкість протікання процесу пресування труб.

3. Визначені раціональні параметри геометрії матричної лійки, що забезпечують зниження енергоємності процесу і рівномірність витікання металу при пресуванні труб з алюмінієвих сплавів.

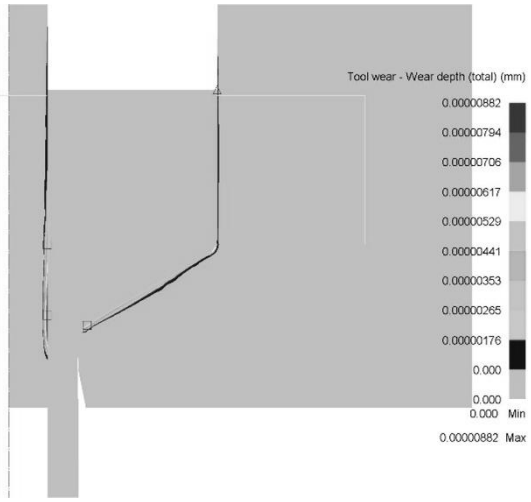
Таким чином, результати теоретичних досліджень, комп’ютерного моделювання процесу прямого пресування труб за допомогою програмного комплексу Deform 2D/3D дозволяють, враховуючи специфічне профілювання пресового інструмента, прогнозувати можливість виготовлення виробів заданого сортаменту і визначати раціональну форму пресового інструмента.



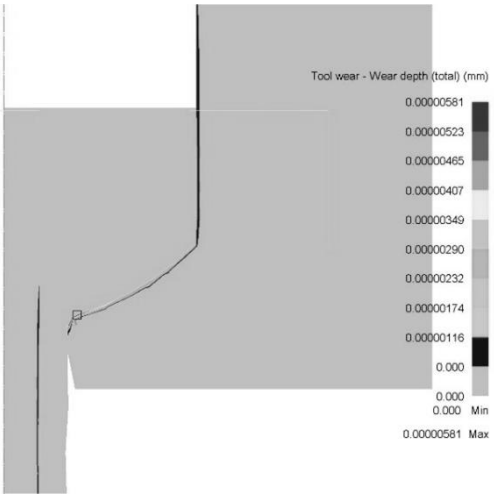
а) прямокутна матриця (рухома голка) б) прямокутна матриця (нерухома голка)



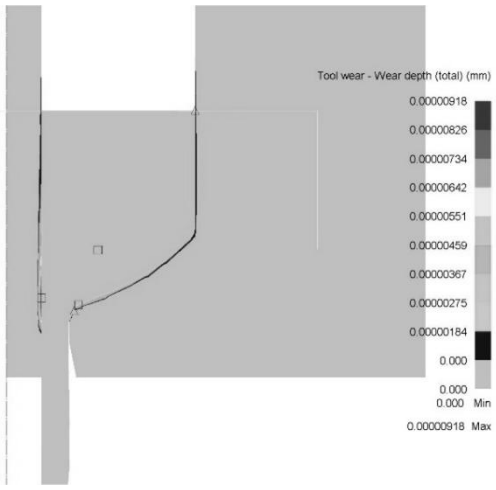
в) конічна матриця (рухома голка)



г) конічна матриця (нерухома голка)



д) увігнута матриця (рухома голка)



е) увігнута матриця (нерухома голка)

Рисунок 2 – Характер і величини спрацювання матриць з різними профілями лійки

Список літератури

1. *Шепельский, Н.В.* Оптимизация профиля матричной воронки для прессования / Н.В. Шепельский, В.В. Свяцкий // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – 2000. – № 8. – С. 10-12.

2. *Шепельский, Н.В.* Выбор рациональной геометрии матричной воронки для прессования / Н.В. Шепельский, В.В. Свяцкий // Физика и техника высоких давлений. – 2000. – Том 10. – № 4. – С. 57-61.

3. *Свяцький, В.В.* Моделювання процесу прямого пресування з використанням криволінійних профілів матричних лійок / В.В. Свяцький // Литво. Металургія. 2020:

матеріали XVI Міжнар. наук.-техн. конф., 8-10 верес. 2020 р., м. Запоріжжя: [тези доп.]. – Запоріжжя: ФОП Мокшанов В. В., 2020. – С. 294-296.

4. *Святький, В.В.* Комп'ютерне моделювання процесу прямого пресування через різні профілі матричних лійок / В.В. Святький, О.В. Скрипник, С.В. Кононучук // Центрально-український науковий вісник. Технічні науки: зб. наук. пр. – Кропивницький: ЦНТУ, 2020. – Вип. 3 (34). – С. 3-11.

5. *Свяцкий, В.В.* Анализ силовых параметров процесса прямой экструзии через различные профили матричных воронок / В.В. Свяцкий, Г.М. Крючков // Scientific Horizon in the Context of Social Crises: Proceedings of the 3rd International Scientific and Practical Conference, 16-18 april 2020, Tokyo, Japan. – Tokyo : Otsuki Press, 2020. – P. 250-256.

6. *Святький, В.В.* Вплив вогнища деформації на енергосилові параметри процесу пресування / В.В. Святький // Organization of scientific research in modern conditions '2020 : conference proceedings, May 14-15, 2020, Seattle, Washington. – USA. Seattle: KindleDP, 2020. – P. 78-82.

7. *Kato, K*. Classification of wear mechanisms/models / K. Kato // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology. – 2002. – № 216(6). – P. 349-355.

УДК 669.162.261.3

В. Б. Семакова, І. І. Харченко, В. В. Семаков

Приазовський державний технічний університет, м. Маріуполь

ПОРІВНЯЛЬНИЙ АНАЛІЗ РОЗПОДІЛУ РУДНИХ НАВАНТАЖЕНЬ ДЛЯ ЦИКЛІВ ЗАВАНТАЖЕННЯ, ЩО ФОРМУЮТЬ ВИСОКІ ШАРИ КОКСУ В ДОМЕННІЙ ПЕЧІ

В умовах використання на доменних печах (ДП) технології вдування пиловугільного палива рудне навантаження (РН) на кокс зростає до 5 кг/кг коксу і більше, що ускладнює газодинамічний режим плавки внаслідок скорочення частки коксу в стовпі шихтових матеріалів.

В цих умовах є ефективним завантаження ДП роздільними обтяженими подачами агломерату 4А↓ і коксу 4К↓. Однак дана система не забезпечує регулювання

розподілу РН радіусом колошника зміною порядку завантаження матеріалів у подачі, який є основним фактором, що визначає розподіл шихти по радіусу колошника ДП, обладнаних конусними завантажувальними пристроями.

В ПДТУ запропоновано регулювання радіального розподілу рудних навантажень (РРРН) на кокс на колошнику ДП циклами, що забезпечують послідовну укладку в стовпі шихтових матеріалів чотирьох скіпів рудної шихти і чотирьох скіпів коксу при їх різному розподіленні по двох подачах nК (3-n)А↓ (n+1)А (4-n)К↓, де кількість скіпів n = 0, 1, 2.

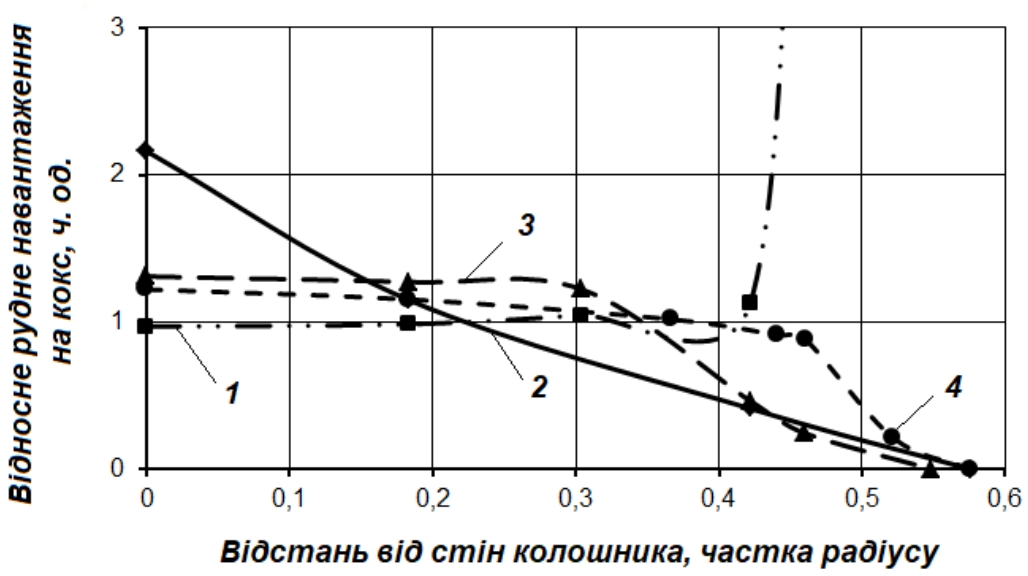


Рис. 1 Результати моделювання зміни РРРН при завантаженні доменної печі по циклах: 1 – 4А↓ 4К↓; 2 – 3А↓ А4К↓; 3 – К 2А↓ 2А 3К↓; 2К А↓ 3А 2К↓

З метою якісного порівняння проведено математичне моделювання РРРН для доменної печі корисним об'ємом 2000 м^3 щодо вказаних систем завантаження (рис.). При укладанні шихти на пологу поверхню засипу (при рівні засипу, що відповідає укладці гребеня шихти безпосередньо до стін колошника, без урахування перетікання матеріалів до вісі печі, яке дещо вирівнює розподіл шихти перетином колошника) завантажений матеріал подачі створює нову воронкоподібну поверхню з кутом нахилу α, що дорівнює куту природного укосу даного виду матеріалу, і висотою h, де $h = l\ tg\alpha$, l – протяжність радіусом колошника матеріалу подачі. Враховуючи, що об'єм матеріалів одного виду становить $V=\pi hl(r-\frac{1}{3}l)$, м^3, його маса визначається як $m=\pi l^2\ (r-\frac{1}{3}l)\rho\ tg\alpha$, т. За умови рівності протяжності агломерату l_a подачі 4А↓ і коксу l_k подачі 4К↓ радіусом колошника ($l_a = l_k$) рудне навантаження на кокс, що визначається відношенням m_a/m_k, де m_a і m_k – маси агломерату і коксу в циклі відповідно, становитиме: $РН=\rho_a$

$tg\alpha_a /(\rho_k\ tg\alpha_k)$, де ρ_a і ρ_k – насипні маси агломерату і коксу відповідно; α_a і α_k – кути природного укосу агломерату і коксу відповідно. За обраних умов моделювання (α_k = 27º, ρ_k = 0,45 т/м^3, α_a = 32º, ρ_a = 1,70 т/м^3) РН на кокс у циклі подач при $l_a = l_k$ дорівнює 4,6 кг/кг. Використання в доменній шихті окатишів з насипною масою 2,1 т/м^3 при зниженні їхнього кута природного укосу менш 27º призводить до зниження граничного РН, що задовольняє умові рівності протяжності окатишів і протяжності коксу по радіусу колошника.

За результатами спрощеного математичного моделювання визначено, що при загальному рудному навантаженні в циклі подач 4А↓ 4К ↓ більше 4,6 кг/кг протяжність агломерату радіусом колошника перевищує відповідну протяжність коксу $l_a > l_k$, що унеможливлює потрапляння кусків коксу до вісі печі та призводить до погіршення газопроникності стовпа шихти у центрі та нерівного ходу печі. РН на кокс різко підвищується в центральній зоні колошника.

При n = 0 цикл завантаження 3А↓ А4К↓ призводить до надмірного підвантаження рудними матеріалами периферійної зони і розкриття центральної зони колошника внаслідок скорочення протяжності агломерату радіусом колошника на 15%, і навпаки, зростанню на 16% протяжності коксу, порівняно з розподілом шихти при завантаженні роздільних обтяжених подач.

При n = 1 цикл завантаження К2А↓ 2А3К↓ сприяє зниженню РН в периферійній зоні на 36% і відносно рівномірному розподілу РН в периферійно-проміжному кільці колошника зі збереженням осьової «віддушини». Більшому зниженню РН в периферійній зоні сприяє завантаження шихти циклом 2КА↓ 3А2К↓ – на 42%, що супроводжується збільшенням протяжності рудного гребеня. Даний цикл завантаження характеризується найбільш рівномірним розподілом РН по радіусу колошника зі збереженням осьової газопроникної віддушини.

Регулювання розподілу РН по радіусу колошника зміною порядку завантаження матеріалів у циклі забезпечує зниження питомої витрати коксу до 2%.

Необхідно вдосконалення систем завантаження доменних печей за рахунок скорочення кількості коксових скіпів при досягненні відносно великих рудних навантажень на кокс залежно від параметрів завантажувального обладнання з дослідженням можливості регулювання радіального розподілу шихтових матеріалів.

УДК 669.184

Є. М. Сігарьов, А. А. Похвалітий, П. А. Якунін

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

ДО ПИТАННЯ ЗМЕНШЕННЯ ВТРАТ МЕТАЛУ НА УСТАНОВКАХ КОВШОВОЇ ДЕСУЛЬФУРАЦІЇ ЧАВУНУ

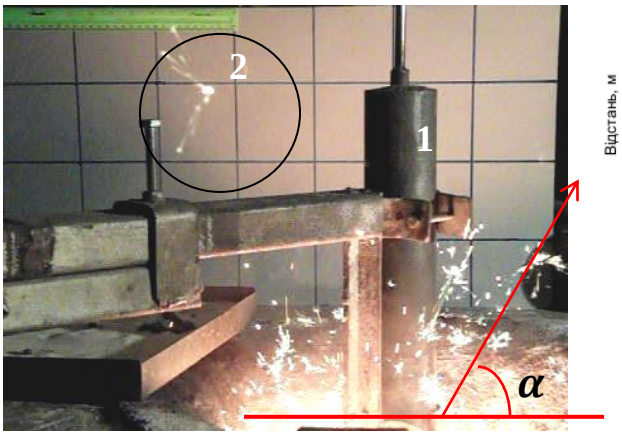
Питання зменшення втрат чавуну у процесах ковшової десульфурації переробного чавуну перед сталеплавильним переділом шляхом глибинного вдування порошкоподібних реагентів у потоці газу-носію залишається актуальним. Незважаючи на існування різних підходів до обґрунтування причин, що призводять до винесення за межі ковшу крапель чавуну, частина останнього втрачається.

Як відомо, при вдуванні у ковшову ванну газу, з використанням заглибних фурм, спливаючі газові пузирі, що вкриті плівкою металевого розплаву, при виході на поверхню ванни розриваються з викиданням металевих плівок у оточуючий простір. Рідкий метал внаслідок дії сил поверхневого натягу стягується у краплі, що рухаються за різними траєкторіями та на різну відстань. Частина крапель попадає на поверхню шлаку та має можливість повернутися у ванну як по ходу обробки, так і під час транспортування ковшу до установки скачування шлаку, інша складає втрати заліза як при вильоті за межі ковшу, так і за рахунок наступного формування металевих корольків у шлаку.

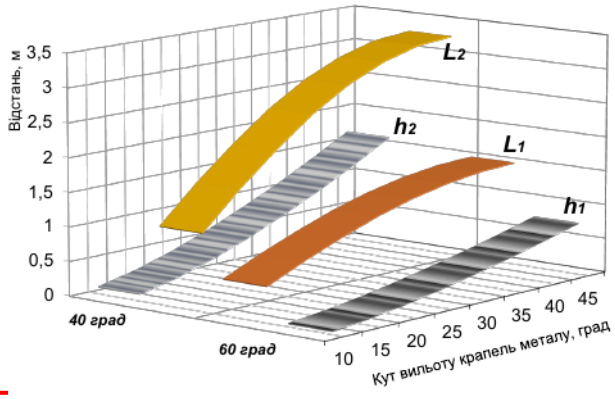
В умовах лабораторії кафедри МЧМ Дніпровського ДТУ виконали серію високотемпературних експериментів для уточнення причин та наслідків продувки розплаву чавуну нейтральним газом (аргоном), що подавали крізь заглибну фурму. Завданням було визначення напрямків, висоти та відстані переміщення металевих крапель, утворених при розриві на поверхні ванни газових пузирів. Заглибна фурма мала сопло, розташоване під кутом 90 град з діаметром 0,006 м. Витрата аргону на продувку 100 кг розплаву переробного чавуну складала 0,08-0,04 м^3/хв. Діаметр поверхні ванни металевого розплаву складав 0,245 м. Процес продувки розплаву фіксували високошвидкісною зйомкою.

За результатами обробки отриманих даних визначені характерні кути вильоту (α), діапазон значень висоти вильоту крапель над ванною (h), відстань (L) та тривалість їх польоту (τ) до контакту з поверхнею ванни або робочого майданчика за межами печі. Останню величину визначали за результатами аналізу кадрів відеозйом-

ки, у тому числі з врахуванням їх вибуху під час польоту. Виліт крапель чавуну здійснюється на різні висоти, відстань та під різними кутами нахилу до поверхні ванни (рис. 1).



а



б

Рис. 1 - Траєкторія польоту під кутом α крапель чавуну 2 та вибух краплі, що формуються при виході газових пузирів на поверхню ванни при вдуванні газу крізь заглибну фурму 1 (а); залежність відстані та висоти від кута вильоту металевих крапель у 230-т ковші (б)

Швидкість переміщення металевих крапель у просторі при розриві газового пузиря можна визначити за виразом, м/с:

$$V_0 = \sqrt{\frac{0{,}378 \cdot \sigma_м \cdot V_{пуз}^{1/2}}{(1-\cos\theta) \cdot \rho_м^{1/2} \cdot \mu^{1/2} \cdot r_{пуз}^{1/2}}},$$

де θ – напівкут центрального кута газового пузиря на момент розриву над поверхнею ванни, град; $\rho_м$ – густина залізовуглецевого розплаву, кг/м^3; μ – динамічна в'язкість металевого розплаву, Па·с; $r_{пуз}$ – радіус газового пузиря на момент виходу на поверхню ванни, м.

Результати моделювання для умов вильоту крапель чавуну при продуванні ванни у 230-т заливальному ковші конвертерного цеху ПАТ «ДМК» наведені на рис. 1, *б*. Найбільш вірогідним є виліт крапель металу за межі ковша під кутами у діапазоні 35…45 град. При меншому куті вильоту можливим є накопичення корольків у пок-

ривному шлаку. При продуванні ванни у 230-т заливальному ковші висота та шлях польоту можуть складати відповідно 0,55…0,83 м та 1,2…1,9 м. Підтверджено визначальну роль характеристик шлакового покрову на ковшовій ванні та доцільність подальшого удосконалення шлакового режиму ківшової десульфурації переробного чавуну з метою зменшення втрат заліза зі шлаком, що скачують після обробки та за рахунок вильоту крапель за межі ковша.

УДК 669.184

Є. М. Сігарьов, Ю. С. Лобанов

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

ЕНЕРГОЕФЕКТИВНІСТЬ ВИКОРИСТАННЯ ЗАЛІЗОВМІЩУЮЧИХ ВІДХОДІВ У КОНВЕРТЕРНІЙ ПЛАВЦІ З ПОПЕРЕДНІМ ПІДІГРІВОМ МЕТАЛОШИХТИ

У конвертерному способі виробництва сталі за рахунок використання різних, у тому числі альтернативних джерел енергії, існує можливість варіювання складом металошихти, із зміненням в ньому співвідношення рідкого чавуну, металобрухту, інших залізовміщуючих матеріалів. До 95% витрат енергії у конвертерній плавці складають приховані енерговитрати, основною статтею яких залишається енергоємність (23…28 ГДж/т, в умовах України) переробного чавуну (85…91% від загальних витрат), і таким чином, до напрямків підвищення енергоефективності процесу можна віднести зменшення питомої витрати рідкого чавуну у металошихті.

Енергоємність металобрухту (витрати енергії на збирання, складування та доставку до споживача) за різними даними складає 0,2…0,4 ГДж/т і збільшення витрат металобрухту у металошихту плавки на кожні 10% супроводжується зменшенням енергоємності сталі на 1,6…1,9 ГДж/т. Енергоємність сталі може бути розрахована у вигляді суми фізичного та хімічного тепловмісту сталі та витрат енергії на хімічні перетворення при отриманні одиниці цієї сталі. Загальні витрати енергії на переробку холодного металобрухту в конвертерній плавці, в залежності від ступеня його окисленості та забрудненості різноманітними домішками та включеннями, складають від 1,4 до 1,7 ГДж/т. За даними Бігєєва А.М., нижня межа відноситься до так званого «чистого» брухту, забрудненість якого неметалічними та нешкідливими домішками

(інтегральна забрудненість ($К_{ЗИ}$) за термінологією ДДТУ) не перевищує 2% від маси, а верхня – до брухту з $К_{ЗИ}$ > 5% відповідно.

На сьогодні, в умовах конвертерного цеху одного з металургійних комбінатів України впроваджено варіант конвертерної плавки з підвищеною до 29…32 % часткою металобрухту у металошихті. Технологією ведення плавки передбачено коригування теплового балансу за рахунок попереднього підігріву металобрухту у агрегаті перед заливанням переробного чавуну. При цьому здійснюється присадка кускових вуглецьвміщуючих матеріалів на металобрухт та їх спалювання шляхом вдування газоподібного кисню з витратою 600-650 м^3/хв. через штатну 5-ти або 6-ти соплову кисневу фурму, при збільшенні тривалості плавки на 4-6 хв.

Окрім сталевого брухту, який повинен відповідати вимогам ДСТУ 4121–2002 та іншим нормативам стосовно забрудненості, у складі металошихті конвертерної плавки використовують металовідходи МОС-4 з зашлакованістю до 40%, МОС-5 - до 8%, відходи доменного виробництва (з забрудненістю до 15%), залізорудні обкотиші, агломерат та брикети сталевої стружки (у кількості до 12% від маси металобрухту).

Для брикетів сталевої стружки питомі витрати енергії ($Е_П$) на їх виготовлення, з врахуванням витрат електроенергії (19,3 кВт·год/т), палива (6,60 кг/т) та кисню (0,984 м^3/т), складають 0,231 ГДж/т. Збирання та складування металобрухту, вантажорозвантажувальні роботи, аспірація та очищення газів під час переробки, транспортування брикетів до конвертерного цеху, додають ще 240,0…300,0 МДж/т і загальна енергоємність брикетів може досягти 0,50 ГДж/т.

При розрахунку енергоємності брикетів, в умовах широкого діапазону коливань $К_{ЗИ}$ (2,5…8%), необхідно враховувати і хімічний тепловміст брикетів (енерговитрати на відновлення з оксидів усіх елементів, що входять до складу брикетів сталевої стружки), особливо при попередньому підігріві шихти. Енергоємність металобрухту, що визначається як витрати енергії на відновлення усіх елементів з вищих оксидів з врахуванням ентальпій відповідних реакцій та $К_{ЗИ}$, %, можна визначити за виразом:

$$E_{П} = C_{ТВ} \cdot (T_0 - T_i) + \left(1 - \frac{К_{ЗИ}}{100}\right) \cdot (7345 + 274{,}5 \cdot \%\mathrm{C} + 196{,}5 \cdot \%\mathrm{Si} + 21{,}4 \cdot \%\mathrm{Mn} + 124{,}5 \cdot \%\mathrm{P})$$

де $С_{тв}$ – питома теплоємність металобрухту, МДж/кг ^{0}С; $Т_0$ та $Т_і$ – вихідна та температура брикетів після попереднього підігріву металобрухту у конвертері, °С; $К_{ЗИ}$ – інтегральний коефіцієнт забрудненості брикетів усіма видами домішок та включень.

Згідно до виконаних розрахунків, при попередньому нагріві брикетів сталевої стружки на 100…800 град у складі металобрухту у конвертері, на енергоємність

останніх суттєво впливає величина $K_{ЗИ}$. До прикладу, при використанні 12% брикетів у складі металобрухту, збільшення енергоємності конвертерного процесу складе від 60 до 630 МДж/т та від 445 до 1000 МДж/т для $K_{ЗИ}$ у 2,5 та 7,8 % від маси відповідно. Зі зменшенням значення $K_{ЗИ}$ ефективність попереднього підігріву металобрухту у конвертері, в цілому, зростає.

Порівняння витрат на конвертерну плавку при різних співвідношеннях чавуну та металобрухту у металошихті показує, що у розглянутому випадку, енергоефективність конвертерної плавки з попереднім підігрівом збільшеної кількості металобрухту у конвертері, може складати 1,91…1,92 ГДж/т.

УДК 669.184

Є. М. Сігарьов, А. А. Похвалітий

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

НАКОНЕЧНИК ФУРМИ ДЛЯ КОНВЕРТЕРНОЇ ПЛАВКИ З ПОПЕРЕДНІМ ПІДГРІВОМ МЕТАЛОБРУХТУ

З метою визначення раціональної конструкції і параметрів наконечника кисневої фурми, придатної для технології ведення плавки з підвищеною кількістю попередньо підігрітого металобрухту у металошихті 250-т конвертерів ПАТ «ДМК», виконані дослідження та відповідні розрахунки основних параметрів 5-ти і 6-ти соплових наконечників зі зміненим, у порівнянні зі штатними наконечниками, кутом нахилу сопел Лаваля.

За прийнятою у цеху технологією ведення плавки попередній підігрів металобрухту здійснюють безпосередньо у конвертері за рахунок спалювання кускового вугілля киснем, що подають крізь сопла, розташовані під кутом $17^{\pm 30}$ град, наконечника кисневої фурми з витратою 600-650 нм^3/хв. на протязі 4-5 хв.

Відомо, що для підвищення ступеня використання вугілля на підігрів металобрухту доцільно реалізувати більш «жорсткий» режим дуття та розосереджену у часі присадку вугілля. Не менш важливим питанням є попередження прискореного локального зносу футерівки конвертера під впливом високотемпературних факелів, що утворюються при спалюванні вугілля, за рахунок віддалення факелу від робочої поверхні вогнетривів.

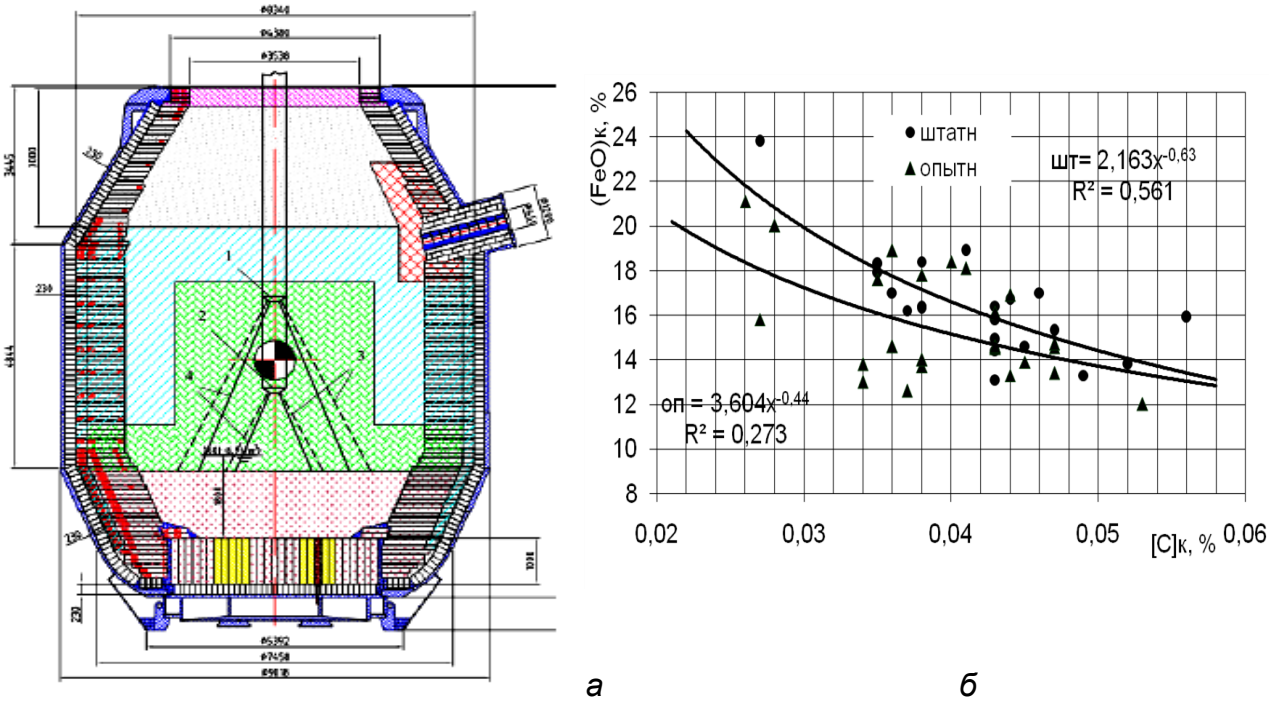
З врахуванням наведених вище умов запропонована конструкція наконечників фурм з кутом нахилу сопел у $15^{\pm 30}$. Для прогнозування впливу зміни положення над ванною запропонованих наконечників на діаметр реакційної зони (р.з.), у порівнянні зі штатними, розрахували, у першому наближенні (без врахування режимів витікання струменів), умовні геометричні параметри зони контакту кисневих струменів з поверхнею ванни. При врахуванні малої *a* та великої *b* осей «плям» контакту і використанні наконечників з *n* – сопел, загальна площа області контакту складатиме

$$S = \frac{\pi \cdot n \cdot \left(h_ф + 125 \cdot tg(90-\alpha)\right)^2 \cdot tg\beta \cdot \left(tg(\alpha+\beta) - tg(\alpha-\beta)\right)}{2 \cdot \cos\alpha},$$

де $b = \left(h_ф + 0{,}125 \cdot tg(90-\alpha)\right) \cdot \left(tg(\alpha+\beta) - tg(\alpha-\beta)\right).$

Схема розміщення умовних зовнішніх границь зон контакту кисневих струменів з поверхнею ванни у залежності від висоти розташування 5-ти соплового наконечника фурми представлено на рис. 1, *а.*

Вплив конструкції наконечника фурми на вміст оксидів заліза у кінцевому конвертерному шлаку представлено на рис. 1, *б.*



а *б*

Рис. 1 – Схема розміщення умовних зовнішніх границь зон контакту кисневих струменів з поверхнею ванни у залежності від висоти розташування 5-ти соплового наконечника фурми: 1, 2 – висота наконечника фурми над ванною 4 та 1,8 м відповідно; 3, 4 – зовнішні границі струменів штатного ($17^{\pm 30}$ град) та запропонованого ($15^{\pm 30}$ град)

наконечників відповідно (а); вплив конструкції штатного та запропонованого наконечників фурми на вміст оксидів заліза у кінцевому конвертерному шлаку (б)

За результатами дослідно-промислового випробування запропонованої конструкції 5-ти соплового наконечника встановлено, що останні надійно працюють при витратах кисню 650-1000 нм^3/хв.

Забезпечено підвищення ефективності використання вугілля на попередній підігрів вугілля зі зменшенням інтенсивності зносу футерівки конвертера та підвищення ефективності роздування шлакової ванни на футерівку з метою нанесення шлакового гарнісажу.

УДК 669.184

Є. М. Сігарьов, О. А. Чубіна, В. М. Ніколенко

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

ТЕПЛООБМІН У РОБОЧОМУ ПРОСТОРІ КОНВЕРТЕРА У ПЕРІОД РОЗДУВАННЯ ШЛАКОВОЇ ВАННИ

Нанесення захисного гарнісажного покриття на периклазовуглецеву футерівку кисневого конвертера шляхом роздування ванни підготовленого конвертерного шлаку передбачає застосування надзвукових азотних струменів. Останні формуються на виході з сопел Лаваля штатної продувальної або спеціальної гарнісажної фурми та мають температуру на виході з сопла, що значно менша за температуру робочого простору та вогнетривів агрегату. Рідкі шлакові краплі, температура яких у початковий момент винесення з ванни дорівнює температурі останньої, переміщуються за різними траєкторіями у напрямку стін та горловини конвертера. Після контакту з поверхнею вогнетриву температура рідких крапель зменшується і за рахунок тепловідведення формується гарнісажний шлаковий шар.

Поряд з гідрогазодинамічними факторами, що визначають ефективність роздування ванни, на процес формування гарнісажного шару впливають теплофізичними умови: зміна температури азоту, розподіл температурного поля у робочому просторі агрегату та за перетином футерівки, тепловий ефект тверднення рідкого шлаку, кут змочування та т. ін.

Визначення раціональної методики розрахунку та уточнення параметрів теплообміну в системі «газ-вогнетрив» в процесі роздування ванни залишається актуальним завданням.

Температуру азоту можливо визначити декількома способами: з постійними або змінними теплофізичними властивостями (ТФВ); з урахуванням винесення частки теплоти Q_y, що покидає робочий простір конвертера з відхідним потоком азоту; з застосуванням методики Г.Ф. Баландіна або моделі Є.М. Гольдфарба.

Кожен з вказаних вище методик дозволяє визначити температуру азоту або тільки як функцію часу, або за висотою робочого простору конвертера. Необхідно відмітити, що тільки в основі моделі нерухомого шару Є.М. Гольдфарба використовуються два критерії: температура газу і властивості матеріалу вогнетривів футерівки агрегату.

Інтенсивність теплообміну між газоподібним азотом і робочою поверхнею периклазовуглецевих вогнетривів футерівки розраховували з застосуванням усіх перерахованих вище методик. Вихідна температура поверхні вогнетривів перед роздуванням шлакової ванни прийнята такою, що дорівнює 1500°С, а температура надзвукових струменів азоту на виході з сопел Лаваля -98°С відповідно. За даними виконаних розрахунків побудований графік зміни температури азоту за висотою робочого простору конвертера (рис. 1).

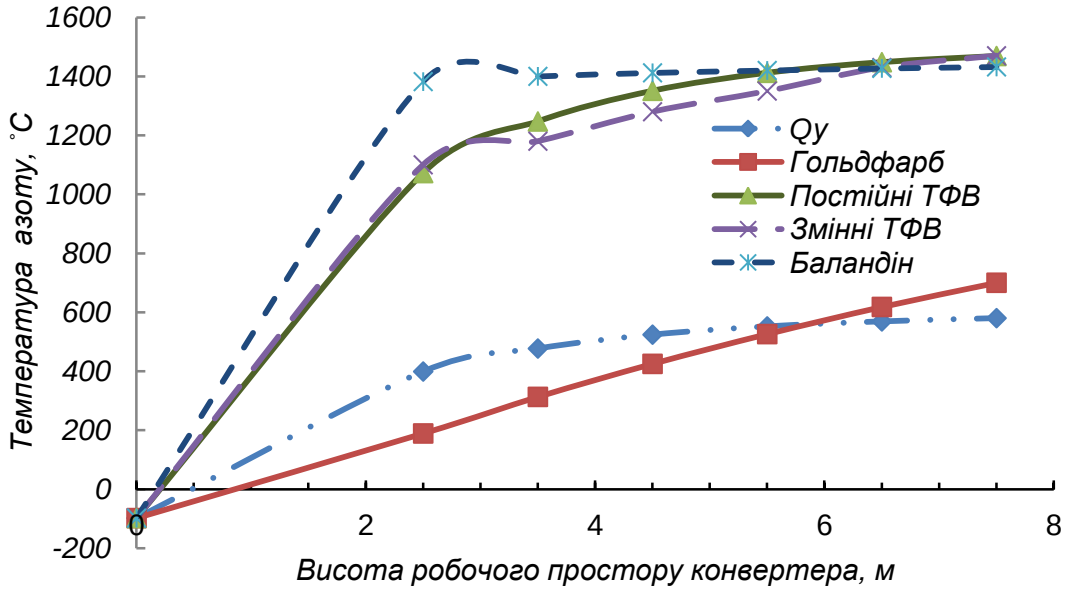


Рис. 1 – Зміна температури газоподібного азоту за висотою робочого простору конвертера

Порівняння результатів розрахунків, отриманих з застосуванням різних методик визначення теплообміну в системі «газ-вогнетрив», дозволило зробити наступні висновки:

1. Методика Г.Ф. Баландіна є достатньо зручною для виконання розрахунків, але у випадку відсутності потреби врахування впливу коефіцієнта тепловіддачі.

2. Розрахунки з застосуванням трьох різних моделей: при постійних властивостях, при змінних властивостях і по методиці Г.Ф. Баландіна, призводять до отримання приблизно однакового розподілу температур на рівні висот робочого простору конвертера понад 4,5 м.

3. Значення постійних і змінних ТФВ суттєво не впливають на результати розрахунків.

4. Врахування кількості теплоти, що покидає конвертер з відхідним потоком азоту, призводить до зменшення значень його температури приблизно на 600°С.

УДК 669.162

Є. М. Сігарьов, О. В. Довженко, А. Е. Бабкін

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

ДОСЛІДЖЕННЯ МАСООБМІНУ У СИСТЕМІ «ШЛАК – КОВШОВА ВАННА»

По ходу ковшової десульфурації введений до ванни у потоці газу-носію та невикористаний на сірку магній утворює газові пузирі, покриті металевої плівкою, які у суміші з газом-носієм, спливають до границь «шлак-метал», «атмосфера-шлак» та «атмосфера-метал» (у значному ступеню в області вільної від шлаку поверхні ванни, т. зв. «ока» [1]). Покривний шлак, який скачують з поверхні ковшової ванни після десульфурації, містить від 65 до 80% заліза. Ефективна екстракція металу зі шлаку та підвищення ступеня переробки відходів шлаку залишається актуальними завданнями.

Раніше встановлено [2, 3], що у залежності від фізико-хімічного стану шлаку покриті металевою плівкою пузирі, що руйнуються, можуть утворювати як частинки округлої або овальної, так і частинки неправильної форми. При руйнуванні пузирів в гетерогенному сухому шлаку утворюються, у переважній кількості металеві краплі неправильної форми. У межах «ока», при перетинанні границі «атмосфера-метал»

металева оболонка з поверхні пузирів у момент їх руйнування викидається у під різними кутами на поверхню шлаку та у оточуючий простір, подрібнюється і формує ендогенну металеву фазу у шлаку у вигляді крапель (а після їх кристалізації – корольків) різних фракцій. Співвідношення характерних груп за діаметрами металевих корольків складає: 0,5…2,5 мм – 10…16%; 6…8 мм - 10…20%; >10 мм – 30…45%. Зі зменшенням діаметру корольків від 2,5 мм та менше спостерігається тренд на підвищення в останніх вмісту сірки.

З метою видалення з ванни продуктів десульфурації, після закінчення етапу вдування вглиб розплаву порошкоподібних реагентів-десульфураторів, на установці ковшової десульфурації застосовується метод післяпродувного перемішування («post stirring») ванни нейтральним газом. У період «post stirring» спливаючі до верхніх горизонтів ванни газові пузирі також оточені металевої плівкою. Для розробки раціонального дуттьового режиму «post stirring» та визначення напрямків зменшення втрат чавуну з корольками, що формуються та залишаються у шлаку в цей період, доцільно отримання додаткових даних щодо закономірностей, механізму формування, утримання та повернення до металевої ванни крапель чавуну, що потрапляють до шлакового шару на поверхні останньої.

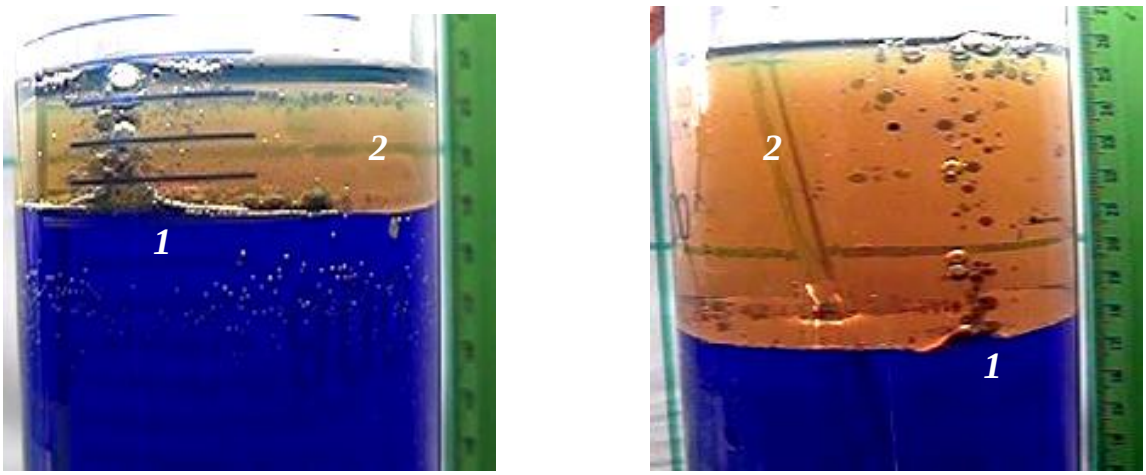
Для моделювання процесів масообміну у період «post stirring» використали модель частини заливального ковшу, виконану у масштабі 1:12 по відношенню до 230-т ковшу конвертерного цеху ПАТ «ДМК». Для досліджень була виділена характерна для промислових умов «область переважного спливання газових пузирів». При проведенні експериментів рідкий чавун моделювали водою (з температурою 20 ^{0}C), покривний шлак – моторними маслами в'язкістю від 0,05 до 0,07 Па·с. У якості індикатора, що характеризував процес перенесення металевої плівки на поверхні газових пузирів крізь міжфазні границі, використали сині чорнила, якими було підфарбовано моделючуючу чавун речовину.

На першому етапі досліджували вплив товщини шлакового шару та розмірів газових пузирів, що перетинають границю «метал-шлак», на особливості формування у об'ємі покривного шлаку крапель залізовуглецевого розплаву та їх опускання до металевої ванни під дією сил тяжіння. Визначали особливості перетинання границі «метал-шлак» газовими пузирями з металевою оболонкою на їх поверхні за межами виходу основного потоку газових об'ємів, а саме за межами утворення «ока» на поверхні ванни. У якості припущення було прийнято, що массобмін протікає в умовах відсутності інтенсивного перемішування у об'ємі шлакового покрову.

За результатами досліджень встановлено, що механізми накопичення крапель металевого розплаву у шлаковому покрові можна класифікувати наступним чином.

До першого - віднесли змивання металевої оболонки з поверхні пузиря при перетинанні границі «метал-шлак». В такому випадку рідкий метал у вигляді крапель невизначеної форми накопичується у шарі, який щільно контактує з основною металевою ванною, у нижній частині шлакового шару. Внаслідок реалізації такого механізму у вказаній зоні практично відсутній шар шлаку і газові пузирі легко проникають у середні та верхні горизонти шлакової ванни крізь металевий прошарок у нижній частині шлаку (рис. 1).

У такому випадку вплив товщини шлаку мінімізується. Газові пузирі, у залежності від їх розміру та питомої витрати газу, спливають як своєрідними агломераціями з чітко вираженими металевими прошарками між окремими пузирями, так і у «поодинокому» режимі до границі «атмосфера – шлак».



а *б*

Рис. 1 - Вигляд формування «проривної» металевої зони (тунелю) *1* на границі «метал-шлак» *2* у шлаковому шарі товщиною 30 (*а*) та 70 мм (*б*)

До другого механізму віднесли «відрив металевого шлейфу», що тягнеться за спливаючим у шлаку пузирем на відповідному рівні H_T шлакового шару, який можна визначити за виразом [4]: $H_T = H_{ШЛ} \cdot \frac{\rho_{ШЛ}}{\rho_M}$, де $H_{ШЛ}$ - товщина шлакового шару, м; $\rho_{ШЛ}$ та ρ_M - густина шлаку та чавуну, кг/м^3 , з подальшим опусканням шароподібних крапель рідкого металу крізь шлак до границі «метал-шлак» і поверненням у металеву ванну. До прикладу, для умов десульфурації чавуну у ковші на УДЧ ПАТ «ДМК», цей рівень складає 0,39…0,48 від висоти шлакового покрову в залежності від зміни товщини останнього по ходу обробки та густини шлаку.

За результатами обробки отриманих даних встановлено, що для умов холодного моделювання рівень відриву металевого «шлейфу» від пузиря у шлаковому шарі, може бути описаний виразом: $H_X = 0{,}264 \cdot H_{ШЛ}$.

До третього механізму накопичення металевих крапель у шлаку віднесли механізм змивання залишкової металевої плівки на границі «шлак-газ» після руйнування пузиря на границі «атмосфера – шлак». У такому випадку, при спливанні поодиноких газових пузирів у шлаковому покрові, останні після досягнення вказаної границі утворюють газову порожнину над поверхнею шлаку, яка після досягнення відповідного внутрішнього тиску розриває металеву оболонку купола порожнини з викиданням металевих крапель у оточуюче середовище. Утворені металеві краплі невеликого розміру частково опускаються у шлаку симетрично до умовного шляху підйому газових пузирів, а частково залишаються на поверхні в'язкого шлаку. У свою чергу, металева оболонка нижньої частини газової порожнини після руйнування останньої, за умов відповідної в'язкості шлаку, опускається крізь шар шлаку до границі «метал-шлак». При спливанні агломерацій газових пузирів останній механізм утворення та повернення до металевої ванни крапель металу набуває переваги перед іншими.

Встановлено також, що діаметр крапель чавуну нелінійно впливає на швидкість їх опускання у шлаку до границі «шлак-метал». Існує певний максимум швидкості опускання у залежності від в'язкості шлаку та його товщини. Для умов 230-т ковшу мінімальний час повернення металу з шлаку до металевої ванни, як і очікували, отриманий для в'язкості шлаку у діапазоні 0,1…0,25 Па·с та товщини останнього до 150 мм, з перевищенням цієї величини тривалість опускання металевих крапель різко зростає.

До одного з можливих механізмів потрапляння крапель чавуну до об'єму покривного шлаку можна віднести також їх захоплення нижнім шаром шлаку, який затягується циркуляційними потоками до металевої ванни.

Внесені у об'єм шлаку краплі чавуну коалесцують та, за умови досягнення критичного розміру (3…5 мм), коли дія сили тяжіння стає більше ніж сила поверхневого натягу, осідають у нижні шари шлаку до границі з металевою ванною, а за умов достатньої витримки ковша з чавуном перед скачуванням шлаку – повертаються до металевої ванни. При цьому коалесценція може і не відбутися внаслідок відносно великого між фазного натягу системи «шлак-метал» (0,6 Н·м) та невеликої відносної швидкості крапель (≤$8 \cdot 10^{-3}$ м/сек) при високій в'язкості шлаку. Як відомо [5], в умовах кон-

вертування переробного чавуну, з підвищенням в'язкості шлаку з 0,065 Па·с до 0,195 Па·с ефективність осадження крапель зменшується з 90 до 59%.

Перелік посилань

1. *Сігарьов Є.М.* Формування відкритої зони на міжфазовій границі при ковшовому рафінуванні розплаву / Є.М. Сігарьов, Д.С. Кочмола, М.К. Сігарьов // *Зб. наукових праць Дніпровського технічного університету (технічні науки)*, вип. 1(32). 2018. С. 3-9.

2. *Сігарьов Є.М.* Вплив покривного шлаку на перебіг ковшової десульфурації чавуну Є.М. Сігарьов, Д.С. Кочмола, К.І. Чубін *// Теорія і практика металургії*. №1-2. 2018. С. 67-75.

3. Характеристика металевих корольків у шлаку після десульфурації чавуну за схемою коінжекції реагентів / Є.М. Сігарьов, А.А. Похвалітий, О.В. Довженко, О.А. Чубіна // *Зб. наукових праць Дніпровського технічного університету (технічні науки)*, Том 2, №35. 2019. С. 10-16.

4. Формирование металлической фазы при барботаже газом-восстановителем многокомпонентного оксидного расплава. Сообщение 1. / А.С. Вухсихис, Л.И. Леонтьев, В.П. Ченцов и др. // *Изв. Вузов. Черная металлургия.* 2016. Том. 59. №9. С. 639-643.

5. *Meile He, Min CHEN, Nan Wang and Chuanfu Li.* Sedimentation Behavior of Liquid Iron Droplets during Smelting Reduction of Converter Slag by Considering the Coalescence of Droplets // *ISIJ International,* Vol. 59 (2019), No. 6, pp. 973-980.

УДК 669.184

Є. М. Сігарьов, А. А. Похвалітий, Ю. С. Лобанов

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

ДО МЕТОДИКИ ОЦІНКИ МЕТАЛУРГІЙНОЇ ЦІННОСТІ МЕТАЛОБРУХТУ

Металургійна цінність металобрухту, які використовують у якості складової металошихти сталеплавильних процесів, у першу чергу, визначається виходом рідкого металу. Останній, у свою чергу, залежить від ступеня засміченості (забрудненості) підготовленого до переплаву металобрухту різними типами включень та домішок.

Єдина, загальноприйнята методика для визначення ступеня засміченості металобрухту на сьогодні в Україні відсутня. Для оцінки засміченості металобрухту зазвичай використовують положення методики, що наведені у ДСТУ 4121–2002 (діє з 2003 року) [1], і які не мають відмінностей від положень, що були розроблені у XX столітті і викладені у ДСТУ 2787-75. Так, до прикладу, для брикетів сталевої стружки (вид №14 та №15), згідно з ДСТУ 4121–2002, величина засміченості так званими «нешкідливими домішками» (по масі) не повинна перевищувати 1,0% і 3,0% відповідно. До «нешкідливих домішок» віднесені домішки, наявність яких в обмеженій кількості не впливає негативно на якість виплавленого у сталеплавильному агрегаті рідкого металу: волога, дерево, земля, дрантя, пісок і інші аналогічні домішки, а також алюміній, якщо його масова частка не перевищує 0,1% (ДСТУ 4121–2002).

Крім того, згідно ДСТУ 2141-2002, усі види металобрухту та інших залізовмищуючих відходів не повинні містити бруду, надмірну кількість мастила, іржу, відходи кольорових і легованих металів. Допускається іржа атмосферного характеру (до проржавілого металу відносять частину іржі на поверхні металу, яка відшаровується при ударному впливі на нього).

Так, до прикладу, на окремих етапах оцінки засміченості стружки, брикетів сталевої стружки, пакетів відповідно ДСТУ 4121-2002, використовують наступні прийоми та підходи:

- засміченість стружки нешкідливими домішками, маслом і іншими шкідливими домішками визначають з наважки вагою у 0,5 кг. Після промивання технічними мийними засобами й просушування стружку за допомогою постійного магніту відокремлюють від немагнітних домішок і зважують;

- величину засміченості стружки у % визначають по різниці початкової маси та маси промитої стружки (п. 8.10.2);

- засміченість пакетів і брикетів холодного пресування нешкідливими й шкідливими домішками приймають рівним вмісту цих домішок у вихідній сировині для пакетів і брикетів (п. 8.11).

Зрозуміло, що точність оцінки ступеня засміченості металобрухту за такою методикою у значному ступені залежить від досвіду і зацікавленості у результаті виконавця дослідження.

До більш прогресивної методики визначення засміченості металобрухту можна віднести підхід, що представлений у СТП 235-8-08-2016 та МВИ 230-173-20. Особли-

вого обговорення та додаткового обґрунтування потребують уточнення, запропоновані співробітниками ДонДТУ для використання методики СТП 235-8-08-2016 [2].

У якості окремих зауважень до методики СТП 235-8-08-2016 необхідно вказати на складність проведення оцінки вмісту заліза в неметалічній частині в присутності окисненого заліза, заснованому на положеннях ГОСТ 26482-90, призначеному для оцінки вмісту заліза у попередньо відновлених залізних рудах, концентратах, агломератах та окатишах. Крім того, достовірність результату оцінки засміченості партії стружки, маса якої може сягати десятків тонн, отриманого, у тому числі з використанням метода титрування наважки, скороченої до 0,5 г (ГОСТ 26482-90), на нашу думку, потребує додаткового підтвердження та обґрунтування.

З метою усунення окремих недоліків методик ДСТУ 4121–2002, СТП 235-8-08-2016 та МВИ 230-173-20, запропоновано використання прямого високотемпературного дослідження для оцінки засміченості брикетів сталевої або чавунної стружки. В основу розробленої методики (МВКЗ-2018) покладено попереднє визначення щільності, міцності брикетів, з наступним застосуванням захисної інертної атмосфери при переплаві у індукційній печі наважки металошихти, відібраної з дослідної партії брикетів, для попередження окиснення поверхні отриманого розплаву. По ходу переплавлення проводиться безперервний контроль виділення газів, вигорання забруднень, температури усіх визначальних етапів переплаву (початок руйнування брикетів,формування шлаку, рідкого металу тощо). Після формування рідкої ванни проводиться відбір декількох проб металу та шлаку для наступного хімічного аналізу та визначення загальної засміченості брикетів усіма видами включень та домішок.

Для порівняльної оцінки результатів визначення засміченості брикетів, отриманих по методиці ДСТУ 4121-2002 та МВКЗ-2018 провели серію експериментів з застосуванням компіляції основних положень ДСТУ 4121-2002 з розрахунками кінцевого результату за виразами, що наведені у СТП 235-8-08-2016.

Компіляція положень вказаних методик полягала у наступному. З дослідних зразків брикетів, зруйнованих механічним шляхом, проводили відбір усередненої контрольної проби (згідно ДСТУ 4121-2002). Пробу, відповідно до вимог ДСТУ 4121-2002, просушували та проводили розсів по фракціях. Кожну фракцію переплавляли у печі Таммана у алундових тиглях з отриманням металу та шлаку й остаточним вигоранням домішок при підвищеній, у порівнянні з вимогами ДСТУ 4121-2002, температурі. Отриманий шлак повторно переплавляли у печі Таммана у графітових тиглях для відновлення заліза зі шлаку. За результатами усіх етапів зміни мас наважки

складали матеріальний баланс. На заключному етапі, на відміну від ДСТУ 4121-2002, для розрахунку засміченості брикетів, використовували розрахункові вирази, запропоновані у СТП 235-8-08-2016.

Отримані за компілятивною методикою та методикою МВКЗ-2018 (ДДТУ) результати оцінки відрізняються незначно. В той же час, результати оцінки засміченості брикетів сталевої стружки, отримані з застосуванням методики ДСТУ 4121-2002, відрізняються від наведених вище у декілька разів (у сторону зменшення рівня засміченості).

До прикладу, окремі результати визначення фракційного складу стружки з брикетів представлені на рис. 1.

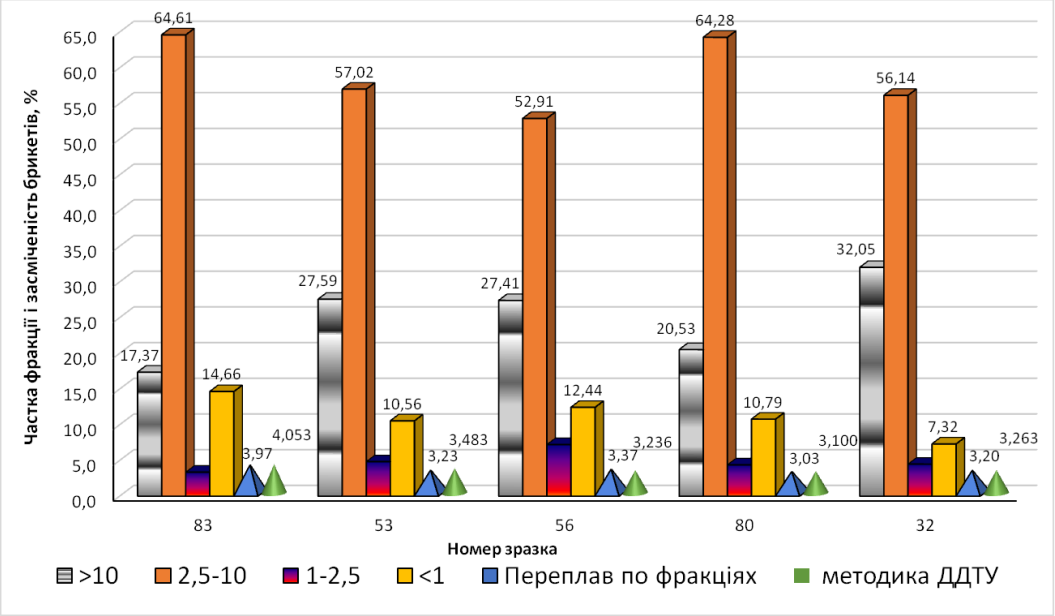


Рис. 1 - Фракційний склад дослідних зразків брикетів та відсоток їх засміченості усіма видами домішок та включень, визначений за компіляційною методикою та МВКЗ-2018 (ДДТУ)

До прикладу, на рис. 2 наведений зв’язок між кількістю фракції стружки брикетів менше 1 мм, на основі отриманих результатів проведених з використанням компіляції методик ДСТУ 4121-2002 та СТП 235-8-08-2016 (переплав по фракціях) експериментів та методики МВКЗ-2018 (ДДТУ), і рівнем засміченості брикетів.

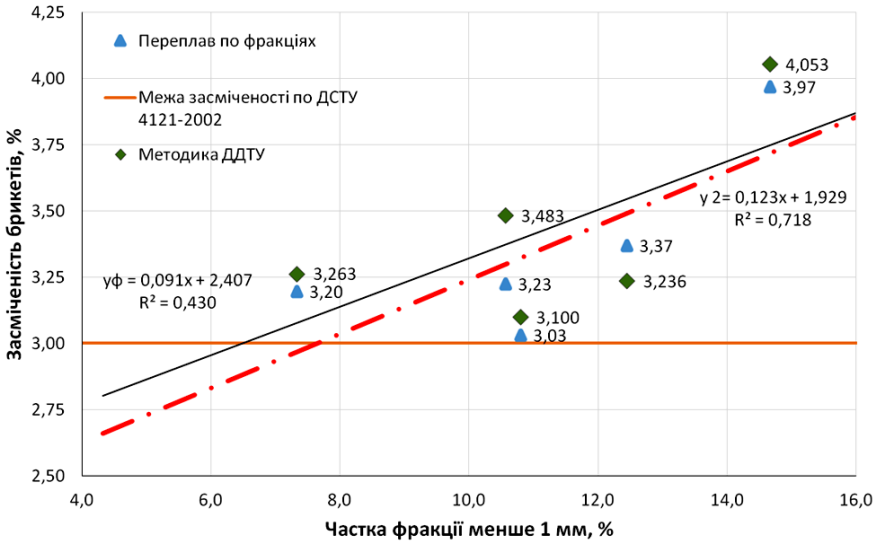


Рис. 2 – Зв'язок частки фракції стружки менше 1 мм з контрольних проб з загальною засміченістю брикетів. Горизонтальна лінія відображає допустиму межу засміченості брикетів сталевої стружки виду №15 (3%)

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.

УДК 620.9:504.054

В. В. Станиціна

Інститут загальної енергетики НАН України, м. Київ

ПОВНА ЕНЕРГОЄМНІСТЬ ПРИРОДООХОРОНИИХ ЗАХОДІВ У ДОМЕННОМУ ВИРОБНИЦТВІ

Ефективність використання енергії визначається низкою показників, найбільш уживаним показником енергоефективності є енергоємність виробництва продукції, яка є одним з основних факторів, що впливає на собівартість продукції і, зрештою, на конкурентоспроможність. На сьогоднішній день є декілька методик визначення різних видів енергоємності виробництва продукції – повної, прямої, технологічної, цехової,

повної цехової, заводської (наскрізної) [1-3]. У різних видах енергоємності враховуються енерговитрати на різні цілі. Згідно ДСТУ 3682-98 та ГОСТ Р 51750 енергоємність охорони навколишнього середовища є складовою повної та технологічної енергоємності продукції. У ДСТУ 3740-98 зазначається, що витрати на охорону навколишнього середовища мають входити в баланс енергоносіїв підприємства. Проте у згаданих вище стандартах немає методики для конкретного визначення зазначених енерговитрат.

Екологічні нормативи постійно стають жорсткішими, вартість енергоносіїв та платежі за забруднення навколишнього середовища зростають, тому питання визначення енерговитрат на охорону навколишнього середовища набувають більшого значення.

В роботах автором [4-5] удосконалено методику визначення повної енергоємності природоохоронних заходів. Для визначення зазначеного показника запропоновано використовувати низку параметрів, які можна отримати в формах статистичної звітності, в паспортах очисного обладнання та з довідкових видань. Запропоновано враховувати не лише прямі витрати на роботу обладнання, але й непрямі, такі як енергоємність реагентів, що використовуються для очищення відхідних газів та стічних вод, енерговитрати на вивезення твердих відходів, в тому числі й тих, що утворились в процесі очистки тощо.

Чавун є найбільш енергоємним продуктом чорної металургії. У викидах доменного виробництва присутні такі основні забруднюючі речовини як пил, сірчистий ангідрид, монооксид вуглецю і оксиди азоту тощо. На очищення доменного газу витрачається значна кількість води [6].

Викиди в повітря в доменному цеху виникають від: приготування шихти; завантаження і транспортування сировини; доменного газу (як непрямі викиди від спалювання); міжконусного простору засипного апарату доменної печі; повітрянагрівачів; ливарного двору; переробки шлаку. Стічні води виникають під час: очищення доменного газу; грануляції шлаку; продувки систем охолодження. Тверді відходи в основному складаються з: пилу, що утворюється під час розливанні чавуну; пилу і шламу від очищення доменного газу та аспіраційного повітря; шлаку з доменної печі [7].

За деякими даними, на теренах СНД рівень вловлювання забруднюючих речовин залишається низьким, на деяких підприємствах не досягає й 40% [8].

З використанням удосконаленої методики обраховано повну енергоємність природоохоронних заходів у доменному виробництві, а саме обчислено енергетичні

витрати на очищення організованих і неорганізованих викидів (в доменному цеху, на рудному дворі і в підбункерному приміщенні, на ливарному дворі) та на очищення стічних вод.

Розрахунки показали, що сумарно повна енергоємність природоохоронних заходів (без витрат на очищення колошникового газу) у виробництві чавуну складає 9,34-17,82 кВт·год/т чавуну, в середньому – 13,58 кВт·год/т чавуну. З урахуванням витрат на очищення доменного газу зазначені величини складуть 13,46-30,19 кВт·год/т чавуну.

Таким чином, за умови використання очисного обладнання, яке, згідно з літературними даними, має бути встановлено, енергоємність природоохоронних заходів у доменному цеху (одному з найбільш екологічно брудних на металургійному підприємстві) складає в середньому 13,58 кВт·год/т, тобто 5,23 кг у.п./т чавуну, або 0,87% від прямих енерговитрат на виробництво чавуну, що є досить значною величиною, яку треба враховувати як при визначені різних видів енергоємності продукції, так і при розробці планів модернізації виробництва, в т.ч. й для досягнення нормативів викидів, закріплених в Директиві 2010/75/ЄС.

Список літератури

1. ДСТУ 3682-98 (ГОСТ 30583-98). Енергозбереження. Методика визначення повної енергоємності продукції, робіт та послуг. – К. : Держстандарт України, 1998 – 11 с.

2. ДСТУ 3740-98 Енергозбереження. Методи аналізу та розрахунку зниження витрат палива та енергії на металургійних підприємствах ДСТУ 3740-98. – К.: Держстандарт України, 1999. – 33 с.

3. ГОСТ Р 51750-2001 Энергосбережение. Методика определения энергоёмкости при производстве продукции и оказании услуг в технологических энергетических системах. Общие положения. – М.: ИПК Изд-во стандартов, 2001. – 27 с.

4. *Станиціна В.В.* Енергоємність заходів з охорони навколишнього середовища як складова повної енергоємності продукції /В.В. Станиціна // Проблеми загальної енергетики. – 2011. – № 4 (27). – С. 47-52

5. *Станиціна В.В.* Розвиток методу повної енергоємності для визначення показників енергетичної ефективності та потенціалів енергозбереження : автореф. дис. на здобуття ступеня канд. техн. наук : спец. 05.14.01 «Енергетичні системи та ком-

плекси» / Станиціна Валентина Володимирівна ; Ін-т загальної енергетики НАН України. – Київ, 2016. – 20 с.

6. *Шульц Л. А.* Элементы безотходной технологии в металлургии: Учебное пособие для вузов / Л. А. Шульц – М.: Металлургия. – 1991. – 174 с.

7. Справочник наилучших доступных технологий в промышленности по переработке черных металлов / Некоммерческое партнерство «Центр экологической сертификации – Зеленые стандарты» // Министерство природных ресурсов и экологии РФ. - Т.2 - М.: 2013. – 222 с. – Режим доступу : https://www.mnr.gov.ru/upload/iblock/0c0/chernie _metalli_1303.pdf

8. *Воробьев В.И.* Металлургическое производство и состояние окружающей среды города (на примере ЗАО ВМЗ «Красный Октябрь») / В.И. Воробьев, К.В. Безуглов // Интернет-вестник ВолгГАСУ. Политематическая сер. 2008. Вып. 2 (7). С. http://vestnik.vgasu.ru/attachments/7-2(8.1).pdf.

УДК 669.181.28:621.745.58

А. Н. Стоянов[1], С. Б. Бойченко[2], К. Г. Низяев[1], Е. В. Синегин[1], В. А. Рубан[1]

[1]Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепр

[2]Jansen Steel Tubes, Швейцария

О ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ АЗОТА В КОВШЕВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

В практике сталеплавильного производства для перемешивания металла в ковше используют аргон. При этом применение более дешевого азота ограничивается увеличением его содержания в продутом металле.

Переход азота из газа в металл зависит от содержания в последнем кислорода и серы – поверхностно-активных элементов, при достаточном содержании которых поверхность металла блокируется оксидами железа и серой, что препятствует переходу азота. Также интенсивному переходу азота из газа в металл способствует также увеличение поверхности контакта газ- металл.

В конвертерном цехе проведены исследования влияния основных технологических показателей плавки и замены аргона на азот во время обработки в ковше на содержание азота в готовом металле. Следует отметить, что применение азота в конвертерном цехе осуществляется на двух этапах производства стали: продувка металла в конвертере через кислородную фурму с расходом 330-350 нм3/мин с це-

лью охлаждения; продувка в ковше во время выпуска стали через кислородную трубку, расположенную в шиберном затворе, с расходом 3-4 нм^3/мин.

В ходе проведения исследований контролировали основные параметры технологии конвертерной плавки, а также параметры продувки металла в ковше, время продувки; температуру металла на выпуске и в ковше; интенсивность продувки; содержание азота в готовой стали.

На рис. 1 приведен сравнительный анализ остаточного содержания азота в стали при использовании аргона и азота в качестве газа для перемешивания стали в ковше.

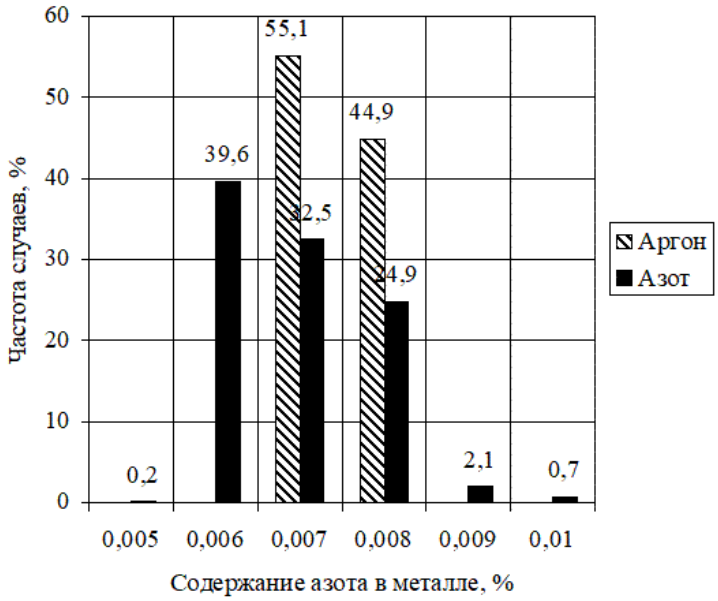


Рис. 1. Частотное распределение содержания азота в стали при использовании аргона и азота в конвертерном цехе

На рис. 2 представлены данные по качеству заготовки сечением 80х80 мм стали марки 3ТРпс, прокатанной в цехе блюминг №2. На основании данных по качеству металла можно сделать вывод, что использование азота взамен аргона не ухудшает качество металла, а на некоторых марках стали (SAE1006п, ст2пс) оказывает положительное влияние.

На основе выполненного анализа опытно-валовых плавок в конвертерном и мартеновском цехе установлено что, для стабилизации концентрации азота в металле на заданном уровне необходимо скорректировать основные параметры конвертерной плавки, что очень затруднительно в связи с высокой скоротечностью процесса, когда невозможно учесть изменившиеся условия протекания процесса.

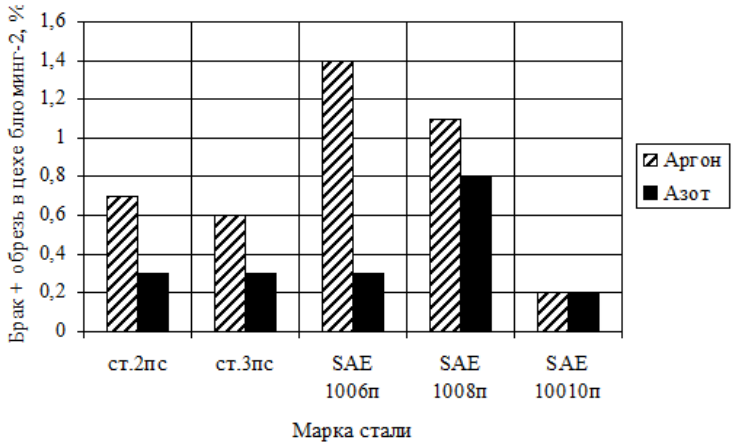


Рис. 2. Сравнительный анализ качества металла, выплавленного с применением аргона и азота

В анализе отмечено, что условия продувки металла в ковше также могут приводить к насыщению стали азотом. Поэтому необходимо регламентировать расходы азота на продувку металла в ковше, которые обеспечат необходимое перемешивание стали.

По результатам выполненных исследований установлено, что замена аргона на сухой азот, чистотой 99,99% не вызывает отклонений от технологического процесса производства низколегированной стали и при строгой регламентации технологических параметров ведения процесса и внепечной обработки стали можно обеспечивать содержание азота в соответствии с требованиями нормативной документации.

УДК 669.18

О. М. Стоянов, К. Г. Нізяєв, Є. В. Синегін, В. О. Рубан

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

АНАЛИЗ И РАСЧЕТЫ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНОГО РЕЖИМА РАЗЛИВКИ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ

Развитие дефектов в слитке готовой стали (усадочная раковина, пористость, столбчатая кристаллизация, сегрегация и трещины, и др.) во многом определяется выбором соотношения температуры и скорости разливки стали [1]. При этом единая зависимость получения качественных слитков от указанных параметров отсутствует в связи с различием в способах разливки и химического состава.

При известных прочностных и особенно пластических свойствах стали при высоких температурах склонность слитков к образованию трещин и заворотов зависит от того количества тепла перегрева стали $Q_{раз}$, которое подводится к 1 м^2 боковой поверхности затвердевающей корочки слитка при наполнении изложницы жидкой сталью [2]. Если этого количества тепла много, то скорость кристаллизации уменьшается, корочка получается тонкой и способной к образованию разрывов (трещин). В случае небольшого подвода тепла скорость затвердевания увеличивается, но этого тепла может не хватить на компенсацию потерь тепла на излучение с открытой поверхности подымающегося в процессе разливки металла в изложнице, что может привести к заворотам.

Связь скорости и температуры разливки устанавливается путем определения количества тепла, передаваемого одному квадратному метру корочки слитка в единицу времени $Q_{раз}$.

Указанное количество тепла, приходящееся на 1 м^2 внутренней поверхности изложницы, подсчитывали по следующей зависимости [3, 4]:

$$q_{раз} = \frac{c \cdot \gamma \cdot \omega \cdot \Delta T}{H} \cdot \frac{S}{П}, \text{ ккал/(мин·м}^2\text{)} \quad (1)$$

где S – площадь поперечного сечения, м^2;

П – периметр, м;

Н – высота слитка, м.

На основании выше сказанного можно сделать заключение, что для получения здоровых слитков необходимо выбирать такую температуру и скорость разливки, при которых выполнялись бы следующие соотношения:

$$\frac{c \cdot \gamma \cdot \omega \cdot \Delta T}{H \cdot П} = 2300; \quad (2)$$

$$\omega = 2300 \cdot \frac{H}{c \cdot \gamma \cdot \Delta T} \cdot \frac{П}{S}; \quad (3)$$

$$\Delta T = 1.6 \cdot \frac{H}{\omega} \cdot \frac{П}{S}; \quad (4)$$

$$\omega = 1.6 \cdot \frac{H}{\Delta T} \cdot \frac{П}{S}, \text{ м/мин.} \quad (5)$$

Оптимальное значение $q_{раз}$ величины зависит от множества параметров разливки и прежде всего от скорости циркуляции металла вдоль корочки слитка в процессе отливки слитка, формы разливочного стакана и связанной с ней турбу-

лентности струи, формы и размеров поперечного сечения слитка, теплопроводности и скорости кристаллизации слоя затвердевшего металла и ряда других факторов.

Зависимость скорости и времени разливки стали от температуры металла для девяти и двенадцати дюймовых изложниц приведена на рис.1,2.

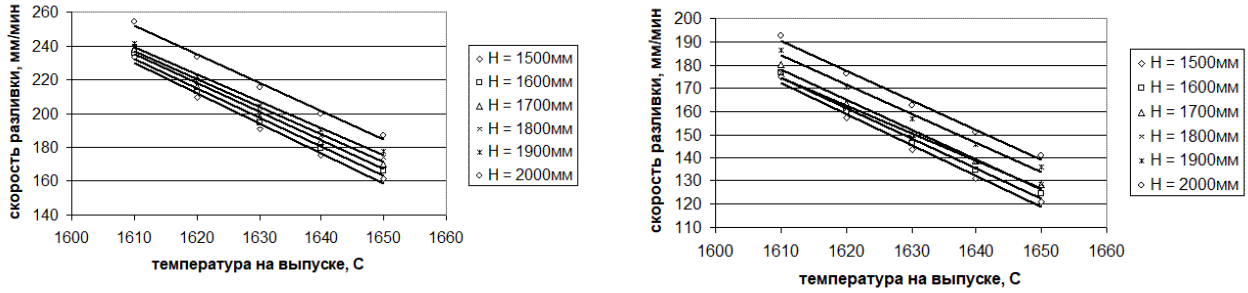


Рис.1. Зависимость скорости разливки стали от температуры металла для девяти и двенадцати дюймовых изложниц (обозначения у линий высота налива изложницы)

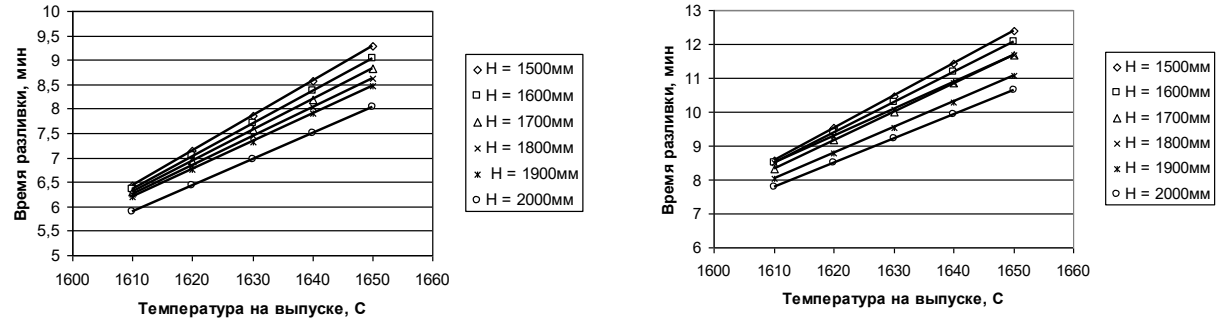


Рис.2. Зависимость времени разливки от температуры металла на выпуске для девяти и дюймовых изложниц

Анализ выполненных расчетов позволил получить значения времени наполнения изложниц в зависимости от высоты слитка и температуры стали 15Х и 20Х, при соблюдении условий образования здоровой корочки.

Анализ расчетов температурно-скоростного режима разливки стали марок 15Х, 20Х показывает, что при температуре металла на выпуске 1630 0С, что отвечает условиям действующей технологической инструкции, линейная скорость наполнения 9 -дюймовых изложниц должна находится в пределах 190-210мм/мин, а для 12’ – 145-160 мм/мин.

Список литературы

1. Металлургия стали / В.И. Явойский, С.Л. Левин, В.И. Баптизманский, П.В. Умрихин, М.Я. Меджибожский, Д.Я. Поволоцкий, Г.Н. Ойкс, М.А. Черненко, В.М. Абросимов. – М.: Металлургия, 1973. – 816 с.

2. *Ефимов В.А.* Разливка и кристаллизация стали / В.А. Ефимов. – М.: «Металлургия», 1976. – 552 с.

3. Проблемы стального слитка. М., «Металлургия», 1969 (Институт проблем литья АН УССР, Сб. №3).

4. *Ефимов В.А.* Стальной слиток. Металлургиздат, 1961. 356 с.

УДК 669.18.002

О. М. Стоянов, К. Р. Володько

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

СУЧАСНІ МЕТОДИ РОЗВИТКУ ВАКУУМУВАННЯ СТАЛІ

Розширення використання вакуумних технологій при позапічній обробці сталі виставляє потребу в підвищення якості готової продукції та зниження економічних і матеріальних витрат на її виробництво.

В останні роки однією з загальних тенденцій зниження витрат при вакуумуванні є заміна пароежекторних насосів на механічні. Це аргументується тим, що вартість матеріальних ресурсів і вартість робіт з обслуговування допоміжного обладнання при експлуатації вакууматора з механічними насосами приблизно в 10 разів нижче, ніж аналогічний показник для вакууматора з пароежекторним насосом. При використанні механічних насосів замість пароежекторних знижується витрата: електроенергії водоперекачуючими насосами з 3 до до 0,2 кВт/т сталі, витрата води з 40 до 4 $м^3$/год і механічні насоси не потребують витрати природного газу на відміну від пароежекторних в розмірі 3,5 $м^3$/т.

Подальші тенденції зниження матеріальних витрат залежать від технології виробництва. Важливим завданням розвитку технології вакуумування на різних вироб-

ництвах є зниження часу обробки, що призводить до зниження охолодження сталі за час обробки, при цьому має зберігатися висока якість виплавляємої продукції.

Одним із завдань вдосконалення процесу вакуумування сталі в останні роки є інтенсифікація тепломассопереносних процесів в об'ємі металу, що призводить до прискорення процесів дифузії розчинених у металі газів з обсягу металу в газову фазу. В результаті даних досліджень на цю тему були розроблені технології для інтенсифікації процесу вакуумування.

Ковшове вакуумування металу з паралельним перемішуванням за допомогою керамічного диска. При цьому процесі попередньо видаляється шлак з поверхні металу, ківш накривається кришкою і на поверхню металу опускають диск з керамічного матеріалу. Над металом створюється розрядження 10^{-2} Па, керамічний диск зі швидкістю обертання 20 об/хв забезпечує перемішування металу, після чого через 10 хв перемішування закінчується, відбувається вилучення диска і відключення вакуумної системи.

Циркуляційне вакуумування металу з пульсуючею подачею аргону в всмоктавний патрубок. У вакуум камері створюється розрядження, наповнення її металом здійснюється через всмоктуючий патрубок уздовж якого здійснюється розосереджена по висоті подача аргону причому введення інертного газу відбувається з використанням постійного і пульсуючого потоків при яких на всмоктуючий патрубок подають поток інертного газу, отриманий попереднім змішуванням постійного і пульсуючого потоків, при цьому тиск першого потоку складає 15 атм, пульсуючий поток подають з частотою 100-1000 Гц, а обсяг пульсуючого потоку варіюють від 10 до 90% від загального обсягу об'єму газового потоку. В результаті даного методу межа міцності металу підвищується на 5-7%, пластичність металу підвищується на 3-5%, час вакуумування знижується на 10%.

Крім модернізації відомих технологій, в останні роки активно розробляються нові підходи процесів вакумування металу.

Одним з подібних методів є розробка пульсуючого РМ вакуумування. На установці такого типу обробляють 100-т плавки конвертерногого металу. Даний метод являє собою перемінне включення і виключення подачі аргону та вакуумного насоса. В результаті цього метал у всомктуваном циліндре довжиною 6000 мм і діаметром 300 мм інтенсивно пульсує, що забезпечує високе його рафінування без створення глибокого вакууму. Параметри процесу РМ: тиск аргону> 1 МПа; інтенсивність відкачування вакуумним насосом 10 $м^3$ / хв; тривалість операції нагнітання <1 с; операція відкачування <5 с; робочий тиск 50 А.

Розвитком процесу ковшового вакуумування став процес VDF / VODF. Його принципом є локалізація дегазуемого металу, що реалізується установкою реакційної камери, яка розділяє вакуум камеру на дві зони з різним ступенем розрядження. Під час процесу вакуумування при підйомі газошлакометалічної емульсії відбувається створення гідравлічного затвору, який розділяє порожнини вакуумної камери на дві зони з різним ступенем вакууму.

Таким чином, удосконалення процесів вакуумування може призводити до зниження енерговитрат на тонну виплавленої продукції при збереженні високої її якості, що дозволить вітчизняним виробникам задовольнити попит на якісні марки сталі і успішно конкурувати на ринку.

Список літератури

1. *В. Кузнецов, Я. Кац.* Экономическое вакуумирование стали с использованием механических насосов / В. Кузнецов, Я. Кац.//Черные Металлы. – 2007. - №3-4. – С. 220–225.

2. Патент № 2016119461, 19.05.2016. Способ циркуляционного вакуумирования металлического расплава// Патент России № 2660720. 2018. Бюл. № 19. / Метёлкин А.А., Шешуков О.Ю. [та ін.]

3. Патент № 2020120577, 15.06.2020. Способ дегазации жидкого металла в ковше// Патент России № 2737906. 2020. Бюл. № 34. / Чуманов В.И., Чуманов И.И. [та ін.]

4. *Лукьянов А.В., Протасов А.В. Сивак Б.А., Щеголев Н.А.* Перспективы промышленного применения оборудования и технологии ковшового вакуумного рафинирования увеличенной производительности

[Электронний ресурс]. – Режим доступу: URL: https://metalspace.ru/production-science/technology/steel-furnace/762-perspektivy-primeneniya-tekhnologii-kovshovogo-vakuumnogo-rafinirovaniya.html (дата звертання: 23.03.2021).

УДК 669.018.28.04

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ КАРБОНІТРИДНОГО ЗМІЦНЕННЯ ВІДЦЕНТРОВО-ЛИТОЇ НИЗЬКОЛЕГОВАНОЇ ЕЛЕКТРОСТАЛІ

Роботи, проведені у ВНДТІ і ЦНДІТмаш по дослідженню структури і властивостей відцентроволитих труб з вуглецевих сталей, показали, що метал після термічної обробки відповідає вимогам стандартів на катані труби по механічним властивостям, а по однорідності цих властивостей в подовжньому і тангенціальному напрямах перевершує виготовлений гарячою прокаткою або отриманий стаціонарним литтям.

У роботі показано, що традиційна технологія відцентрового лиття з подальшою нормалізацією не забезпечує в товстостінних трубах з низьколегованої електросталі 10ХСНД необхідний рівень властивостей, що отримується після гарячої прокатки (σв ≥ 510 МПа; σт ≥ 390 МПа; δ ≥19%; KCU≥29 Дж/см2 при -400С і після механічного старіння при +200С). Використання мікролегування церієм, ванадієм, металевим кальцієм, а так само застосування термоциклування не дозволило добитися бажаного рівня механічних властивостей у відцентровому литті.

Досліджена можливість карбонітридного зміцнення (КНЗ) відцентрового лиття з електросталі 10ХСНД комплексним введенням мікродобавок титану, алюмінію і азоту. Перший з них визначає рівень розчинності азоту в рідкому металі і формування карбонітридних включень в розплаві, а також, виконуючи функцію інокулятора, виступає як регулятор величини первинного литого зерна. Нітрид алюмінію, який формується в твердому металі, забезпечує подрібнення зерна при нагріві під термічну обробку.

У дослідженнях велика увага була приділена поведінці азоту при відцентровому розливанні, як елементу, найбільш відповідальному за ефективність карбонітридного зміцнення. Аналіз вмісту азоту в металі проводили в зразках, відібраних з печі до і після введення його у ванну, в ковшовій пробі і в темплетах від труб по перетину стінки на зовнішній і внутрішній поверхнях і в її центрі. Всього було проаналізовано 25 плавок сталі 10ХСНД з КНЗ і три труби без КНЗ - дві труби із сталі St52 і одна із сталі 10ХСНД.

Вперше виявлений ефект додаткового насичення металу азотом в процесі заливки металу в кокіль відцентрової машини. Можна стверджувати, що це пов'язано з взаємодією повітря з тонкою плівкою рідкої сталі в заливальній горловині і далі по

всій довжині кокілю. При цьому, із-за постійно поновлюваної поверхні контакту повітря з відносно невеликими порціями розплаву, що поступають в машину, швидкість поглинання металом азоту достатньо велика.

При подальшій кристалізації із-за різкого зменшення розчинності азоту з ~ 0,050 до ~ 0,012% мас. не зв'язаний в карбонітриди титана надлишковий азот повинен переходити в газову фазу. Проте в умовах відцентрового розливання забезпечується можливість фіксації в твердому розчині при кристалізації сталі надлишкових концентрацій азоту в порівнянні із статичним розливанням (зливки, безперервна заготівка, звичайне литво), завдяки додатковому динамічному тиску відцентрових сил на метал. При цьому показано, що для гарантованого отримання безпористої структури металу вміст титану має бути не менше 0,033% мас.

На підставі проведених досліджень встановлено, що оптимальне мікролегування титаном, алюмінієм і азотом забезпечує поліпшення мікроструктури і підвищує механічні властивості відцентроволитих труб з електросталі 10ХСНД до рівня вимог деформованого металу.

За результатами дослідно-промислових плавок розроблена нормативна документація на виплавку і відливання електросталі 10ХСНД з карбонітридним зміцненням. Проведена і прийнята замовником промислова партія відцентроволитих труб різних розмірів з цієї сталі.

УДК 504.064.3:574

О. К. Тяпкін[1], Л. Б. Анісімова[2], А. О. Бурлакова[1], М. К. Сармін[1]

[1]Національний технічний університет «Дніпровська політехніка», м. Дніпро

[2]Інститут проблем природокористування та екології НАН України, м. Дніпро

РАДІАЦІЙНИЙ ВПЛИВ НА ДОВКІЛЛЯ ГІРНИЧО-МЕТАЛУРГІЙНИХ ВІДХОДІВ (НА ПРИКЛАДІ ДНІПРОПЕТРОВСЬКОЇ ОБЛАСТІ)

На території Дніпропетровської області протягом більше 50 років здійснювалися радіаційно небезпечні виробничі та технологічні процеси, у т.ч. розробка уранових родовищ (у т.ч. підземне вилуговування), вилучення солей урану з уранових руд та їх концентратів, доменна виплавка уранзалізовмісних руд і вилучення уранових солей з доменних шлаків цих руд, поховання радіоактивних відходів видобутку і збагачення уранових руд, а також радіоактивних джерел і відходів, що утворюються в різних га-

лузях промисловості п'яти областей сходу України, тощо. В результаті чого на території області на загальному нормальному фоні (до 15 мкР/год) виявляються аномальні ділянки різного розміру: на сході – це значна за площею аномальна зона, яка займає майже весь Західний Донбас, де поверхневе забруднення техногенними радіонуклідами досягає за Cs^{137} – до 3 Кі/км^2 і Sr^{90} – до 0,18 Кі/км^2, а радіоактивне забруднення поверхневих водотоків – $\geq 5\times10^{-13}$ Кі/м^3, при середньому вмісті радіонуклідів у р. Дніпро $(1\div2)\times10^{-15}$ Кі/м^3; на заході – це поодинокі, невеликі за площею, але подекуди інтенсивні (до 3000 мкР/год) ділянки, які ізольовані одна від одної та пов'язані з підприємствами ядерного паливного циклу (видобутком, переробкою уранової сировини, утилізацією та складуванням радіоактивних відходів, в першу чергу – хвостосховищами, основною особливістю яких є величезна кількість відходів, що упродовж декількох десятиріч скидалася у верхів'я ярів і байраків, які не мали достатню спеціальну антифільтраційну підготовку днища і загороджувальних гребель) [1,2].

На території області видобуток уранових руд із кінця сорокових років минулого сторіччя відбувався в районі м. Жовті Води (до 1989 р.), на Першотравневому родовищі у Терновському районі м. Кривий Ріг (до 1967 р.) та на ділянці підземного вилуговування родовища «Девладово» у Софіївському районі (до 1983 р.). Переробка уранових руд здійснювалася на Придніпровському хімічному заводі (ПХЗ) у м. Кам'янське та гідрометалургійному заводі (ГМЗ) у м. Жовті Води.

Район м. Жовті Води. До діючих радіаційно-небезпечних об'єктів тут відноситься завод по переробці уранових руд – гідрометалургійний завод (ГМЗ), який розташовано на відстані 2,5 км від житлової забудови міста, у північній частини його промислової зони. На відстані 200 м від заводу розташоване хвостосховище «КБЖ», що знаходиться в стадії рекультивації. Складування виробничих відходів, що утворюються, здійснюється у хвостосховищі «Щербаківське», яке розташоване в однойменній балці, що є правою притокою р. Жовта – 1,5 км на південь від м. Жовті Води. У процесі переробки уранових руд в навколишнє середовище викидається до $1{,}1\cdot10^{10}$ Бк/рік радону та $2{,}15\cdot10^{-2}$ т/рік природного урану (сумарною активністю $5{,}77\cdot10^{9}$ Бк). У хвостосховище щорічно складується до 1 млн. т твердих дрібнодисперсних відходів (хвости ГМЗ). За роки експлуатації переробного виробництва накопичене і заскладовано в хвостосховищах понад 43 млн. т дрібнодисперсних хвостів ГМЗ загальною сумарною активністю $3{,}8\cdot10^{14}$ Бк. Вплив зазначених діючих радіаційно-небезпечних об'єктів на довкілля призводить до дозових навантажень на доросле населення – від 76 до 200 мкЗв/рік (встановленої НРБУ-97 квоти межі дози).

Район м. Кам'янське. ПХЗ з 1949 по 1991 року переробляло доменний шлак, уранвмістні концентрати й руду. За період роботи на території підприємства та за його межами було утворено 7 хвостосховищ («Західне», «Центральний Яр», «Південно-східне», «Дніпровське», «Сухачівське-1,2» і «Лантанова фракція») і 2 сховища виробничих відходів із підвищеним змістом радіонуклідів («Доменна піч №6» і «База «С»). У хвостосховищах накопичено до 42 млн. т відходів загальною активністю $2,7 \cdot 10^{15}$ Бк, а в сховищах – до 0,2 млн. т відходів загальною активністю $4,4 \cdot 10^{14}$ Бк. Ці об'єкти є джерелами забруднення підземних вод на відстані 370-860 м від їх контурів. Річний винос радіонуклідів у р. Дніпро з водами р. Коноплянка може досягати: ^{238}U – $5,5 \cdot 10^{10}$ Бк; ^{226}Ra – $1,9 \cdot 10^{10}$ Бк; ^{210}Pb – $4,4 \cdot 10^{10}$ Бк; ^{210}Po – $8,8 \cdot 10^{9}$ Бк; ^{230}Th – $5,5 \cdot 10^{9}$ Бк. З хвостосховищ в атмосферу надходить $2,13 \cdot 10^{13}$ Бк/рік радону і 23,9 т радіоактивного пилу із середньою питомою активністю 3,7 кБк/кг, зі сховищ – $2,3 \cdot 10^{13}$ Бк/рік радону і 8,9 т радіоактивного пилу із середньою питомою активністю 2,2 МБк/кг. В цілому уранові об'єкти ПХЗ формують стійке забруднення довкілля і є джерелами опромінення населення на прилеглих до них територіях, рівні якого перевищують установлену НРБУ-97 квоту межі дози для референтного радіаційно-небезпечного об'єкта – 80 мкЗв.

Першотравневе родовище. Тут розташовані частково демонтовані будинки, споруджені шахт «2/6», «Вентиляційна», «Об'єднана», що брали участь у видобутку уранової руди. Тут мають місце радіометричні аномалії спричинені рудним пилом, залишками порід і сміттям, перемішаним з рудним пилом і породами. В цілому радіоактивне забруднення ґрунтів та поверхонь будинків і споруд строкате та перевищує на площі >30 га припустимі Санітарним законодавством рівні (питома альфа-активність природних радіонуклидів >1,0 кБк/кг, потужність дози гамма-випромінювання >1 мкГр/год). Радіаційний вплив об'єктів реалізується у виді опромінення населення при несанкціонованому відвідуванні території промплощадки. Числові значення показників такого впливу не визначені.

Район родовища «Девладово». Розробка цього родовища відбувалась способом підземного вилуговування металів. Після завершення експлуатації родовища в надрах залишилося ~6 млн. $м^3$ залишкових технологічних розчинів. Площа техногенного забруднення підземних вод радіонуклідами ~2,9 $км^2$. Середні значення концентрацій природних радіонуклідів у межах ореола техногенного забруднення складають по урану 64,24 Бк/$дм^3$, радію-226 – 0,50 Бк/$дм^3$, торію-230 – 0,395 Бк/$дм^3$, свинцю-210 – 3,36 Бк/$дм^3$, полонію-210 – 0,31 Бк/$дм^3$. Зараз земна поверхня, яка була відчужена

на період його експлуатації, вже рекультивована та передана первинному землекористувачу.

На радіологічний стан області також впливають підприємства рідкіснометалевої промисловості і, в першу чергу, Вільногірський гірничо-металургійний комбінат (м. Вільногірськ), де в результаті складного багатоетапного технологічного процесу отримання двоокису цирконію можливо радіоактивне забруднення всіх компонентів довкілля. Першоджерелом радіаційної небезпеки тут є радіонукліди торієвого і уранового рядів, що містяться в рудоносних пісках. Особливостями виробництва, що впливає на радіаційну обстановку, є: відносно низька питома активність матеріалів, які переробляються, при їх великих кількостях на робочих місцях; складні багатоступінчасті процеси переробки, що включають високотемпературні операції, які пилять; високий ступінь залежності потенційної радіаційної небезпеки від характеру технологічного процесу [3].

Наведені вище експлуатовані і неексплуатовані об'єкти ядерно-паливного циклу прямо або опосередковано погіршують стан всіх компонентів довкілля, активізують несприятливі природно-техногенні процеси та підвищують загрозу екологічної безпеки функціонування населених пунктів регіону досліджень. Усе це прискорює процеси руйнування і знищення природних форм літо-, гідро- і біосфери, що в свою чергу потребує створенні дієвої системи комплексного екологічного моніторингу як еколого-ефективної системи підтримки управлінських рішень регіонального та локального рівня. Розробка такої системи для Промислового Придніпров’я розпочалась ще на початку 1990-х років, але й досі її функціонування далеке від оптимального. Останнє є складною науково-прикладною проблемою, що включає комплекс завдань раціонального природокористування та радіоекології, вирішення яких вимагає розвитку сучасних технологій діагностики як стану екосистем, так і динаміки антропогенного впливу на навколишнє середовище. Технології досліджень, які використовують комплекс геофізичних методів, дозволяють оперативно визначати його стан і функціонування по малій кількості параметрів [4]. Враховуючи це, метою подальших досліджень є підвищення інформативності геолого-геофізичних моніторингових досліджень та їх ефективності при вирішенні регіональних і локальних гео- та радіоекологічних завдань, у т.ч. оцінки та прогнозування радіаційного впливу на довкілля гірничо-металургійних підприємств, за рахунок комплексного підходу до дослідження тектонічної будови і сучасних природно-техногенних процесів на денній поверхні та у земних надрах [5].

Список літератури

1. *Бойко В.М.* Радіоекологічний стан Промислового Придніпров'я / В.М. Бойко, О.К. Тяпкін // Науковий вісник Національної гірничої академії України. – 1999. – №3. – С.42-45.

2. *Pihulevskyi P. F*eatures of radioactive waste stores in central Ukraine / P. Pihulevskyi, O. Tiapkin, L. Anisimova // Monitoring of Geological Processes and Ecological Condition of the Environment: Proceedings of XII International Scientific Conference. – Kyiv, Ukraine, 2018. – 5 p.

3. *Тяпкин О.К.* К вопросу радиационного воздействия горно-металлургических предприятий на окружающую среду Промышленного Приднепровья / О.К. Тяпкин, Е.С. Соломашко, В.П. Титов // Литво. Металургія. 2020: Матеріали XVI Міжнародної науково-практичної конференції. – Запоріжжя: АА Тандем. 2020. – С.312-314.

4. *Тяпкин О.К.* Геофизические методы решения геоэкологических задач / О.К. Тяпкин. – Днепропетровск: Монолит, 2006. – 296 с.

5. *Бурлакова А.О.* До питання використання тектонічної інформації для прогнозування стану навколишнього середовища / А.О. Бурлакова, О.К. Тяпкін, П.Г. Пігулевський // Екологічні проблеми навколишнього середовища та раціонального природокористування в контексті сталого розвитку: Матеріали III Міжнар. наук.-практ. конф. – Херсон: «ОЛДІ-ПЛЮС», 2020. – С.95-98.

УДК 669.715

Р. О. Фролов, О. С. Петрашов, І. П. Волчок, О. А. Мітяєв

Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

КОМПЛЕКСНА ТЕХНОЛОГІЯ ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВТОРИННИХ СИЛУМІНІВ

У сучасному машинобудуванні знаходять використання первинні та вторинні алюмінієві сплави. Перші завдяки малому вмісту шкідливих домішок, забезпечують отримання високої якості відливок, другі завдяки підвищеному вмісту домішок, в першу чергу водню та заліза, потребують складних технологій рафінування та модифікування для забезпечення необхідного рівня механічних властивостей виробів.

В роботах [1-3] доведено, що при підвищеному вмісті заліза в структурі сплавів утворюються інтерметаліди Al_5SiFe, Al_4Si_2Fe, Al_8Fe_2Si та інші пластинчатої форми. Це призводить до значного зниження механічних властивостей, а підвищений вміст водню до утворення газової пористості і зниження герметичності виробів.

Найбільш ефективним і технологічним методом підвищення якості вторинних силумінів слід визнати модифікування рідкого металу домішковими модифікаторами [4-6]. Авторами [7] розроблено модифікувальний комплекс МК-1, який забезпечує зміну форми інтерметалідів з пластинчатої на компактну, зменшує розміри дендритів і часток кремнію, а також очищує розплав від шкідливих включень і водню за адсорбційно-флотаційним механізмом. Використання МК-1 дозволило суттєво підвищити міцність, пластичність та твердість силумінів та знизити бал пористості з 3 до 1. Одержаний при цьому рівень механічних властивостей відповідав вимогам ДСТУ 2839-94 але поступався рівню первинних сплавів. Це вимагало подальшого удосконалення технології виплавки.

В. І. Нікітиним та К. В. Нікітиним [8], а також Е. І. Маруковичем і В. Ю. Стеценко [5-6] доведено, що сплави на основі алюмінію володіють спадковими властивостями, тобто структура та механічні властивості шихти значною мірою зберігаються в відливках.

У зв'язку з цим, мета даної роботи полягала в заміні частини звичайної шихти ультрадисперсною та в обробці модифікувальним комплексом МК-1 рідкого металу при температурі 720 ± 5 °С. Ультрадисперсну шихту (УДШ) отримували шляхом розливу рідкого вторинного сплаву через перфоровану ємність в воду з температурою 20 °С. Розміри гранул УДШ дорівнювали 5…15 мм, подрібнення структурних складових, за даними металографічного аналізу відбулося в 3…5 разів, що позитивно вплинуло на механічні властивості сплаву. Такі зміни в структурі призвели до підвищення границі міцності $\sigma_в$ на 11…12 %, відносного видовження δ на 56…67 %, твердості HRB на 23…31 % у порівнянні з промисловою технологією.

В цілому результати виконаних досліджень довели, що запропонована комплексна технологія навіть при використанні 100 % низькоякісної вторинної шихти забезпечила отримання сплаву АК7ч, що мав вміст близько 1,0 % заліза з достатньо високими показниками механічних властивостей: $\sigma_в$ > 300 МПа, δ > 5 %, HRB > 50.

Список літератури

1. *Лютова О. В.* Повышение литейных свойств вторичных алюминиевых сплавов / О. В. Лютова // Наука та прогрес транспорту. Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту імені академіка В. Лазаряна. - 2013. - № 3. - С. 53–59. – Режим доступу: http://nbuv.gov.ua/UJRN/vdnuzt_2013_3_9.

2. *Доценко Ю. В.* Влияние комплексной технологии на свойства отливок из сплава АК7ч с повышенным содержанием железа / Ю.В. Доценко, В.Ю. Селиверстов // Восточно-европейский журнал передовых технологий. – 2011. – Вып. № 54. – С. 45–48. – Режим доступу: journals.uran.ua/eejet/article/download/2282/2086.

3. *Волчок И. П.* Повышение механических свойств вторичных сплавов АК7ч и А356.2 / И. П. Волчок, А. А. Митяев, Р. А. Фролов, К. Н. Лоза, В. В. Клочихин, В. В. Лукинов // Строительство. Материаловедение. Машиностроение. Серия : Стародубовские чтения. - 2016. - Вып. 90. - С. 64–70. - Режим доступу: http://nbuv.gov.ua/UJRN/smmsc_2016_90_10.

4. *Немененок Б. М.* Теория и практика комплексного модифицирования силуминов. – Мн.: Технопринт, 1999. – 1072 с.

5. *Марукович Е. И.* Повышение эффективности модифицирования / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко // Литье и металлургия. 2006. №2. С. 151-152.

6. *Марукович Е. И.* Модифицирование сплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко. – Минск : Беларуская навука, 2009. – 192 с.

7. Пат. 46094 Україна, МПК (2009) С22С1/00. Модифікувальний комплекс для алюмінієвих сплавів / Лоза К. М., Мітяєв О. А., Волчок І. П. (Україна); заявник та патентовласник Запорізький національний технічний університет. – № u200905914; заявл. 09.06.2009; опубл. 10.12.2009, Бюл. № 23. – 4 с.

8. *Никитин В. И.* Развитие и применение явления структурной наследственности в алюминиевых сплавах / В. И. Никитин, К. В. Никитин // Journal of Siberian Federal University. Engineering & Technologies. – 2014. – № 4– С. 424-429 – Режим доступу: http://elib.sfu-kras.ru/handle/2311/13236.

УДК 669.18

В. І. Хотюн[1], К. Г. Нізяєв[1], N. Raymakers[2], Є. В. Синегін[1]

[1]Національна металургійна академія України, м. Дніпро, Україна
[2]Rayding LinQ-U BV, Нідерланди

ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ РІЗНИХ ВАРІАНТІВ ВПЛИВУ СУМІШІ НА ОСНОВІ ВАПНА НА КОЕФІЦІЄНТ ЗАСВОЄННЯ НІОБІЮ

Процес розкислення включає дві стадії: зниження концентрації розчиненого кисню і видалення продуктів реакції. При різних процесах, необхідних для зменшення вмісту розчиненого кисню, утворюються різні продукти розкислення, механізми видалення яких можуть значно відрізнятися. Внаслідок значного впливу неметалевих включень на механічні та фізико-хімічні властивості сталі, прагнення максимально знизити вміст кисню в металі або перевести оксидні неметалеві включення в певну форму, яка в меншій мірі впливає на властивості сталі.

Численні дослідження присвячені видаленню кисню з металу проводилися в основному при її розкисленні, при цьому мало уваги приділялося вивченню видалення кисню з розкисленої сталі, тобто при мікролегуванні, наприклад феронiобієм.

Метою цієї роботи є експериментальне дослідження різних варіантів впливу суміші на основі вапна на коефіцієнт засвоєння ніобію з можливістю подальшої оптимізації технологічного процесу і підвищення якості металопродукції.

Для оцінки впливу варіантів на залишковий вміст кисню в металі провели серію випробувальних лабораторних плавок в високотемпературній печі Таммана.

Експериментальна установка була зібрана на базі печі Таммана 1 (див. рисунок), у якій на керамічній підставці 2 було розміщено алундовий тигель 3 з рідким металом 4, на поверхні якого знаходився тонкий шар шлаку 5. Робочий простір печі зверху було ізольовано від атмосферного кисню кришкою 6, у якій було передбачено 3 отвори: для інжекційної трубки 7, для введення аргону у робочий простір печі 8 та для відбору проб металу 9. Реагенти вводили у глиб металу за допомогою кварцової трубки 7.

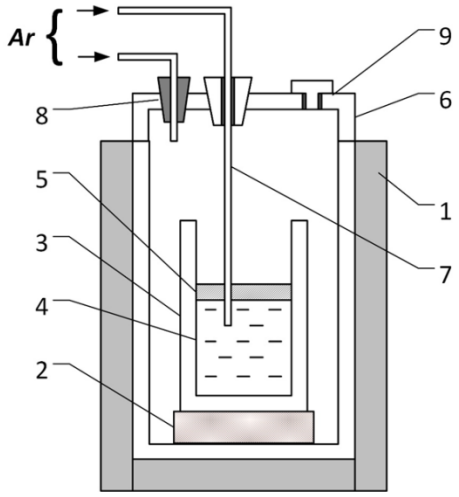


Рисунок – Схема експериментальної установки: 1 – піч Таммана; 2 – керамічна підставка; 3 – алундовий тигель; 4 – метал; 5 – шлак; 6 – кришка; 7 – трубка для інжекції реагентів; 8 – отвір для введення аргону; 9 – отвір для відбору проб

В якості вихідного матеріалу використовували металевий лом кутового профілю Ст3сп з хімічним складом, мас. %: вуглецю 0,17-0,19; марганцю 0,61-0,64; кремнію 0,21-0,23; сірки 0,023-0,027; фосфору 0,012-0,015. Наважку металу, подрібненого до фракції 10-15 мм, завантажували у кількості 0,9-1,1 кг в алундовий тигель. Тигель з металевою шихтою встановлювали у робочому просторі печі Таммана та нагрівали до температури плавлення. Плавлення здійснювали в атмосфері чистого аргону (99,8% Ar), який подавали в робочий простір печі через отвір у кришці з витратою 0,05 $м^3$/хв. Після розплавлення металевої шихти і отримання температури рідкого металу 1590-1610 °С здійснювали присадку алюмінію, феронiобію, вапна і плавикового шпату. Введення в рідкий метал, необхідних матеріалів та їх кількість, проводили за одним з чотирьох наступних технологічних варіантів:

1) введення кускового феронiобію. Наважку феронiобію подавали на поверхню металевої ванни в шматочках розміром 3-5 мм. Після присадки феросплаву, розплав перемішували кварцовою трубкою;

2) вдування порошкоподібного феронiобію у струмені аргону;

3) вдування порошкоподібного феронiобію спільно з вапном (розмір часток 100 мкм);

4) вдування порошкоподібного феронiобію спільно з вапном (70%) та шпатом (30%), (розмір часток 100 мкм).

Наважку порошкоподібних матеріалів, масу якої обирали з розрахунку отримання 0,025% ніобію в готовій сталі та до 3% від маси сталі суміші (варіант 3 та 4), розміщували в кварцову трубку діаметром 4,0 мм. Порошкоподібні матеріали, вводили, в струмені аргону протягом 3-5 с. Після присадки необхідних матеріалів (за кожним з варіантів), метал, перемішували аргоном протягом 5-7 с. Основні параметри експериментальних плавок наведені в таблиці.

Таблиця – Параметри та результати лабораторних плавок

Варіант	I	II	III	IV
Кількість плавок	3	4	3	5
[Al], %	0.031-0,034 0,033	0,0345-0,036 0,035	0,031-0,033 0,032	0,0325-0,036 0,034
[Nb], %	0,021-0,023 0,022	0,022-0,025 0,024	0,022-0,024 0,023	0,021-0,023 0,022
$\eta_{Nb,\ \%}$	87,1-88,5 88,21	94.73-97,12 95,36	96,25-98,09 97,53	95,29-97,23 96,48
$[O]_н$,%	0,011-0,013 0,012	0,010-0,0135 0,0125	0,012-0,014 0,013	0,0105-0,013 0,012
$[O]_к$,%	0,0021-0,023 0,0022	0,0018-0.0020 0,0019	0,0011-0,0013 0,0012	0,0012-0,0015 0,0014
$\frac{\Delta[O]}{[O]_{поч}} \cdot 10^2$,%	81,04 – 82,94 81,67	83,71-86,02 84,48	89,1-92,44 90,77	87,69-89,73 88,31

Характерною особливістю процесу мікролегування порошкоподібними матеріалами в порівнянні з осаджуючим методом, є вища ступінь засвоєння ніобію, який на

- 7,15 % більше в порівнянні з варіантом II;
- 9,32 % більше в порівнянні з варіантом III;
- 8,27 % більше в порівнянні з варіантом IV.

Слід також відзначити високий ступінь видалення кисню на плавках із застосуванням порошкоподібних матеріалів, який склав 84,48 %, 90,77 % і 88,31 %, що на 2,81 % (2 варіант), 9,1 % (3 варіант) і 6,64 % (4 варіант) вище, ніж на плавках, де застосовували кусковий фероніобій.

В цьому випадку порошок вапна, що вдувається, є готовою поверхнею для осадження частинок Al_2O_3, які потім спливають і тим самим відбувається зменшення вмісту кисню в металі. Частинки вапна взаємодіють з Al_2O_3 і утворюють алюмінати по реакціях типу:

$$mCaO_{тв} + nAl_2O_3 = mCaO \cdot nAl_2O_{3ж} \cdot mCaO_{тв}$$

Таким чином, введення у глиб залізистого розплаву, за допомогою інжекції, порошкоподібного фероніобію, сприяє кращому його засвоєнню порівняно з кусковим, а введення його з порошкоподібним вапном зменшує забрудненість сталі оксидними неметалевими включеннями, тим самим знижуючи загальний вміст кисню в сталі, що також створює умови для кращого засвоєння мікролегуючого елемента з феросплаву.

УДК 622.781

Є. В. Чупринов

Навчально-науковий технологічний інститут ДУЕТ, м. Кривий Ріг

РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ОФЛЮСОВАНИХ ЛОКАЛЬНИХ СПЕКІВ ШЛЯХОМ ТЕРМОЗМІЦНЕННЯ ДВОШАРОВИХ ОКАТИШІВ

Для ефективної роботи доменної печі потрібен однорідний за хімічним складом і крупністю повністю офлюсований (CaO/SiO_2 = 1,2-1,5 од. для різних умов плавки) огрудкований (розміром 10-60 мм) залізорудний матеріал з максимально високим економічно доцільним вмістом заліза, бажано з максимально допустимим для виробництва матеріалу вмістом залишкового вуглецю, мінімальним вмістом кремнезему і шкідливих домішок, а також з необхідними корисними добавками. Крім того, цей огрудкований залізорудний матеріал повинен володіти всіма позитивними металургійними характеристиками агломерату та окатишів як в процесі механічних навантажень при складуванні, перевантажень і транспортування, так і в процесі фізико-хімічних перетворень при відновленні в доменній печі. Крім того, цей матеріал не повинен мати негативних металургійних характеристик агломерату та окатишів.

Сутність розробленої технології полягала в підготовці трьох компонентів, що вводяться в шихту для отримання локальних спеків: двох компонентів шихти з високою і одного з низькою температурами плавлення. Високотемпературними компонентами

шихти (з температурою плавлення вище 1500 °С) були металізовані окатиші і руди або їх суміш зі ступенем металізації 5-95 % крупністю 0-18 мм і тверде паливо (антрацит) розміром 0-18 мм, попередньо оброблене реагентом для підвищення гідрофільності його поверхні, в співвідношенні між ними 10-90 % металізованого матеріалу і 90-10 % антрациту, в залежності від заданих вмістів заліза і вуглецю в готовому продукті. На їх поверхню накочувалась оболонка товщиною 8-4 мм з низькоосновної високотемпературної шихти, офлюсованої магнієвмісним флюсом, до досягнення крупності сирих окатишів 8-25 мм.

Низькотемпературні окатиші крупністю 8-14 мм виготовлялися з концентрату будь-якого ступеня збагачення і офлюсовувались вапняком до високого ступеня, що забезпечує задану основність локальних спеків. Високо- і низькотемпературні сирі окатиші змішувалися при утриманні в суміші, відповідно, суми перших 55-88 %, а других – 45-12 %.

З огляду на надзвичайну складність підтримки в газопотоках конвеєрних обпалювальних машин низького вмісту кисню в теплоносії, суміш високотемпературних і низькотемпературних сирих окатишів піддавалася термообробці в звичайному, використовуваному в даний час окислювальному теплоносії і тепловому режимі, що включає сушку при температурі 350-450 °С, нагрівання до максимальної температури зі швидкістю від 100 °С/хв до 500 °С/хв, обпалення при максимальній (1300-1350 °С) температурі і охолодження повітрям зі швидкістю від 100 °С/хв до 600 °С/хв.

Мета істотного зниження окислення металізованих окатишів і вуглецю твердого палива в процесі термообробки при отриманні офлюсованих локальних спеків була досягнута за рахунок накочування на їх поверхню оболонки з високотемпературної шихти товщиною 8-4 мм. Окислення дрібних (0-1,5 мм) частинок твердого палива, що знаходяться в оболонці, або металізованих окатишів, які не є зародками окатишів, знижує вміст кисню в теплоносії, який дифундує всередину окатишів. Так ступінь вигоряння вуглецю при збільшенні швидкості нагріву і охолодження від 100 до 500-600 °С/хв в окислювальній атмосфері знижувалася з 35,8 до 12,6 %, тоді як за відсутності оболонки ступінь вигоряння вуглецю знижувалася з 61,7 до 37,3 %. Таким чином, вміст заліза і вуглецю в локальних спеках цієї моносировини, становить, відповідно, 65,3-75,6 % і 1,9-3,8 %.

Для правильного обліку чинників при аналізі показників доменної плавки необхідно використовувати спеціальні прийоми, які призначені для аналізу змін питомої витрати коксу і продуктивності доменних печей під впливом змін технологічних параметрів доменної плавки. Такий аналіз виконується при зіставленні періодів роботи домен-

них печей з різними значеннями технологічних параметрів доменної плавки, що визначають величини питомої витрати коксу і продуктивності (пофакторний аналіз). В основі цього аналізу лежать кількісні співвідношення між зміненими параметрами (факторами) і питомою витратою коксу (продуктивністю доменних печей), які визначаються емпірично або аналітично. Характер його визначається загальними принципами взаємозв'язку параметрів доменної плавки, виходячи з яких оцінка величини впливу кожного параметра на витрату коксу і продуктивність повинна проводитися в залежності від абсолютного значення величини параметра (чим вона вища, тим менше величина впливу), поєднання з іншими параметрами (одні підсилюють, інші - послаблюють вплив), загального рівня досконалості процесу (чим він вищий, тим менше величина впливу всіх параметрів). Результати розрахунку показників доменної плавки згідно описаної методики при використанні цієї огрудкованої моносировини показали збільшення продуктивності печі на 30,9 % і зниження питомої витрати коксу з 427 до 315 кг/т в порівнянні з базовим періодом роботи доменної печі об'ємом 5000 м^3.

УДК 622.781

Є. В. Чупринов, Д. О. Кассім

Навчально-науковий технологічний інститут ДУЕТ, м. Кривий Ріг

РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ОФЛЮСОВАНОГО МАТЕРІАЛУ ДЛЯ ДОМЕННОЇ ПЛАВКИ З ПІДВИЩЕНИМ ВМІСТОМ ЗАЛІЗА

Основним недоліком використання металізованих продуктів у доменній плавці є висока їх собівартість, що не окупається одержаним ефектом у доменному виробництві. Металізовані обпалені окатиші або кускові руди мають ще і низьку (0,1-0,4 ч.од.) ступінь офлюсування що потребує додаткового використання флюсу у доменній плавці. Низький кут природного укосу металізованих окатишів не дозволяє рівномірно розподіляти їх при завантаженні по діаметру колошника доменної печі, що ускладнює хід плавки та знижує стійкість футерівки шахти печі. Висока піrофорність (окиснення заліза в повітряній окисній атмосфері) при тривалому транспортуванню від виробника до доменної печі та зберіганні у бункерах шихтового відділення доменного цеху також ускладнює їх використання у доменній плавці.

В основу розробки технології офлюсованого огрудкованого залізорудного матеріалу ставилось завдання підвищення вмісту заліза за рахунок переміщення в середину окатишів з високою температурою плавлення металізованих окатишів або металлізованних кусків залізної руди, оберігаючи метал від окислення в зоні нагріву оболонкою з шихти, а потім ще ізолювавши його розплавом низькотемпературних окатишів у зоні випалу, максимально виключивши окислення заліза у зоні охолодження, тобто в зонах з найбільшим вмістом кисню в теплоносії (при нагріванні і охолодженні), що значно поліпшить металургійні характеристики окускованного матеріалу і підвищить продуктивність доменної печі та знизить питому витрату коксу у доменній плавці.

Відпрацювання технології отримання офлюсованого окускованного залізорудного матеріалу з підвищеним вмістом заліза відбувалось на напівпромисловій установці, яка повністю імітує виробництво зазначеного матеріалу на промислових агрегатах.

Отримання сирих високо- і низькотемпературних окатишів здійснювалося в безперервному режимі у чашевих комкувачах діаметром 1 м. Сирі окатиші з низькою температурою плавлення, офлюсованих вапняком до основності 1,8-4,1 ч.од і розміром 8-14 мм, виготовляли з різними величинами основності. Сирі окатиші з високою температурою плавлення були виготовлені з металізованих окатишів або металізованих кусків залізної руди, на які була накатана високотемпературна оболонка до їх крупності 8-25 мм. Вони були виготовлені з шихти наступного складу: залізорудний концентрат, флюс, що містить магній, який забезпечує основність 0-0,6 ч.од і зв’язуюча добавка. Склад суміші сирих окатишів для термозміцнення: 65-85 % високотемпературних і 35-15 % низькотемпературних забезпечує загальну основність (CaO/SiO_2 = 1,1-1,5 ч.од) офлюсованого окускованного залізорудного матеріалу з підвищеним вмістом заліза.

Термообробку сумішей високотемпературних і низькотемпературних сирих окатишів виконували у футерованій вогнетривкою цеглою обпалювальній чаші внутрішнім діаметром 300 мм і висотою 500 мм. Режим термообробки матеріалу в чаші відповідав режиму, що застосовується в промислових випалювальних агрегатах: сушка продувом від низу до верху і потім зверху вниз теплоносієм з температурою 350-400 °С крізь шар; нагрів теплоносієм обпалювального матеріалу з підвищенням його температури від 400 °С до максимальної 1300-1400 °С з різною 100-500 °С/хв. швидкістю нагріву; високотемпературний випал з максимальною 1300-1400 °С температурою; охолодження матеріалу від максимальної до температури 100-150 °С продувом холодного повітря з різною швидкістю охолодження у діапазоні 100-600 °С/хв. Розмір кусків і їх однорідність в огрудкованому матеріалі залежала від співвідношення в суміші низькотемпературних і

високотемпературних окатишів, а також рівномірності розподілу низькотемпературних окатишів між високотемпературними окатишами.

Металургійні характеристики офлюсованого огрудкованого залізорудного матеріалу з підвищеним вмістом заліза в процесі відпрацювання технології дозволили визначити оптимальні показники складів і режимів їх термозміцнення. Порівняння ж їх значень з показниками металургійних характеристик відомих огрудкованих матеріалів показали переваги запропонованого матеріалу.

Так, вміст $Fe_{заг}$ – 63,7-75,6 %; FeO – 3,1-5,9 %; основність (CaO/SiO_2), ч.од. – 1,21-1,55; міцність у барабані (ДСТУ ISO 3271:2005): на удар (+5 мм) – 91,5-92,8 %, стиранність (0-0,5 мм) – 3,9-2,9 %; міцність при відновленні (ДСТУ ISO 7215:2008): міцність (+5 мм) – 81,4-93,5 %, стиранність (0-0,5 мм) – 4,2-3,1 %; газопроникність і усадка слою при відновленні (ДСТУ 3205-95): усадка шару – 15-22 %, перепад тиску газу – 63-72 Па; ступінь відновлення (ДСТУ ISO 7215:2008) – 89,2-93,4 %; кут природного укосу – 38-41 град.

Застосування заявленого способу виробництва офлюсованого огрудкованого матеріалу з підвищеним вмістом заліза з 55 до 75,6 % дозволяє зменшити у доменній печі, наприклад, корисним об’ємом 5000 $м^3$ вихід шлаку з 402 до 350 кг/т, підвищити продуктивність печей на 35 % та знизити питому витрату коксу на 20,6 %.

УДК 669.162.267.6

А. П. Шевченко, Б. В. Двоскін, І. О. Маначин, В. П. Петруша

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

ВДУВАННЯ МАГНІЮ У КОВШІ РІЗНИХ ТИПОРОЗМІРІВ ДЛЯ ОСОБЛИВО ГЛИБОКОЇ ДЕСУЛЬФУРАЦІЇ ЧАВУНУ

Сучасний етап розвитку чорної металургії характеризується посиленням вимог до якості металопродукції і підвищенням вимог до її конкурентноздатності, що обумовлює розробку нових і модернізацію існуючих технологічних процесів [1-5]. Потреба в металопродукції з особливо низьким сумарним вмістом шкідливих домішок - ≤0,005% постійно зростає. У зв'язку з цим особливо посилилися вимоги до вмісту сірки в рідкому чавуні, що йде на виплавку сталей з особливими властивостями і характеристиками [2, 4-10]. Завдання отримання чавуну з особливо чистим вмістом сірки, аж до ≤ 0,002% при мінімальних витратах, стає все більш актуальним. Світова практика сталеваріння показує, що

найбільш ефективним і економічно обґрунтованим шляхом отримання особливо чистого чавуну по сірці є застосування процесів його позапічного рафінування [1-11].

Метою цієї роботи є відпрацювання та промислове освоєння технологічних процесів особливо глибокої десульфурації чавуну (вміст сірки ≤0,002%) моноінжекцією магнію в ковшах різного типорозміру.

Вихідні умови, параметри і показники особливо глибокої десульфурації чавуну інжекцією зернистого магнію в 110-тонні ковші фурмами з випарними камерами і в 300-тонні ковші двосопловими фурмами представлені в таблиці. Відпрацьовані технологічні параметри процесів десульфурації чавуну інжекцією зернистого магнію фурмами з випарними камерами на стальзаводі №1 Уханьського МК і двосопловими фурмами на стальзаводі №2 концерну «CSC» забезпечили необхідні цикли обробки, надійне і технологічне інжектування магнію і його ефективне засвоєння.

Мав місце великий «вільний борт» при використанні двосоплової фурми в КДЧ концерну «CSC» і не пов'язаний з обмеженням наливу ковша через процес обробки, а був обумовлений виробничими вимогами до маси чавуну при KR-процесі. Відомо [7], що застосування двосоплових фурм при обробці чавуну в 150- тонних ковшах дозволило зменшити «вільний борт» до 0,4 м, а в частині ковшів до 0,1 - 0,2 м.

Таблиця – Вихідні умови, параметри і показники особливо глибокої десульфурації чавуну інжекцією зернистого магнію*

№ п\п	Найменування підприємства / Вихідні умови, параметри	КНР, Уханьсткий МК, стальзавод №1	Тайвань, концерн «CSC», стальзавод №2
Вихідні умови			
1	Тип ковша, емність	Заливальний, 110т	Заливальний, 300т
2	Параметри ковша, м:		
	- внутрішній діаметр	2,95	4,19
	- глибина	3,0	5,0
3	Параметри рідкої ванни в ковші, м		
	- глибина	2,2 – 2,5 2,35	3,6 – 4,4 4,0
	- висота «вільного борту»	0,5 – 0,8	0,7 – 1,1

		0,6	0,9
4	Маса чавуну в ковші, т	101-110 107	250,7-270,5 257,8
5	Початковий вміст сірки в чавуні, %	0,015-0,049 0,028	0,015-0,061 0,027
6	Вихідна температура чавуну, ^{0}C	1189 - 1335 1257	1263 - 1406 1328
7	Параметри стисненого азоту:	При вдуванні магнію	При наборі тиску
	- тиск в мережі, МПа	0,6	1,0
	- витрата , нм^3/год	45 – 55 47	160 - 200
	- ступінь осушення, точка роси ^{0}C	- 70	- 70
8	Параметри стисненого аргону:	-	При вдуванні магнію
	- тиск в мережі, МПа	-	1,0
	- витрата, нм^3/год	-	140
	- ступінь осушення, точка роси ^{0}C	-	- 70
Параметри інжектування			
9	Тип фурми	випарник	двосоплова
10	Глибина занурення фурми в чавун, м	2,0 – 2,3 2,15	3,4 – 4,2 3,8
11	Параметри вдування магнію:		
	- інтенсивність подачі магнію, кг\хв	4,0 – 11,3 8,0	12,9 – 24,0 16,0
	- тривалість вдування магнію, хв	4,5 – 10,5 7,5	5,1 – 12,0 8,0
	- концентрація магнію в газоносії, кг/м^3	10,7 – 24,8 20,5	22,6 – 31,3 27,5
Показники процесу десульфурації чавуну			
12	Витрата магнію на ківш, кг	37,8 – 84,5 59,0	70,4 – 240,5 128,0
13	Питома витрата магнію, кг\т	0,29 – 0,75 0,52	0,25 – 0,79 0,43

14	Тривалість циклу обробки, хв	20 – 39 30	18 – 36 25
15	Кінцевий вміст сірки в чавуні (після обробки), %	0,001-0,002 0,0015	0,0002-0,002 0,0012
16	Ступінь десульфурації чавуну, %	87,5 - 97,7 95,2	88,8 – 99,0 96,3
17	Питома ступінь десульфурації чавуну, %/0,1кг\т магнію	13,0 - 30,1 18,3	12,5 - 34,2 22,4
18	Швидкість процесу десульфурації, %/мин	9,3 - 19,3 12 ,8	8,3 - 16,8 12,2
19	Ступінь засвоєння магнію, %:		
	- на сірку видалену	30,3 - 51,7 39,8	19,9 - 65,2 43,9
	- на сірку і магній залишковий	64,3 - 85,7 74,4	н\д
20	Витрата магнію на сірку видалену, кг\кг	1,5 - 2,8 2,2	1,2 - 3,6 1,9
21	Температура чавуну після десульфурації, ^{0}C	1172 - 1328 1240	1257 - 1390 1318
22	Втрати температури чавуну, ^{0}C	7 - 40 18	6 - 16 10
23	Час між вимірами температури, хв	8 - 33 17	10 - 23 15
24	Швидкість зниження температури чавуну, ^{0}C/хв	0,9 – 1,2 1,05	0,6 – 0,7 0,65

* Чисельник - межі зміни параметра; знаменник - середнє.

Незважаючи на те, що при застосуванні двосоплових фурм потрібно збільшити витрату газу до 140 м^3/год, концентрація магнію в газоносії (в середньому 27,5 кг/м^3) була вищою, ніж при використанні фурм з випарними камерами, (в середньому 20,5 кг/м^3), за рахунок збільшення інтенсивності подачі магнію (в середньому 16 кг/хв). Відомо [4, 7], що збільшення концентрації магнію в газоносії сприяє підвищенню ефективності процесу десульфурації чавуну.

Аналіз показників десульфурації чавуну вдуванням зернистого магнію в КДЧ стальзаводу №1 Уханьського МК і в КДЧ стальзаводу №2 концерну «CSC» показав, що відпрацьовані і освоєні технологічні процеси особливо глибокої десульфурації чавуну характеризуються високими показниками:

- ступінь десульфурації чавуну - аж до 99% (в середньому 95,2 і 96,3% відповідно);
- досягається кінцевий вміст сірки в чавуні - аж до 0,0002% (в середньому 0,0015 і 0,0012% відповідно);
- витрата магнію на сірку віддалену - в середньому 2,2 і 1,9 кг/кг відповідно;
- питома ступінь десульфурації чавуну - в середньому 18,9 і 22,4%/0,1 кг/т магнію відповідно;
- швидкість процесу десульфурації - в середньому 12,8 і 12,2% / хв відповідно;
- ступінь засвоєння магнію на сірку віддалену - в середньому 39,8 і 43,9% відповідно.

Процес особливо глибокої десульфурації чавуну супроводжувався і глибоким розкисленням чавуну. Аналіз проб чавуну, відібраних в КДЧ Уханьського МК для визначення вмісту кисню, показав, що вміст кисню в чавуні знижувалося в середньому з 0,0085 до 0,0025%, а частка витраченого на розкислення чавуну магнію склала ~ 19%. При цьому сумарна розрахункова ступінь засвоєння магнію склала ~ 93,4% (від введеного).

Також встановлено, що важливим технологічним прийомом, що підвищує стабільність показників, що досягаються, процесу обробки, є коригування складу ковшового шлаку, яка проводилася добавкою відходів зернистого вапна в кількості 1,0 - 2,0 кг\т чавуну і не вимагала значних витрат. Освоєння в КДЧ стальзаводу №1 Уханьського МК і в КДЧ стальзаводу №2 концерну «CSC» технологічні процеси особливо глибокої десульфурації чавуну економічно виправдані для використання в практиці підготовки чавуну до конвертації.

Висновок. Відпрацьовані і освоєні в промислових умовах процеси десульфурації чавуну вдуванням зернистого магнію в 110-тонних і в 300-тонних ковшах, що забезпечують отримання чавуну з особливо низьким вмістом сірки - 0,0002 - 0,002%. Процеси характеризуються надійним і технологічним інжектуванням магнію і високими показниками:

- ступінь десульфурації чавуну - 93,2 - 93,8%, відповідно;
- витрата магнію на сірку віддалену 2,2 - 1,9 кг/кг, відповідно;
- цикл обробки 30 - 25 хв, відповідно.

Список літератури

1. *Кудрин В.А.* Внепечная обработка чугуна и стали. – М., Металлургия: 1992. – 335 с.

2. *Nadif M., Suero I., Rodesly C.* Методы десульфурации на предприятиях Arcelor Mitall Fiat Western Europe. Новости черной металлургии за рубежом. М., 2010. – № 3. – С. 32–34.

3. *Воронова Н.А.* Десульфурация чугуна магнием. М.:Металлургия. 1980.–239 с.

4. *Шевченко А.Ф., Большаков В.И., Башмаков А.М.* Технология и оборудование десульфурации чугуна магнием в большегрузных ковшах. Киев. Наукова думка. – 2017. – 205 с.

5. Установки вторичной металлургии компании CSC. Успех через качество / Се Хонг-Чи, Т. Айхерт, Д. Темберген, Р. Теборте // Черные металлы. 2008. № 9. С. 26–31.

6. *Найдек В.Л.* Повышение эффективности металлургических технологий внепечной обработки железоуглеродистых расплавов. Киев. Сб. докладов международной конференции. Производство стали в XXI веке. Прогнозы. Процессы, технологии, экономика. Изд. ЗАО "Укрсплав". 2000. – С. 16–23.

7. *Шевченко А.Ф., Маначин И.А., Вергун А.С. и др.* Внепечная десульфурация чугуна в ковшах. Технология. Исследования. Анализ. Совершенствование. Днепропетровск. "Дніпро–VAL". –2017. – 253 с.

8. *Степанов А.А., Зинченко С.Д., Ламухин А.И. и др.* Освоение технологии производства стали с использованием установки десульфурации чугуна в условиях конвертерного производства ОАО "Северсталь". М. – Бюлл. "Черметинформация". Черная металлургия. 2005, № 4. – С. 31–33.

9. *Луценко А.Н., Немтинов А.А., Зинченко С.Д. и др.* Опыт работы Череповецкого металлургического комбината по достижению ультранизкого содержания серы в чугуне с использованием крупнотоннажной установки десульфурации чугуна. Бюлл. Черная металлургия. М. – Черметинформация. – 2009. – № 7. – С. 61–63.

10. *Ушаков С.Н., Авраменко В.Л., Бичеев В.А., Столяров А.М., Потапова М.В.* Производство трубной низкосернистой стали с ковшевой десульфурацией чугуна. М. Металлург. – 2017. – № 11. – С. 47–61.

11. *Шевченко А.Ф., Двоскин Б.В., Вергун А.С. и др.* Применение технологии десульфурации чугуна гранулированным магнием на Уханьском металлургическом комбинате. Сталь. – 2002. – № 4. – С. 46–48.

УДК 669.162.267.6:669.721.083.133

С. А. Шевченко, В. І. Єлісєєв, Б. В. Двоскін, Л. О. Руденко

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

МЕТОДИКА ВИЗНАЧЕННЯ РАЦІОНАЛЬНИХ ПАРАМЕТРІВ ІНЖЕКТУВАННЯ ЗЕРНИСТОГО МАГНІЮ ДЛЯ КОВШОВОГО РАФІНУВАННЯ РОЗПЛАВУ ЧАВУНУ

Ефективність реалізації процесів ковшового рафінування розплаву чавуну інжекційними методами залежить від вибору параметрів інжектування, що мають свої раціональні межі, і змінюються із зміною типорозміру ковшу, що обробляється. Особливо це стосується технологічного процесу десульфурації розплаву чавуну в ковшах зернистим магнієм, що інжектується в струмені інертного газу на глибину ванни із за допомогою фурм, що занурюються. Зважаючи на якості магнію, його легкоплавкість та відносно низьку температуру кипіння, технологічна реалізація цього процесу можлива лише за умови дотримання вузьких меж технологічних параметрів інжектування: типорозмір частинок магнію, інтенсивність подачі реагенту, витрати транспортуючого газу, швидкість витоку струменю з сопла фурми, тощо.

У даній роботі представлено основні принципи створення методики для визначення раціональних параметрів інжектування зернистого магнію під час рафінування розплаву чавуну в ковшах різної ємності (від 0,1 до 400 т).

Оскільки магній являється ефективним регентом, що швидко засвоюється розплавом чавуну у значній кількості, то раціональними параметрами для процесу десульфурації чавуну зернистим магнієм можна вважати ті граничні параметри, що одночасно забезпечують максимальну інтенсивність введення магнію та технологічність протікання процесу обробки, без закупорки сопла та виплесків металу за межі ванни.

Дослідження [1] динаміки коливальних процесів на поверхні ванни під час ковшової обробки розплаву чавуну методом інжекції через фурму, що занурюється дозволили встановити, що найбільший вплив на амплітуду коливання ванни мають ті збуджуючі фактори, частота яких наближена до особистої резонансної частоти ванни. В свою чергу, на резонансну частоту ванни, найбільший вплив має розмір її верхнього діаметру. Таким чином, вважається логічним розглядати раціональні параметри інжектування в залежності від діаметру поверхні ванни, або її площі, а не як, наприклад, від її ємності чи об’єму.

Основу методики складають аналітичні вирази та моделі, що описують залежності раціональних параметрів інжекції магнію від різних умов реалізації процесу та встановлені взаємозв'язки між ними. Їх створено з урахуванням теоретичних уявлень про процес інжекції двофазного струменю під рівень рідкої ванни після експертного та статистичного аналізу значного масиву фактичних даних інжекційних обробок чавуну, що було реалізовано в різних умовах, від малогабаритних моделей ковшів ємністю 0,1 т (у лабораторних умовах) до великовантажних ковшів ємністю 300 т (в умовах великопромислового виробництва сталі). Встановлено наступні аналітичні залежності:

* Рекомендована висота вільного борту залежно від діаметру ковша;
* Інтенсивність подачі магнію у розплав залежно від діаметру ванни, висоти вільного борту та типу фурми;
* Діаметр сопла залежно від інтенсивності подачі магнію;
* Швидкість витоку газового струменю з сопла залежно від діаметру сопла;
* Витрати газу що забезпечують стабільну інжекцію зернистого магнію залежно від необхідної швидкості витоку газу та глибини занурення фурми.

Таким чином методика дозволяє визначити раціональні технологічні параметри інжектування зернистого магнію різними типами фурм при обробці ковшів різної ємності (0,1 – 400т).

Отримані раціональні параметри ведення процесу дозволяють зважено підійти до компонування самих інжекційних систем. Для цього було розроблено універсальну методику вибору геометричних параметрів компонування тракту інжекційної системи для відповідної ємності ковша, що обробляється та типу фурменого пристрою.

Для зручності користування розроблена методика впроваджена у програмному середовищі Microsoft Excel, де, після введення вхідних умов, розрахунок параметрів відбувається автоматично.

Результати виконаної роботи дозволяють зважено обирати раціональні технологічні параметри обробки чавуну зернистим магнієм та забезпечити технологічність протікання процесу в умовах обробки ковшів різної місткості, від лабораторного до великовантажного.

Список літератури

1. *Елисеев В.И., Толстопят А.П., Флеер Л.А.* Отзыв колебательной системы «слой расплава – фурма» на задающие возмущения // Вісник Дніпровського університету. Серія механіка. – Дніпро, 2017 – С 24-31.

УДК 662.641

К. О. Шмельцер, М. В. Кормер, В. П. Лялюк, І. А. Ляхова

Учбово-навчальний технологічний інститут ДУЕТ, м. Кривий Ріг

ОЦІНКА ВПЛИВУ ХІМІЧНИХ РЕАГЕНТІВ ДЛЯ ЗБЕРЕЖЕННЯ СИПКОСТІ ВУГІЛЬНОЇ СИРОВИНИ НА ЇЇ ТЕХНОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА ЯКІСТЬ КОКСУ

В умовах підвищення вимог до якості коксу зростає актуальність комплексного підходу до вдосконалення технології підготовки вугільних шихт для коксування, який полягає в розробці методів та технологічних заходів, спрямованих на боротьбу зі змерзанням вугільної сировини, оптимізацію складу, властивостей і ступеня подрібнення шихти. Управління всім комплексом параметрів вугільної шихти дозволяє поліпшити якість коксу для доменної плавки. В ході досліджень [1-3] з пошуку найбільш ефективного хімічного профілактичного засобу, що попереджає процес змерзання вугільних концентратів в зимовий період при низьких температурах під час їх транспортування, ми встановили, що найбільш перспективним є використання наступних реагентів: хлоридів лужних і лужно-земельних металів [1, 2], ацетатів лужних і лужно-земельних металів [3] і кремнійорганічних сполук [4]. З огляду на те, що хімічний реагент, яким обробляється вугільний концентрат, умовно стає компонентом вугільної шихти, проходячи всі технологічні операції по підготовці сировини до коксування, він може впливати як негативно, так і позитивно на якість вугільної шихти, і, відповідно, коксу. Так, було проведено аналіз впливу хлоридів, ацетатів і кремнійорганічного полімеру на спікливість вугільних концентратів, яку оцінювали, визначаючи індекс Рога (RI). Зміну спікливості вугілля можна спостерігати, проаналізувавши дані гістограм, які наведені на рисунках 1 і 2.

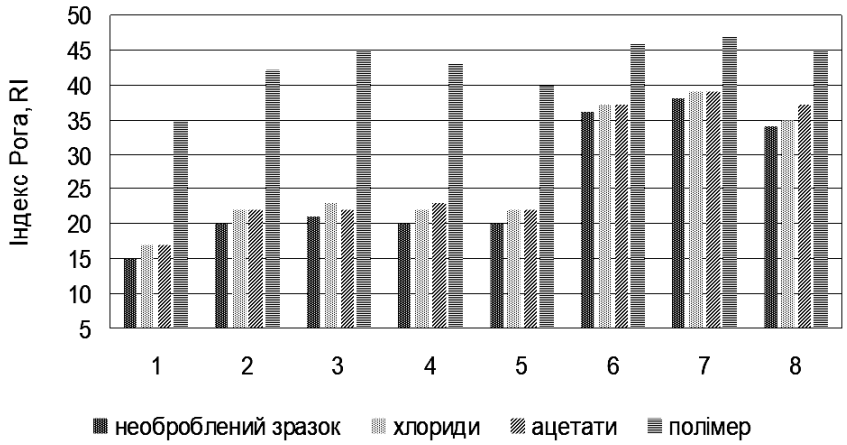


Рисунок. 1. Вплив профілактичних реагентів (2,5 % добавки) на спікливу здатність за методом Рога, (1-8 № проби)

Отже, обробка профілактичними реагентами дозволяє не лише попереджувати змерзання вугільних концентратів у зимовий період при їх транспортуванні від виробника до коксохімічного заводу, а також зменшити собівартість коксу за рахунок зниження витрат на розморожування (в тепляках) та розвантаження вугілля, зберегти від корозії вагони та устаткування вуглепідготовчих цехів коксохімічних заводів. Необхідно відмітити, що використання зазначених профілактичних реагентів не здійснює негативного впливу на якість вугільних концентратів.

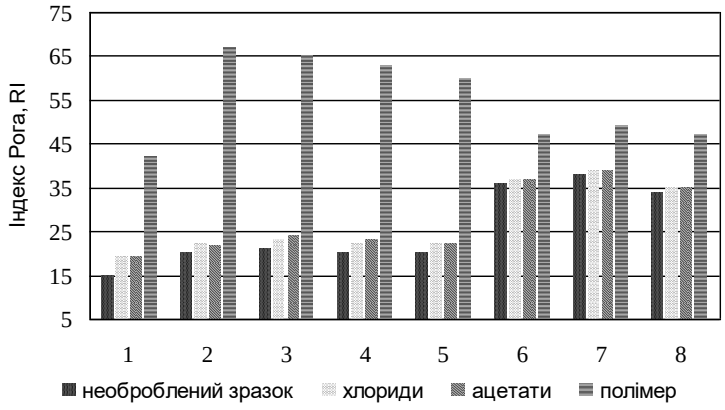


Рисунок 2. Вплив профілактичних реагентів (5 % добавки) на спікливу здатність за методом Рога (1-8 № проби)

Встановлено збільшення спікливої здатності при введенні силіконового полімеру в кількості 2,5 і 5 %, що може забезпечити отримання доменного коксу з високими фізико-хімічними характеристиками.

Список літератури

1. Проблемы транспортировки угольных концентратов в период отрицательных температур окружающей среды / А.Д. Учитель, М.В. Кормер, В.П. Лялюк, Е.О. Шмельцер и др. // Кокс и химия. – 2013. – №5. – С.13-19.

2. Зависимость температуры смерзания угля от его гранулометрического состава / М.В. Кормер, Е.О. Шмельцер В.П. Лялюк и др. // Кокс и химия. – 2015. – №1. – С.10-15.

3. Об использовании солей карбоновых кислот для предотвращения смерзания угля в зимний период / Е.О. Шмельцер, М.В. Кормер, В.П. Лялюк и др. // Кокс и химия. – 2016. – №4 – С.2-7.

4. Патент №113500 Украина: МПК (2006.01) С09К 3/18 / М.В. Кормер, В.П. Лялюк, Е.О. Шмельцер, И.А. Ляхова, Д.А. Кассим; опубл. 25.01.2017, Бюл. №2.

УДК 669.184

П. О. Юшкевич, Л. С. Молчанов

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

ШЛЯХИ ПОКРАЩЕННЯ ТЕПЛОВОГО БАЛАНСУ У КОНВЕРТЕРНОМУ АГРЕГАТІ ПРИ ЗАСТОСУВАННІ ВЕРХНІХ ФУРМ

Для забезпечення ефективної роботи, киснево-конвертерних цехів останнім часом у світовій практиці знову набуває актуальності використання технологічних рішень [1-7], що дозволяють покращити тепловий баланс у конвертерному агрегаті з застосуванням верхніх фурм: [1-6]:

- допалювання відхідних конвертерних газів у порожнині конвертера за рахунок їх взаємодії з звуковими кисневими струменями, що формуються додатковими групами циліндричних сопел спеціальної конструкції верхньої фурми;
- вдування до ванни твердих подрібнених вуглецевомістких матеріалів, у першу чергу коксу або вугілля, через днище конвертера або верхню фурму;
- добавка деякої кількості кускових вуглецевомістких матеріалів у завалку, на залитий чавун і в процесі продувки конвертерної ванни через верхню фурму;
- введення до ванни вуглецевомістких матеріалів (коксу або вугілля), через донні фурми конвертера в комбінації з одночасним допалюванням відхідних газів верхньою двоярусною фурмою.

Так на базі представлених технологічних рішень розроблено ряд різновидів технологій виплавки сталі у кисневих конвертерах: LD–OB; K–BOP; KMS; ALCI; COIN та ін. [2, 5-6].

Разом з цим, під час експлуатації конвертерів із варіаціями цих технологій, чітко визначилися такі недоліки [1-6]:

– агресивна дія факелів допалювання (CO до CO_2) на верхню частину футерівки конвертеру;
– низька ефективність допалювання конвертерних газів у порожнині агрегату за наявності надмірно спіненого шару шлаку;
– розвиток викидів шлакометалевої емульсії та заметалювання фурми, конвертерного обладнання, зниження виходу якісного залізовуглецевого напівпродукту у випадку надмірного спінення шлаку до розташування горловини конвертеру;
– збагачення залізовуглецевого розплаву під час використання вуглеводнів за вмістом азоту та водню (N, H);
– зниження стійкості дуттєвих пристроїв і навколофурмених ділянок футерівки днища;
– насичення металу сіркою, воднем і азотом за умови використання твердих теплоносіїв (грудкового вугілля) понад 10 кг/т сталі;
– ускладнення в організації ефективного попереднього підігрівання брухту в конвертері без утворення місць локального проплавлення шихти та рідкого високоокисленого шлаку й металевого розплаву.

Список літератури

1. Разработка конструкции двухъярусной фурмы и режима продувки ванны 160-т конвертеров ПАО «АрселорМиталл Кривой Рог» с ее использованием / А.Г. Чернятевич, Е.Н. Сигарев, И.В. Чернятевич [и др.] // Теория и практика металлургии. – 2012. – №5-6. – С.76-85.

2. *Величко А.Г.* Современный опыт проектирования и применения кислородных фурм в сталеплавильном производстве КНР (по материалам Всекитайского совещания по проектированию, изготовлению и применению кислородных фурм) / А.Г. Величко // Черная металлургия: Бюллетень «НТИ» . – 1992. – №10. – С.39-42.

3. *Бойченко Б.М.* Конвертерне виробництво сталі: теорія, технологія, якість сталі, рециркуляція матеріалів і екологія / Б.М. Бойченко, В.Б. Охотський, П. С. Харлашин. – Д : РВА“Дніпро-ВАЛ”, 2006. – 456 с.

4. Смоктий В.В. Комбинированные процессы выплавки стали в конвертерах / В.В. Смоктий, В.В. Лапицкий, Э.С. Белокуров. – К : Техника, 1992. – 163 с.

5. Арсентьев П.П. Конвертерный процесс с комбинированным дутьем / П.П. Арсентьев, В.В. Яковлев, С.В. Комаров. – М : Металлургия. –1991. – 176 с.

6. Чернятевич А.Г. Инновационная технология комбинированной продувки конвертерной ванны кислородом и нейтральным газом с применением многоярусных фурм // А.Г. Чернятевич, Л.С. Молчанов, П.О. Юшкевич / Актуальні проблеми розвитку металургійної науки та освіти: наукові праці Всеукраїнської науково-технічної конференції, присвяченої 100-річчю з дня народження Г.Г. Єфіменка, Дніпро, 4-5 квітня 2017 р. – Дніпро : НМетАУ, 2017. – С.193-198.

7. О неотложных задачах развития черной металлургии как главной базовой отрасли экономики Украины / Г. Г. Ефименко, В. П. Самарай, В. Н. Нещадим [и др.] // Металл и литье Украины. – 2010. – № 5. – С. 3-9.

УДК 669.162

М. В. Ягольник, В. В. Бочка, Я. М. Черник, М. О. Фурсов

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

ВДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ АГЛОМЕРАЦІЇ ПРИ ВИКОРИСТАНІ РІЗНИХ ВИДІВ ТВЕРДОГО ПАЛИВА

Найважливішими факторами, що визначають газопроникність шихти і весь хід процесу агломерації, є кількість та характеристики палива в шихті, оптимальні значення яких відповідають найкращим показникам процесу спікання і якості агломерату.

Для агломераційного палива зазвичай використовується подрібнений кокс (0-3 мм), горюча частина якого складається з вуглецю (більше 80 %). Витрата палива на агломераційних фабриках коливається в межах 75-90 кг на тону агломерату, при чому цей показник тим більший, чим вище зольність коксу.

В якості замінників за весь час існування агломерації були використані та досліджені наступні види твердого палива: антрацит, кам’яне вугілля, нафтовий кокс,

кокс із бурого вугілля, торф'яний кокс та інші види палива. Застосування бурого вугілля навіть при заміні в кількості 10-20 % у суміші з коксом призвели до значного погіршення показників агломерації, питома продуктивність знизилася на 12-35%, вихід дріб'язку 0-5 мм збільшився з 18 до 21,0-34,5%, тому можливість використання бурого вугілля відкидається.

Останнім часом стало актуальним використовувати в якості замінника коксу - органічні матеріали, або так звані біоматеріали: деревину, лушпиння горіхів, лушпиння соняшника, солому, листя дерев та ін.

В даній роботі проаналізовано дослідження по використанню замінників коксу в агломераційній шихті, які проводилися останнім часом у НМетАУ.

У першій частині досліджень використовувалися, у якості замінників коксу, у сирому вигляді такі види поновлюваної сировини як: антрацит, деревне вугілля, шкарлупа горіха, лушпиння насіння. Кількість заміненого коксу іншими видами палива змінювалося від 0 до 100 % кроком 25 %. Загальна витрата палива в шихту складала 6 % (по вуглецю). Найкращі техніко-економічні показники аглопроцесу були отримані при використанні антрациту та шкарлупи горіху. Проте заміна кокса - горіхами не повинна перевищувати 25 %.

Друга частина досліджень стосувалася використання у шихті тільки шкарлупи горіхів, як замінника коксу який найкраще себе проявив у першій серії. При цьому було прийнято рішення використовувати піроліз біопалива перед його використанням у аглошихті. Всього було зроблено 12 варіантів спікань, які були розбиті на серії:

1 серія: 1 варіант: тверде паливо - кокс 100 % (база). 2 варіант: піроліз при 400°С. 3 варіант: піроліз при 600°С. 4 варіант: піроліз при 800°С. 5 варіант: піроліз при 1000°С. У 2-й серії спікань змінювали лише крупність шкарлупи горіха (температура піролізу 600°С постійна): 6 варіант – крупність 1-0 мм. 7 варіант – 5-0 мм. 8 варіант – крупність 7-0 мм. У 3-й серії спікань ми спікали біопаливо без піролізу, змінювали лише крупність: 9 варіант – крупність 1-0 мм. 10 варіант – крупність 3-0 мм. 11 варіант – крупність 5-0 мм. 12 варіант – крупність 7-0 мм.

Аналіз результатів показав, що кращим є варіант 3 – використання в якості замінника коксу горіхів крупністю 0-3 мм після піролізу при температурі 600 °С.

Третя частина досліджень стосувалася використання різних видів твердого палива при отриманні марганцевого агломерату. Данні дослідження повинні були довести та довели можливість часткової заміни коксу також і при виробництві марганцевого агломерату.

Всього було зроблено 6 варіантів спікань, які відрізнялися співвідношенням між різними видами палива.

1 варіант: все тверде паливо – кокс 100 % (база). 2 варіант: кокс 75% і пелети деревини сирі 25%.3 варіант: кокс 75 % і пелети деревини після піролізу при 400°С 25%. 4 варіант: кокс 75 % і пелети деревини після піролізу при 600°С 25%. 5 варіант: кокс 75 % і пелети деревини після піролізу при 800°С 25%. 6 варіант: кокс 75 % і пелети деревини після піролізу при 1000°С 25%.

Результати дослідження є задовільні, якщо враховувати якісні показники отриманого марганцевого агломерату, проте при порівнянні продуктивності кращим є базове спікання при використання у якості палива тільки коксу. Для остаточних висновків потрібно проводити більш детальні дослідження.

Висновки. Таким чином, для інтенсифікації агломераційного процесу при роботі з використанням піроліза замінників коксу, на наш погляд можливо подавати не більше 25% палива з поновлюваної сировини. Для подальшого вдосконалення технології агломерації при використанні різного гранулометричного складу палива потрібно проводити експерименти з включенням інших факторів.

Однак дивлячись на не досить однозначні технологічні результати потрібно неодмінно відзначити позитивний вплив на більшу екологічність процесу при використанні біопалива у агломераційній шихті.

Список літератури

1. *Карабасов Ю.С., Валавин В.С*. Использование топлива в агломерации. - М.: Металлургия, 1976. – 264 с.

2. *Шульга И. В., Зеленский О. И., Вихляев А.А.* Газификация древесных отходов // Кокс и Химия. – 2012. – № 8. – С. 41-44.

УДК 621.74.043

Т.В. Лисенко, К.О.Крейцер, В.В. Ясюков, В.П. Доценко, М.П. Тур

Одеський національний політехнічний університет, Одеса

СИСТЕМА ВИЯВЛЕННЯ ПАРІВ МАГНІЮ ПРИ ПЛАВЦІ

Легкі сплави мають вирішальні значення для авіакосмічної, машинобудівної та автомобільної галузей.

У сучасній техніці актуальним є розвиток магнієвого виробництва. Магній за останнє десятиліття з рідкісного матеріалу для космічної індустрії, став третім металом, який найбільш часто використовується, після сталі та алюмінію [1].

Незважаючи на всі переваги магнію, він має ряд недоліків, які стримують його впровадження. Одна з головних проблем - це його велика спорідненість з киснем і воднем [2].

Магній активно реагує з киснем та запалюється. Температура горіння магнію 2500 ° С, він не гаситься водою, що викликає особливу небезпеку при загорянні.

Для створення безпечного виробництва виливків із магнієвих сплавів була розроблена система виявлення парів магнію.

Система відеоспостереження і виявлення парів магнію призначена для забезпечення перегляду обстановки в зоні плавлення сплаву на моніторі; виявлення наявності парів магнію над дзеркалом металу з автоматичним виведенням повідомлення оператору на екран монітора і в систему аварійної сигналізації; реєстрації відеоінформації, яку одержують від відеокамер, встановлених в зоні плавлення.

Пульт управління та монітор розміщуються на робочому місці оператора.

Відеокамери і лазерні освітлювачі встановлюються в зоні плавлення, місця установки визначає розробник з урахуванням вимог з безпеки.

Блок обробки і сигналізації розміщується в технічному відділі цеху.

Система працює в режимі відео спостереження обставин в зоні плавлення із записом відеоінформації в реальному масштабі часу від всіх камер одночасно на знімний твердотільний накопичувач (SSD диск). При виявленні системою над дзеркалом металу парів магнію відбувається автоматичне перемикання і виведення на екран монітора зображення від відеокамери, що виявила пари магнію. Одночасно загоряється сигнальне поле кнопки цієї камери, і сигнал про виявлення парів магнію надходить в систему. На моніторі спостерігається характерний промінь лазерного підсві-

чування, висвічується номер камери і миготливе повідомлення «Магній», також на екран монітора виводиться таблиця у вигляді матриці з мітками по горизонталі - № відеокамери, по вертикалі - № зони.

Відеореєстратор, що входить до складу системи обробки сигналу, забезпечує реєстрацію відеоінформації від відеокамер на знімний твердотільний накопичувач (SSD диск). Незалежно від обраної оператором зони перегляду запис на відеореєстратор проводиться одночасно від всіх відеокамер в реальному масштабі часу. Відеореєстратор працює в кільцевому режимі - після заповнення всього обсягу SSD диска проводиться стирання (заміщення) раніше записаної інформації новою.

Список літератури

1. Magnesium Die Casting Handbook (1998) NADACA.

2. *Гольдшлегер У.И.* Режимы горения и механизмы высокотемпературного окисления магния в кислороде/ У.И. Гольдшлегер, С.Д. Амосов// Физика горения и взрыва. - 2004. - Т. 40, №3.

.

УДК 621.74.04: 621.763

Т.В. Лысенко, М.П. Тур, В.В. Ясюков

Одесский национальный политехнический университет, Одесса

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ОТЛИВОК

Качество поверхности отливок, характеризуемое величиной макро- и микронеровностей, оценивается неоднозначно т.к. принято считать, что отливка – это заготовка, подлежащая последующей механической обработке. Поэтому высокая шероховатость поверхности отливок практически не является браковочным признаком.

Влияние качества поверхности на механические свойства литья, может колебаться в значительных пределах. Особенно это заметно у отливок из легированных сталей, эксплуатируемых при знакопеременных нагрузках. Примером могут служить образцы из стали 30ХН2ВФ, у которых σ_{-1} = 240 МПа, (литая поверхность характеризуется высотой неровностей профиля R_z = 40 мкм). После механической обработки (шлифование) среднее арифметическое отклонение профиля R_a составляет 2,5

мкм, σ_{-1} = 510 МПа. Влияние шероховатости поверхности на прочностные характеристики объясняется концентраторами напряжений, вызывающими усталостные трещины.

Жаростойкость отливок, работающих при высоких температурах, также зависит от состояния поверхности отливок: наличие на поверхности включений фаялита и других легкоплавких соединений железа приводит к значительной потере массы при эксплуатации. Коэффициент полезного действия литой гидроаппаратуры – лопастных колес насосов, лопастей гребных винтов, рабочих колес низконапорных гидротурбин электростанций, статоров и роторов турбобуров – зависит от состояния рабочих поверхностей; изменяются также сроки эксплуатации оборудования.

Качество литой поверхности влияет на последующую механическую обработку: назначение величины припусков, выбор режимов резания и материала режущего инструмента. Как правило, это приводит к изменению геометрии отливки, увеличению объема механической обработки и потерям металла в стружку, что снижает конкурентоспособность литья. Высокие значения R_z приводят к снижению параметров резания твердосплавным инструментом ВК, ТК, ТТК, который не допускает ударных нагрузок.

Характер поверхности оказывает большое влияние на последующее эмалирование отливок, что важно для нефтехимического и сантехнического оборудования. Для литья деталей, работающих в условиях сопротивления износу (зубья ковшей экскаваторов и др.), используют наплавку релитом или сормайтом. Состояние поверхности также оказывает влияние на прочность связи наплавленного слоя с металлом отливки.

Геометрическая точность отливок, в частности, шероховатость поверхности, определяется различными технологическими методами. По мнению авторов, кардинальным решением проблемы получения отливок с прогнозируемым качеством поверхности, является композиционное литье. Появляется реальная возможность замены традиционного поверхностного слоя отливки, образующегося при его кристаллизации, пористой металлокерамической оболочкой (ПМКО), изготавливаемой из порошков металлов, которая позволяет управлять процессом формообразования. Заполнение пор оболочки происходит при заливке жидкого металла с образованием композиционной отливки. Наименее управляемым является этап формирования переходной зоны между ПМКО и жидким металлом. Для стабилизации режимов переходной зоны жидкий металл модифицировали карбонитридом титана TiCN в нанора-

змерном состоянии. Отмечается повышение прочности переходного слоя, достаточной для работы отливок в условиях ударно-циклических нагрузок. Шероховатость поверхности определяется подбором зернистости металлических порошков, формирующих ПМКО при твердофазном спекании.

Наукове видання

ЛИТВО. МЕТАЛУРГІЯ. 2021

**Матеріали XVII МІЖНАРОДНОЇ
НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ
ЛИТВО 2021**

**Матеріали X МІЖНАРОДНОЇ
НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ
МЕТАЛУРГІЯ 2021**

Редактори: Т.В. Берлізєва, С.В. Гнилоскуренко, Стоянов А.М.

Випуск підготовлено до друку
Запорізькою торгово-промисловою палатою

Підп. до друку 30.04.2021 г.Формат 60×84 1/16. Бумага офсетна.
Riso-друк. Гарнітура Таймс. Ум. друк. стор. 18,94
Тираж 300 екз. Зам № 128.

Видавництво ПП «АА тандем»
Адреса: 69009, м. Запоріжжя,
вул.. В. Лобановського б. 27 оф. 69,
тел.. (050) 590-96-21
Свідоцтво про внесення державного реєстру видавців:
Серія ДК № 2899

Надруковано в тіпографії ТОВ «ФІНВЕЙ»
УкраїнаЮ, 69035, м. Запоріжжя, пр.. Соборний, буд. 145
тел.. (061) 220-03-06, 220-03-07
xprint_2007@ukr.net
Замовлення № 177/05.2007-А

XVII МІЖНАРОДНА
НАУКОВО-ПРАКТИЧНА КОНФЕРЕНЦІЯ

ЛИТВО - 2021

18 – 20 ТРАВНЯ 2021 РОКУ
ЗАПОРІЖЖЯ

X МІЖНАРОДНА
НАУКОВО-ПРАКТИЧНА КОНФЕРЕНЦІЯ

МЕТАЛУРГІЯ - 2021