

**8 - 10
ВЕРЕСНЯ
ЗАПОРІЖЖЯ**

**XVI МІЖНАРОДНА
НАУКОВО-ПРАКТИЧНА КОНФЕРЕНЦІЯ
ЛИТВО - 2020**

**IX МІЖНАРОДНА
НАУКОВО-ПРАКТИЧНА КОНФЕРЕНЦІЯ
МЕТАЛУРГІЯ - 2020**





Міністерство освіти та науки України
Національна академія наук України

Національний технічний університет
«Харківський політехнічний 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. Mickiewicza



Запорізька торгово-промислова палата

**XVI МІЖНАРОДНА
НАУКОВО-ПРАКТИЧНА КОНФЕРЕНЦІЯ
ЛИТВО 2020**

**IX МІЖНАРОДНА
НАУКОВО-ПРАКТИЧНА КОНФЕРЕНЦІЯ
МЕТАЛУРГІЯ 2020**

ПРОГРАМА

8 – 10 вересня 2020 року



**УКРАЇНА, ЗАПОРІЖЖЯ
2020**

УДК 621.74+669(063)

Л64

Литво. Металургія. 2020: Матеріали XVI Міжнародної науково-практичної конференції (8-10 вересня 2020 р., м. Запоріжжя) / Під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. – Запоріжжя, АА Тандем. – 330 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 № 3 від 26.05.2020

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, 2020

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-кореспондент НАНУ, директор Фізико-технологічного інституту металів і сплавів Національної академії 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;

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

Беліков С. Б. – д.т.н., проф., ректор Національного університету «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. Mickiewicza, проф., Краків, Польща;

Верховлюк А.М. – д.т.н., заст. директора з наукової роботи ФТІМС НАНУ, Київ;

Гнилоскуренко С. В. – к.т.н., зав. відділом ФТІМС НАНУ, вчений секретар (АЛУ), Київ;

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

Єпіфанов В.В. – проф., директор інституту НТУ «ХПІ», Харків;

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

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

Дубодєлов В. І. – д.т.н., проф., акад. НАНУ, зав. відділом ФТІМС НАНУ, Київ;

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

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

Клименко С. І. – к.т.н., директор департаменту ливарного виробництва Міністерства економічного розвитку та торгівлі України, Київ;

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

Луньов В. В. – д.т.н., проф., директора інституту, зав. каф. Національного університету «Запорізька політехніка», Запоріжжя;

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

Марченко А. П. – д.т.н., проф., проректор по науковій роботі НТУ «ХПІ», Харків;

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

Михаленков К.В. – д.т.н., проф., зав. каф. Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут ім. І. Сикорського» (НТУУ «КПІ»), Київ;

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

Наумик В.В. – д.т.н., проф., проректор по науковій роботі Національного університету «Запорізька політехніка», Запоріжжя;

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

Нізяєв К. Г. – д.т.н., проф., в.о. 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 по науковій роботі НМетАУ, Дніпро;

Ровін С.Л. – д.т.н., доц., зав. каф. БНТУ, Білорусь;

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

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

Ямшинський М. М. – д.т.н., доц., зав. каф. НТУУ «КПІ ім. І. Сикорського», Київ.

ЗМІСТ

T. Berlizeva, O. Ponomarenko, I. Grimzin, D. Marynenko. PROCESS OF OBTAINING HIGH-QUALITY SAND-PLASTER MOULDS FOR THIN-WALLED ALUMINUM CASTINGS	13
A.P. Cheiliakh, Y.A. Cheilyakh, Wu Kaiming. CORROSION-RESISTANT NICKEL-FREE TWO-PHASE STEELS WITH METASTABLE AUSTENITE	15
Y.A. Cheilyakh, A.P. Cheiliakh, G.F. Vander Voort. EFFECT OF DECARBURIZATION QUENCHING ON THE PROCESS OF DESTABILIZING AUSTENITE TO INCREASE THE WEAR RESISTANCE OF HADFIELD'S STEEL	17
K. S. Krasnikov. MATHEMATICAL MODELLING VACUUM DEGASSING OF STEEL IN ARGON-STIRRED LADLE	19
О.В. Акімов, Ю.В. Рябець, А.В Глушко. МОДЕЛЮВАННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПРОЦЕСІВ ЛИТТЯ ДВЗ	20
Е. Г. Афтанділянц. МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРОВАНИЯ НА АБРАЗИВНУЮ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ	21
Е. Г. Афтанділянц. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОКАЧЕСТВЕННЫХ СТАЛЕЙ	23
Є. Г. Афтанділянц. КОМП'ЮТЕРНЕ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО МЕТАЛЕВИХ МАТЕРІАЛІВ	25
Ю. Д. Бачинський, В. Б. Бубликов, Н. П. Моїсеєва, В. О. Овсянников. ПЕРСПЕКТИВНІСТЬ ПОШИРЕННЯ ЗАСТОСУВАННЯ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ З КУЛЯСТИМ ГРАФІТОМ	27
В. Б. Бубликов, Ю. Д. Бачинський, Н. П. Моїсеєва, С. М. Медвідь, В. О. Овсянников. ОТРИМАННЯ І ВЛАСТИВОСТІ ЗМІЦНЕНОГО ЛЕГУВАННЯМ КРЕМНІЄМ ФЕРИТНОГО ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ	29
А. М. Верховлюк, В. В. Довбенко, О. В. Железняк, В. В. Железняк. МЕТАЛУРГІЙНИЙ ВИХІД АЛЮМІНІЮ З ЛИВАРНОГО ШЛАКУ	31
К.В. Волощук, К.В. Островерхова, К.О. Костик. ДОСЛІДЖЕННЯ ЕЛЕКТРОМАГНІТНИХ ПАРАМЕТРІВ ІНДУКЦІЙНОЇ ТИГЕЛЬНОЇ ПЕЧІ ПРИ ВИПЛАВЦІ ЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ	32
О.И. Воронова, И.В. Баца. ТЕРМИЧЕСКИЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ПРЕСС-ФОРМАХ ДЛЯ ЛИТЬЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	33
Д.Б. Глушкова, А.І. Степанюк, Д. Донченко. ПІДВИЩЕННЯ СТІЙКОСТІ ПРЕС-ФОРМ ЛИТТЯ ПІД ТИСКОМ МІДНИХ СПЛАВІВ	35

С. В. Гнилоскуренко, О. П. Білоусова. ЛИВАРНЕ ВИРОБНИЦТВО – ОСНОВА МАШИНОБУДІВНОГО КОМПЛЕКСУ	38
С. В. Гнилоскуренко, М. В. Семенов, О. В. Бякова. СПІНЕНІ АЛЮМІНІЄВІ СПЛАВИ ЯК ЕЛЕМЕНТИ УДАРОСТІЙКИХ КОМПОЗИТИВ	40
А. Б. Головня. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ЛИТЫХ МАРГАНЦЕВО-МЕДНЫХ СПЛАВОВ	42
Л. О. Дан, Л. О. Трофімова. СТРУКТУРА СІРОГО ЧАВУНУ У ПОВЕРХНІ СТАЛЕВОЇ АРМУЮЧОЇ ВСТАВКИ	44
В. С. Дорошенко. КРИОТЕХНОЛОГИЯ ОХЛАЖДЕНИЯ ОТЛИВОК ДЛЯ КОНЦЕПЦИИ РОТОРНО-КОНВЕЙЕРНОЙ ЛИНИИ	46
В. С. Дорошенко. ЛИТЬЕ КРУПНОГАБАРИТНЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ ПО ЛГМ-ПРОЦЕССУ С ДОПОЛНИТЕЛЬНОЙ ВЕНТИЛЯЦИЕЙ ПОЛОСТИ ФОРМЫ	48
В. С. Дорошенко, В. П. Кравченко. РОЗРОБКА КОНЦЕПЦІЇ ЛИВАРНОГО РОТОРНО-КОНВЕЄРНОГО КОМПЛЕКСУ ЯК НЕПЕРЕРВНО-ДИСКРЕТНОЇ МОДЕЛІ	50
В. І. Дубоделов, А. В. Нарівський, П. Є. Стрижак, В. Є. Панарін, М. І. Тарасевич, А. М. Верховлюк, М. С. Горюк, О. О. Жох, Ю. П. Скоробагатько, О. В. Ященко. НАУКОВІ ТА ТЕХНОЛОГІЧНІ ЗАСАДИ МГД-ПЛАЗМОВИХ ПРОЦЕСІВ ОДЕРЖАННЯ НОВОГО ПОКОЛІННЯ ЛИТИХ КОНСТРУКЦІЙНИХ ТА КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЮ ДЛЯ ВИСОКОТЕХНОЛОГІЧНИХ ГАЛУЗЕЙ ТЕХНІКИ	52
В. І. Дубоделов, О. М. Смірнов, О. П. Верзілов, М. С. Горюк, В. К. Погорський, Ю. Ю. Куліш, Д. І. Гойда, А. Ю. Семенко. СТВОРЕННЯ КОМПЛЕКСУ ОБЛАДНАННЯ ДЛЯ ОДЕРЖАННЯ ВИСОКОЯКІСНИХ ЛИТИХ ЗАГОТІВОК В УМОВАХ МЕТАЛУРГІЙНИХ МІКРОЗАВОДІВ	54
Н. А. Жижкина, А. П. Житникова. АНАЛИЗ СОВРЕМЕННЫХ МЕТОДОВ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ КАЧЕСТВА КРУПНОГАБАРИТНЫХ КОМПОЗИТНЫХ ИЗДЕЛИЙ	56
А. С. Затуловський, В. О. Щерецький, В. А. Лакеев, Е. А. Каранда. РОЗРОБКА НОВИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ З ЗАСТОСУВАННЯМ ЕФЕКТУ МОНОТЕКТИЧНОГО РОЗШАРУВАННЯ РОЗПЛАВУ	59
Е. И. Ивахненко, Е. Н. Парахневич. ВЫБОР ИЗНОСО-ЖАРОСТОЙКИХ СПЛАВОВ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ГОРНО-ОБОГАТИТЕЛЬНОГО ОБОРУДОВАНИЯ	61
В. Т. Калинин, В. А. Кривошеев, И. О. Серженко, Д. С. Другов. ПРИМЕНЕНИЕ БРИКЕТИРОВАННЫХ УЛЬТРА - И НАНОДИСПЕРСНЫХ МОДИФИКАТОРОВ ПРИ ЛИТЬЕ ДЕТАЛЕЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ	62

М.Л. Калиниченко. АСПЕКТЫ ПОЛУЧЕНИЯ КЛЕЕВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ СОЕДИНЕНИЙ ДЛЯ СОЗДАНИЯ МОДЕЛЬНЫХ КОМПЛЕКТОВ В МЕЛКОСЕРИЙНОМ ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ	64
В.А. Калиниченко. АСПЕКТЫ ПОЛУЧЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ ЛАЗЕРНОЙ И ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ	66
П. Б. Калюжний ЗАКОНОМІРНОСТІ ТЕПЛООБМІНУ ВИЛИВКА З ФОРМОЮ ПРИ АЕРОДИНАМІЧНОМУ ПЕРЕМІЩЕННІ ФОРМУВАЛЬНОГО МАТЕРІАЛУ	68
П. Б. Калюжний, О. В. Михнян, М. М. Ворон, О. В. Нейма, А. М. Тимошенко. ОДЕРЖАННЯ ТОНКОСТІННИХ ТИТАНОВИХ ВИЛИВКІВ МЕТОДОМ ЛИТТЯ В КЕРАМІЧНІ ФОРМИ	71
С. А. Князев. ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОБОРИСТОЙ СТАЛИ ИНДУКЦИОННОЙ ПЛАВКОЙ: СТРУКТУРА И СВОЙСТВА	73
С.Г. Кондрашова, Є.В. Саприкін, В.В. Наумик. РОЗРОБКА ВИСОКОЕФЕКТИВНОГО СПОСОБУ ДИФУЗІЙНОЇ МЕТАЛІЗАЦІЇ ДЕТАЛЕЙ ХІМІЧНОГО УСТАТКУВАННЯ З СІРОГО ЧАВУНУ І СТАЛІ	75
В. М. Кропівний, О. В. Кузик, А. В. Кропівна. ПІДВИЩЕННЯ МОДИФІКУЮЧОЇ ДІЇ МАГНІЮ ПРИ ОТРИМАННІ ЧАВУНУ З ВЕРМИКУЛЯРНИМ ГРАФІТОМ	77
В. А. Лакеєв, А. С. Затуловський, В. О. Щерецький. ФІЗИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ УТВОРЕННЯ СТРУКТУРИ КОМПОЗИЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ	79
Р.Ф. Ліхацький, М.М. Ворон. ОДЕРЖАННЯ МІДНОГО ЛИТОГО КОМПОЗИТУ СИСТЕМИ Cu-V В УМОВАХ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ЛИВАРНОЇ ТЕХНОЛОГІЇ	80
В. А. Локтионов-Ремизовский, Н. В. Кирьякова, В. Г. Новицкий, К. Ю. Герман. ВОЗМОЖНОСТЬ ОПТИМИЗАЦИИ СОСТАВА СТАЛИ 110Г13Л	82
Р. В. Лютий, В. С. Дорошенко. ПОЄДНАННЯ РІЗНИХ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИХ МАТЕРІАЛІВ У ФОРМУВАЛЬНИХ І СТРИЖНЕВИХ СУМІШАХ З МЕТАЛОФОСФАТАМИ	85
Р.В. Лютий, М.І. Прилуцький, О.В. Кривик. РОЗРАХУНОК КОЕФІЦІЄНТІВ УСАДКИ СПЛАВІВ У ТВЕРДОМУ СТАНІ	87
Р.В. Лютий, М.В. Тишковець, Д.В. Люта. ЕВОЛЮЦІЯ ФОСФАТНИХ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИХ КОМПОНЕНТІВ У ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ	89
В. А. Мамишев, О. И. Шинский, Л. А. Соколовская. О ПРИМЕНЕНИИ СИСТЕМОГО АНАЛИЗА К ИЗУЧЕНИЮ МНОГОФАКТОРНЫХ ПРОЦЕССОВ ЛИТЬЯ	91
А. В. Нарівський, М. І. Тарасевич, В. І. Дубодєлов, І. М. Тарасевич, І. В. Корнієць. ФОРМУВАННЯ ПАРОВОЇ ФАЗИ ПРИ ПЛАЗМОВІЙ ОБРОБЦІ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ	93

А. М. Недужий, А. Г. Вернидуб. ВПЛИВ ПОТОКОТЕПЛОСИЛОВОЇ ОБРОБКИ МЕТАЛУ НА ФОРМУВАННЯ ВИЛИВКІВ З НЕДЕНДРИТНОЮ ГЛОБУЛЯРНОЮ СТРУКТУРОЮ ПЕРВИННОЇ ФАЗИ ІЗ ТВЕРДО-РІДКОГО АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АК7Ч

95

А. М. Недужий, А. Г. Пригунова, Л. К. Шеневідько. ДІАГРАМА РОЗПОДІЛУ СТРУКТУРИ ПЕРВИННОЇ ФАЗИ В СИСТЕМІ КООРДИНАТ ТЕМПЕРАТУРА ЗАЛИВКИ – ПОЧАТКОВА ТЕМПЕРАТУРА ФОРМИ ПІСЛЯ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ДООБТЕКТИЧНИХ СИЛУМІНІВ

97

А. М. Недужий, А. Г. Пригунова, А. Г. Вернидуб. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ МЕХАНІЧНОГО ПЕРЕМІШУВАННЯ ТА ПОДАЛЬШОЇ СИЛОВОЇ ОБРОБКИ НА ФОРМУВАННЯ НЕДЕНДРИТНОЇ ГЛОБУЛЯРНОЇ СТРУКТУРИ ПЕРВИННОЇ ФАЗИ У ВИЛИВКАХ ІЗ ЧАСТКОВО ЗАКРИСТАЛІЗОВАНОГО АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АК7Ч

99

В.Г. Новицкий, С.Я. Шипицын, В.Л. Лахненко, В.А. Локтионов-Ремизовский, Н.Н. Грибов. ХРОМИСТЫЕ СТАЛИ ДЛЯ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧ “GREEN TRIBOLOGY”

О. В. Ноговіцин, А. С. Нурадинов, О. Л. Гончаров, І. Р. Баранов, Д. О. Петренко, І. А. Нурадинов. ВПЛИВ ГАРЯЧОЇ ДЕФОРМАЦІЇ ТА ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЛИТОЇ СТРІЧКИ ЗІ СПЛАВУ Д16

103

О. В. Ноговіцин, А. С. Нурадинов, О. Л. Гончаров, І. Р. Баранов, Д. О. Петренко, І. А. Нурадинов. ВПЛИВ ГАРЯЧОЇ ДЕФОРМАЦІЇ ТА ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЛИТОЇ СТРІЧКИ ЗІ СПЛАВУ В95

106

О. В. Ноговіцин, А. С. Нурадинов, О. Л. Гончаров, І. Р. Баранов, Д. О. Петренко, І. А. Нурадинов. ВПЛИВ ГАРЯЧОЇ ДЕФОРМАЦІЇ ТА ЗМІЦНЮЮЧОЇ ОБРОБКИ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЛИТОЇ СТРІЧКИ ЗІ СПЛАВУ АМГ5

108

А. С. Нурадинов, С. С.-С. Ахтаев, Н. С. Уздиева, В. Ю. Шейгам. ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ОДНОРОДНОСТЬ И ДИСПЕРСНОСТЬ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА

110

К.В. Островерхова, К.В. Волощук, К.О. Костик. ВИЗНАЧЕННЯ ЕЛЕКТРОМАГНІТНИХ ПАРАМЕТРІВ ІТП З КУСКОВИМ ЗАВАНТАЖЕННЯМ ШИХТИ ДЛЯ ВИПЛАВКИ ЗАЛІЗО-ВУГЛЕЦЕВОГО СПЛАВУ

112

Є. М. Парахнєвич, Є. І. Івахненко. ЕЛЕКТРОШЛАКОВИЙ МЕТОД ВІДНОВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ ЕЛЕКТРОВОЗІВ

113

Р. В. Петровський, А. М. Верховлюк, І. Ф. Червоний, Л. Д. Таранухіна. ВПЛИВ УЛЬТРАЗВУКОВОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЛИТИХ ЗАГОТОВОК НА ОСНОВІ МІДІ

114

О. І. Пономаренко, І.А. Грімзін, Т.В. Берлізева, Н.С. Євтушенко. ВЛАСТИВОСТІ ХОЛОДНОТВЕРДІЮЧИХ СУМІШЕЙ З ВИКОРИСТАННЯМ ЕФІРНОГО ЗАТВЕРДЖУВАЧА ФІРМИ PROTES FOND S.R.L (ІТАЛІЯ)	116
О. И. Пономаренко, Н.С. Евтушенко, А.А. Шейка, С.Д. Евтушенко. ВЛИЯНИЕ КВАРЦЕВЫХ ПЕСКОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПЕСЧАНОСМОЛЯНЫХ ФОРМОВОЧНЫХ СМЕСЕЙ	118
С.В. Порохня. ДОСЛІДЖЕННЯ ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ СТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ ПРИ ЛИТТІ ПО МОДЕЛЯХ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ	120
С.В. Порохня. ТЕПЛОВИЙ РЕЖИМ ЛИВАРНИХ ФОРМ З МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ	122
А. Є. Русабров, Д.В. Мариненко, О. І. Пономаренко. ВДОСКОНАЛЕННЯ ЛИВНИКОВИХ СИСТЕМ ДЛЯ СТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ	124
В. М. Сажнев, Г. В. Сніжной. МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМАРГАНЦЕВИХ АУСТЕНИТНИХ СТАЛЕЙ ПРИ НИЗЬКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ	125
В. Ю. Селівьорстов, Ю. В. Доценко. ВИКОРИСТАННЯ КАРБІДУ КРЕМНІЮ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ВИЛИВКІВ ІЗ СПЛАВУ СИСТЕМИ Al-Si ПРИ ЛИТТІ В КОКІЛЬ	127
А. Ю. Семенко, О. П. Верзілов, Ю. Ю. Куліш, Д. І. Гойда. СУЧАСНІ МЕТОДИ ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ВПЛИВУ НА РОЗПЛАВ У МБЛЗ	129
Р. А. Сергієнко, О. А. Щерецький, А. М. Верховлюк, Д. С. Каніболоцький. ОДЕРЖАННЯ НАНОСТРУКТУРНИХ МАТЕРІАЛІВ ШЛЯХОМ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ АМОРФНИХ СПЛАВІВ	131
И.О. Серженко, В.Т. Калинин. ОСОБЕННОСТИ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ЗАТВЕРДЕВАНИИ НАНОНОДИСПЕРСНОГО ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ОТЛИВКИ В ФОРМЕ	134
А. Г. Слуцкий, Б. М. Немененок, Г. А. Румянцева, В. А. Шейнерт. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПРОДУКТОВ ДРОБЕОЧИСТКИ КОТЛОВ ТЭЦ ДЛЯ ЛЕГИРОВАНИЯ ЧУГУНА	136
А.Н. Смирнов, Т.В. Лысенко, Д.С. Васильев. ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ СТОЙКОСТИ ГИЛЬЗ КРИСТАЛЛИЗАТОРОВ МНЛЗ	138
Л. И. Солоненко, С. И. Репях, А. П. Белый, Т. А. Гуцу. РАСЧЕТ МИНИМАЛЬНО-ДОПУСТИМОЙ ПРОЧНОСТИ КЛЕЕВЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЛИТЕЙНЫХ СТЕРЖНЕЙ	140

В. О. Стригун, Н. М. Волошин, С. В. Гнилоскуренко, Л. С. Чаплигіна. РОЗШИРЕННЯ СФЕРИ ВПЛИВУ СТАНДАРТІВ У ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ	142
Н. И. Тарасевич, И. Н. Тарасевич, А. В. Наривский, И. В. Корниец, И. К. Кошевой. ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЯ КОНВЕКТИВНЫХ ПОТОКОВ В ПРОЦЕССЕ ЗАЛИВКИ И ФОРМИРОВАНИИ КРУПНОГО СЛИТКА	144
Н. И. Тарасевич, А. В. Ноговицын, И. В. Корниец, О. О. Токарева, А. И. Рыбицкий. ВЫБОР ОПТИМАЛЬНЫХ УСЛОВИЙ ФОРМИРОВАНИЯ ТОНКОЙ ПОЛОСЫ В ВАЛКОВОМ КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ	148
Л. В. Трибушевский, Б. М. Немененок, Г. А. Румянцева, А. В. Арабей, П. С. Шманай. ПОЛУЧЕНИЕ НОВЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ РАСКИСЛЕНИЯ СТАЛИ ИЗ НИЗКОСОРТНЫХ ОТХОДОВ АЛЮМИНИЯ	149
М. А. Фесенко, А. М. Фесенко. ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ОТРИМАННЯ ЧАВУННИХ ВИЛИВКІВ ІЗ ДИФЕРЕНЦІЙОВАНОЮ СТРУКТУРОЮ ТА ВЛАСТИВОСТЯМИ З БАЗОВИХ РОЗПЛАВІВ ЧАВУНІВ	151
М.А. Фесенко, А. М. Фесенко. ФІЗИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ВНУТРІШНЬОФОРМОВОГО МОДИФІКУВАННЯ ЧАВУНУ	154
М. А. Фон Прусс, М. М. Ворон. СТВОРЕННЯ СТРУКТУРНО-МОДИФІКОВАНОЇ ШИХТИ СИЛУМІНІВ З ВИСОКИМ ВМІСТОМ ЗАЛІЗА ШЛЯХОМ НАДШВИДКОЇ КРИСТАЛІЗАЦІЇ РОЗПЛАВУ	156
М.А. Фон Прусс, М.М. Ворон. СТВОРЕННЯ СТРУКТУРНО-МОДИФІКОВАНОЇ ШИХТИ СИЛУМІНІВ З ВИСОКИМ ВМІСТОМ ЗАЛІЗА ШЛЯХОМ НАДШВИДКОЇ КРИСТАЛІЗАЦІЇ РОЗПЛАВУ	157
Я.О. Чейлях, О.П. Чейлях, К. Шимізу, К.В. Голюк. МІЖФАЗНИЙ РОЗПОДІЛ ЛЕГУЮЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ В СТРУКТУРІ НАПЛАВЛЕНОГО Fe-Cr-Mn МЕТАЛУ З МЕТАСТАБІЛЬНИМ АУСТЕНІТОМ	159
О.П. Чейлях, Я.О. Чейлях, К. Шимізу, О.О. Келін. ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ ГАРТУВАННЯ НА ФАЗОВИЙ СКЛАД, МЕСТАСТАБІЛЬНІСТЬ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗНОСОСТІЙКИХ Fe-Cr-Mn-C ЧАВУНІВ	161
А.П. Чейлях, Я.А. Чейлях, К. Шимизу. МЕЖФАЗНОЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ХИМИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ В СТРУКТУРЕ ИЗНОСОСТОЙКОГО Fe-Cr-Mn-C ЧУГУНА	163
К.І. Чубін, С.А. Стороженко, О.А. Чубіна, В.В. Сергін. ДОСЛІДЖЕННЯ ТА РОЗРОБКА СПОСОБІВ УТИЛІЗАЦІЇ МЕТАЛОВІДХОДІВ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА	165

- О. И. Шинский, В. С. Дорошенко, П. Б. Калюжный. КАК В ЧУГУННОЙ ИЛИ СТАЛЬНОЙ ОТЛИВКЕ ПОЛУЧИТЬ МАРТЕНСИТ ДЕФОРМАЦИИ, УПРОЧНЯЮЩИЙ ОТЛИВКУ ПРИ ЕЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ 168
- О. Й. Шинський, В. С. Дорошенко. ТОНКОСТІННИЙ ВИЛИВОК З ВИСОКОМІЦНОГО СПЛАВУ ЯК ОДНЕ З ГОЛОВНИХ ЗАВДАНЬ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА 170
- В. О. Щерецький, А. С. Затуловський, В. А. Лакеев, О. А. Каранда. ФОРМУВАННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ ШАРІВ ШЛЯХОМ КОНТАКТНОЇ ВЗАЄМОДІЇ РІДКОЇ ТА ТВЕРДОЇ ФАЗ МЕТАЛІЧНИХ РОЗПЛАВІВ 172
- М.М. Ямшинський, Г.Є. Федоров, О.Г. Ковальчук. ДОСЛІДЖЕННЯ ФІЗИКО-ХІМІЧНИХ ПРОЦЕСІВ ПОВЕРХНЕВОГО ЛЕГУВАННЯ СТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ 174
- М.М. Ямшинський, Г.Є. Федоров. ОКАЛИНОСТІЙКІСТЬ ВИСОКОХРОМИСТИХ СТАЛЕЙ В АГРЕСИВНИХ СЕРЕДОВИЩАХ 176
- О. О. Ясинський, В. Б. Бубликов, Ю. Д. Бачинський, О. О. Ясинська. ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ І ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНИХ ЧАВУНІВ, ОТРИМАНИХ КОВШОВИМ І ВНУТРІШНЬОФОРМОВИМ МОДИФІКУВАННЯМ 178
- О. О. Ясинський, В. Б. Бубликов, Ю. Д. Бачинський, О. О. Ясинська, С. М. Медвідь. ВПЛИВ ЛЕГУВАННЯ НІКЕЛЕМ ТА МІДДЮ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИЛИВКІВ ІЗ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ, МОДИФІКОВАНОГО У ЛИВАРНІЙ ФОРМІ 179
- В.В. Ясюков, Т.В. Лысенко, О.И. Воронова, Е.Н. Козишкурт. ПРИМЕНЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ В КОМПОЗИЦИОННОМ ЛИТЬЕ 180

UDC 621.744

T. Berlizeva, O. Ponomarenko, I. Grimzin, D. Marynenko

National Technical University Kharkov Polytechnic Institute, Kharkov

PROCESS OF OBTAINING HIGH-QUALITY SAND-PLASTER MOULDS FOR THIN-WALLED ALUMINUM CASTINGS

The aim of the research is to develop a technology for the preparation and drying of moulds and cores based on sand-plaster mixtures, which allows to obtain exact details of a complex form of required quality.

There is a fairly large number of studies on the physicomechanical properties of plaster-based mixtures.

Casting into plaster moulds is very rarely used, and now there is a tendency to omission it in favour of using the Cronning and Dietert methods. Very precise castings for medical use are made in die-cast or pressure moulds. The solution of such problems is an urgent task of the casthouse production.

The whole process of plaster hardening can be divided into two periods: the first is the period of plaster hardening, or tangling of the released dihydrate crystals, the second period is sealing of bonds, i.e., cementing of crystals by salts evolving during evaporation of excess, free moisture.

The terms of hardening of plaster moulds and cores depend on a number of factors: the quality of the raw materials, the fineness of grinding, the heat treatment conditions, the ambient temperature, plaster and water during preparation of the composition of the mixture, the size of the water-plaster ratio, the duration and storage conditions.

Compressive strength on average lies in the range from 1,5 to 3,0 MPa. The durability of mixtures has made 12-15min, friability has made 0.1-0.15%, gas permeability has made 40-55pcs.

Recently a calculational-analytical method based on a planned experiment has been widely used to solve the problems of controlling the properties of moulding mixtures and their stabilization.

To simulate the properties of the plaster mixture, a planned experiment has been conducted. The basic physicomechanical indicators of the properties of moulding mixtures have been selected as initial parameters: compressive strength (y_1) after drying, gas permeability (y_2).

The independent variables that determine the quality of mixtures have been the amount of: plaster (x_1), water (x_2) and asbestos (x_3). The amount of sand in the experiment has been taken assuming that its quantity and the amount of plaster has made up 100% of dry mixture in total.

In order to eliminate the influence of systematic errors caused by external conditions, the experiments specified by the planning matrix have been carried out in a random sequence, that is randomized in time. The order of holding the experiments has been chosen according to the table of random numbers.

To improve the accuracy of determining regression coefficients at each point of the plan, three to five parallel measurements have been performed.

Conducting the experiment the need to determine the error of experience or dispersion of reproducibility has been taken into account. Reproducibility has been assessed according to the results of parallel experiments, and at the same time the experiments have been carried out at the main level. The statistical significance of the coefficients for each determined optimization parameter has been checked using the student's criterion.

Thus, the following equations have been obtained for the properties of mixtures (for instance (1, 2)).

$$y_1 = 1,53 + 0,89x_1 - 0,61x_2 - 0,56x_1x_2 + 0,19x_1x_3 - 0,2x_2x_3, \text{ MPa} \quad (1)$$

$$y_2 = 55,56 + 6,27x_1 + 9,6x_2 + 3,77x_3 - 1,31x_1x_2 - 1,62x_1x_3 + 6,38x_2x_3, \text{ unit} \quad (2)$$

The obtained equations can be used to estimate the influence of the input parameters on the properties of the mixture, as well as to optimize the composition of the mixture.

When analyzing the obtained data, it has been established that the influence of variable factors on the optimization parameters corresponds to theoretical ideas about the formation of the properties of the mixture during its preparation. Compressive strength increases when increasing the amount of plaster and decreases when increasing the amount of water. Gas permeability decreases when increasing the amount of plaster and water.

The composition of the mixture which meets the requirements for the quality of castings is determined by the range of values: for plaster it is from 48 to 78 masses % and from 37 to 49 masses % with the asbestos content of 2 masses %.

UDK 669.15-194:621.785.5

A.P. Cheiliakh¹, Y.A. Cheilyakh¹, Wu Kaiming²

(¹SHEI "Pryazovskyi State Technical University", Mariupol, Ukraine

²Wuhan University of Science and Technology, Wuhan, China)

CORROSION-RESISTANT NICKEL-FREE TWO-PHASE STEELS WITH METASTABLE AUSTENITE

In the world practice, Cr-Ni steels of type 18/8 (10Cr18Ni(9...10)Ti, 08Cr22Ni6Mo2, etc.) are widely used as effective corrosion-resistant steels. These steels are very expensive since they contain 9...11 % Ni. With the objective of adequate replacement of expensive Fe-Cr-Ni-stainless (corrosion-resistant) steels with nickel-free steels, in PSTU developed Fe-Cr-Mn steels for the ability to work in corrosive environments of low and medium aggressiveness [1].

To determine the optimal chemical composition of new nickel-free steels, the impact of chromium from ~14 % to ~22 % on the phase composition, microstructure, and mechanical properties was studied. An important feature and advantage of the developed Fe-Cr-Mn steels is the metastability of the austenitic phase, which undergoes a deformation induced martensite $\gamma \rightarrow \alpha'$ transformation that develops when testing the mechanical properties and operation DIMTT.

New nickel-free stainless steels, depending on the chromium content (from ~14 to ~22 %), belong to different structural classes: austenite-martensite (10Cr14Mn6SiV), austenite-ferrite (10Cr18Mn6SiV), and ferrite-austenite (08Cr22Mn6SiV). After quenching at 1050 °C, the microstructure of 10Cr14Mn6SiV steel consists of austenite and martensite. With an increase in the chromium content from ~14 % to ~18 %, the martensite component disappears from the structure, and ferrite appears. The microstructure of 10Cr18Mn6SiV steel consists of ~46 % ferrite in the form of closed regions and ~54 % austenite. With an increase in chromium content to ~22 %, the amount of ferrite increases to 68 %, and austenite decreases to 32 %. The mechanical properties of the investigated stainless steels after quenching at 1050 °C, tempering 200 °C are given in Table.

With an increase in the chromium content from 14 to 22 %, the tensile strengths (from 1520 to 900 MPa) and the yield strength (from 920 to 500 MPa) and torsion and yield strength (from 1430 to 800 MPa and from 760 to 200 MPa, respectively) decrease in

steel at continuous increase in plastic properties (δ - from 5 % to 43 %; ψ - from 6 % to 65 %; relative shear (g) - from 60 % to 122 %).

Grade of steel	Ultimate strength (σ_B), MPa	Yield strength (σ_T), MPa	Relative elongation (δ), %	Relative duration (ψ), %	Impact strength, MJ/m ²	
					KCV	KCU
10Cr14Mn6SiV	1520	920	5	6	0,5	-
10Cr18Mn6SiV	1100	480	32	28	3,8	-
08Cr22Mn6SiV	900	500	43	65	3,3	-
10Cr8Ni9Ti [2]	530	230	38	55	-	2,5
AISI304 (ASTM A240)	510	205	43	-	-	-

This is explained on the one hand by the disappearance of quenching martensite and an increase in the proportion of ductile ferrite. An additional and very significant factor in increasing strength and, at the same time, plasticity is the deformation metastability of austenite, which manifests itself in the development of $\gamma \rightarrow \alpha'$ DIMTT with the formation of deformation martensite ($\Delta\alpha'$). DIMTT causes, on the one hand, self-strengthening of steels, and on the other hand, relaxation of microstresses, it simultaneously increasing ductility and impact strength directly at testing of mechanical properties. The degree of the strengthening effect and increase of the ductility properties in steels is different and is determined by the kinetics of the $\gamma \rightarrow \alpha'$ DIMTT. The more deformation martensite ($\Delta\alpha'$) is formed - the greater the self-strengthening effect ($\Delta\sigma = \sigma_B - \sigma_T$; $\Delta\tau = \tau_{пч} - \tau_{0,3}$), and the longer the DIMTT develops more smoothly in time - the greater the ductility properties (δ , ψ , g). It is noteworthy that in steel 08Cr22Mn6SiV the effect of superplasticity is manifested ($g = 122\%$) when a strength high enough for this class of steels is reached ($\sigma_B = 900$ MPa, $\tau_{пч} = 800$ MPa). In standard Fe-Cr-Ni steels, for example 10Cr18Ni9Ti, (steel type 18/8) (AISI 304), under similar conditions for testing properties, this effect is not realized.

A comparison of the mechanical properties of the developed nickel-free corrosion-resistant steels and well-known widely used Fe-Cr-Ni steels (10Cr18Ni9Ti, (steel type 18/8) (AISI 304) (see Table) shows that the new nickel-free steels have a significantly higher set of strength properties with similar ductility indices.

References

1. Чейлях А.П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии. – Мариуполь: ПГТУ, 2009. – 483 с.
2. ГОСТ 7350-77 Сталь толстолистовая коррозионно-стойкая, жаростойкая и жаропрочная. Технические условия.

UDK 621.785.6:669.018

Y.A. Cheylyakh¹, A.P. Cheiliakh¹, G.F. Vander Voort²

¹SHEI "Pryazovskyi State Technical University", Mariupol, Ukraine

²Consultant-Struers Inc., Wadsworth, IL, USA

**EFFECT OF DECARBURIZATION QUENCHING ON THE PROCESS OF
DESTABILIZING AUSTENITE TO INCREASE THE WEAR RESISTANCE
OF HADFIELD'S STEEL**

The decarburization process, characterized by a decrease in the carbon content in the surface layers of most high-carbon alloys (steels and cast irons), parts and tools, when heated in oxidizing environments, is a negative phenomenon that reduces mechanical properties, because decarburization is a significant problem in heat treatment of steels as decarburization is detrimental to wear life and fatigue life of components [1]. At the same time, for low-carbon transformer and stainless steels, of ferritic and austenitic classes, decarburization can be used as a kind of chemical-thermal treatment that improves their properties. However, to enhance the mechanical and operational properties of high-carbon alloys, decarburization as a technological process of strengthening processing is not considered in the literature and is not applied in practice.

Decarburization of high-carbon steels in the process of heat treatment is considered a very undesirable phenomenon, which one usually tries to prevent. Meanwhile, a new method of thermo-chemical treatment - for decarburizing hardening of Hadfield Mn high-carbon steels is proposed [2], which is shown that it is possible to increase its wear resistance.

In this work the method of surface hardening based on the destabilization of phase-stable austenite in austenitic grade Hadfield steel as a result of the decarburization during high-temperature austenitization and destabilization during quenching is experimentally presented and justified. The features of the formation of a microstructure in the surface

layers during decarburization quenching of Hadfield steel, which gradually varies in depth with a change in the ratio of α' - and ε' - martensites and metastable austenite, are studied in detail. Signs of ε - and α -martensite and metastable austenite can be observed in the microstructure of the decarburized layer of 110Mn13 steel. Microstructure of ε -martensite is characterized by the system of straight sliding lines, crossing at the angle $\sim 60^\circ$, whilst α -martensite possesses lath (package) structure.

As the holding time at elevated temperatures (1150 °C) increases, the depth of the decarburized layer increases, and in the surface layer of the 110Mn13 steel samples the carbon content decreases, which causes destabilization of the austenite, the degree of which depends on the depth of decarburization in accordance with the actual distribution of the carbon content. The carbon distribution along the depth from the (x) surface as a function of the time of decarburization (t) can be solved by means of the following equation:

$$C(X, t) = C_s + (C_o - C_s) \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{D\tau}} \right),$$

where C_o and C_s are the initial and the ultimate (on the surface) carbon concentration, $\operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{D\tau}} \right)$ is an error function from the value of $\left(\frac{x}{2\sqrt{D\tau}} \right)$ which is determined by means of special tables; D is the coefficient of carbon diffusion in γ -iron which could be determined for the applicable temperature of decarburizing austenitization with regards to mutual influence of alloying elements upon the thermodynamic activity of carbon. Dependences of the carbon concentration on the depth of the decarburized layer at different times of austenitization of 110Mn13 steel at a temperature of 1150 °C was shown experimentally.

The destabilization of excessively stable austenite during decarburization causes a significant increase in the wear resistance of 110Mn13 steel (optimally by a factor of ~ 4) due to the activation of the mechanism of deformation induced $\gamma \rightarrow \varepsilon'$ and $\gamma \rightarrow \varepsilon' \rightarrow \alpha'$ martensite transformations in the surface layer during the wear process (DIMTW). The contribution of the mechanism of deformation induced $\gamma \rightarrow \varepsilon'$ and $\gamma \rightarrow \varepsilon' \rightarrow \alpha'$ DIMTW to an increase in wear resistance exceeds and significantly supplements the role of the traditional hardening mechanism and the formation of packing defects in Hadfield's steel under sliding friction conditions.

References

1. Vander Voort, G. F. "Measurement of Decarburization," *Advanced Materials & Processes*, February 2014, Vol. 173, pp. 22-27.

2. Чейлях А.П., Чейлях Я.А. Поверхностное упрочнение высокомарганцовистых сталей закалкой с обезуглероживающей аустенитизацией // *Строительство, материаловедение, машиностроение* // Сб. научн. трудов.- Вып.42, ч. 1, Дн-ск: ПГАСА, 2007. - С. 41-46.

UDC 669.1:004.942:[532.54+519.63+66.069.84]

K. S. Krasnikov

Dniprovskiy state technical university, Kamianske

MATHEMATICAL MODELLING VACUUM DEGASSING OF STEEL IN ARGON-STIRRED LADLE

The article presents a mathematical model of a non-stationary process of denitrogenation and dehydrogenation of steel melt in vacuum chamber with argon stirring. Vacuum degassing is a technology that is widely used in metallurgical plants to achieve extremely low concentrations of hydrogen and nitrogen in the metal melt, which is needed to improve the quality of steel products [1]. According to the well-known hypothesis, initially the gas in the melt is in the dissolved state. Hydrogen and nitrogen bubbles are formed from a solution on the surface of the ladle lining provided that the pressure of metal melt is sufficiently low. The pressure required for the bubble to appear is determined in accordance with Sieverts' law. To a large extent, the degassing is also affected by the argon stirring, when bubbles collect hydrogen and nitrogen in their paths, floating through the melt and flying off the free surface. It is also important to reduce the duration of degassing to keep the melt temperature at a sufficiently high level, as well as to speed up overall process. Conducting numerical studies of the above process on a mathematical model reduces the cost of time and financial resources, so building a model is an actual task. The description of the melt flow and gases in the ladle is based on the mass and impulse conservation laws for a continuous medium, which is justified by the small size of the bubbles and their large number. Given the complexity of finding the analytic solution of nonlinear differential equations in partial derivatives in three-dimensional formulation, it is proposed to use the central difference method, which is sufficiently accurate and widely used for similar

problems. It is proposed to implement the mathematical model in a C# computer program, because that language has sufficient programming capabilities, including parallelization of computation. The software application will allow evaluating the influence of the intensity of argon stirring, as well as the depth of the melt, on the degree of degassing, which can be used in the implementation of technological recommendations in the production of steel.

References

1. *Fruehan R.J., Misra S.* Hydrogen and nitrogen control in ladle and casting operations // *Physical and Numerical Simulation of Materials Processing VII*, Pittsburgh, PA. — 2005. DOI: <https://doi.org/10.2172/1216251>.

УДК 675.92.027

О.В. Акімов, Ю.В. Рябець, А.В Глушко

Національний Технічний Університет
«Харківський Політехнічний Інститут», Харків

МОДЕЛЮВАННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПРОЦЕСІВ ЛИТТЯ ДВЗ

Розвиток та проектування двигунів внутрішнього згорання (ДВЗ) характеризується прагненням до підвищення потужності та економічності деталей, що, у свою чергу, призводить до зростання механічних і теплових навантажень: збільшується тиск у вузлах тертя, температура деталей двигуна. У зв'язку з цим зростають вимоги до якості та довговічності деталей циліндрично-поршневої групи, зокрема, поршнів.

Поршень - це одна з найбільш відповідальних деталей сучасного двигуна, яка визначає його моторесурс і економічні характеристики. Відомо, що більше 90% поршнів виготовляють саме з виливок. Існують також процеси виготовлення таких виливок, які менш продуктивні та дорожчі, що не дозволяє використовувати поршні в масовому виробництві.

Зростаючі вимоги до фізико-механічних властивостей виливків, деталей циліндрично-поршневої групи, за умови збереження цінової конкурентоспроможності лиття, спонукають розробляти нові економічні способи їх виготовлення.

Перед виробництвом нової деталі розробляють її проектування та подальше моделювання з використанням сучасних CAE систем. Для моделювання використовуються найбільш поширені кінцево-елементні CAE системи. Наприклад: LVMFlow -

пакет прикладних програм, який був розроблений наприкінці 80 років 20 століття (первинна назва - ЛВМ-3D), найбільш відомий вітчизняний пакет для моделювання технологічних параметрів виробництва литих деталей. LVMFlow може цілком адекватно застосовуватися для моделювання технологічних процесів лиття за такими показниками, як швидкість розрахунків, зручність інтерфейсу і деяким іншим важливим параметрам.

Тому оптимальним рішенням для моделювання процесів лиття поршнів ДВЗ є пакет прикладних програм комп'ютерного моделювання LVMFlow через кінцево-різницеві алгоритми розрахунку, що забезпечують стабільну роботу розрахункової станції при відносно малому споживанні її апаратних ресурсів. Це, насамперед, сприяє більш економічному виготовленню деталей.

Перелік посилань

1. Двигуни внутрішнього згоряння: Серія підручників у 6 томах. / ред. А.П. Марченко, А.Ф. Шеховцов. – Харків : Прапор, 2004. – Т.1 : Розробка конструкцій форсованих двигунів наземних транспортних машин. – 384 с.

УДК 621.74.046:620.178.16

Е. Г. Афтанділянц

Национальный университет биоресурсов и природопользования Украины, Киев

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРОВАНИЯ НА АБРАЗИВНУЮ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Многочисленные примеры применения низко- и среднелегированных сталей для изготовления деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания, указывают на их высокую потенциальную возможность. Увеличение содержания в конструкционных сталях таких основных легирующих элементов, как углерод, кремний, марганец и хром приводит к экстремальному изменению их абразивной износостойкости.

Учитывая, что увеличение массовой доли легирующих элементов в стали более 4-5% практически не приводит к улучшению износостойкости, исследование

влияния легирующих элементов на абразивную износостойкость ограничили область химических составов сталей, с массовой долей углерода до 0,4%, кремния, марганца и хрома от 1,0 до 3,0%, ванадия до 0,3% и азота от 0,005 до 0,035%.

Анализ результатов выполненных экспериментов показывает, что влияние легирующих элементов, модификаторов и режимов термической обработки на процесс абразивного изнашивания связано в основном с изменением количества дефектов кристаллического строения твердого раствора, размера зерен и содержания в стали вторичной фазы.

Допуская в первом приближении, что количество дефектов кристаллического строения твердого раствора пропорционально суммарному содержанию в нем легирующих элементов и примесей, за независимые факторы при разработке модели влияния структурных факторов на абразивное изнашивание закаленных и низкоотпущенных конструкционных сталей, принимали степень легирования мартенсита, определяемую как сумма содержания элементов в мартенсите, длину игл мартенсита и содержание нерастворившейся при аустенитизирующем нагреве вторичной фазы.

Множественный регрессионный анализ показал, что влияние элементов на абразивную износостойкость конструкционных сталей со структурой мартенсита связано в основном с изменением длины игл мартенсита, содержанием в нем вторичной фазы и степенью легирования мартенсита. При этом с увеличением размера игл мартенсита и степени его легирования абразивная износостойкость конструкционной стали повышается. Влияние нерастворившейся при аустенитизирующем нагреве вторичной фазы неоднозначно и может оказывать как положительное, так и отрицательное влияние.

Увеличение содержания углерода в стали с мартенситной структурой, приводит к повышению абразивной износостойкости, но при этом наблюдается ее охрупчивание. При низком содержании углерода (0,25%) характерными являются грубые полосы скольжения. С увеличением содержания массовой доли углерода до 0,35% участки пластической деформации локализуются и поверхность изнашивания характеризуется наличием участков с тонким скольжением. Однако уже при массовой доле углерода от 0,45 до 0,55% на поверхности изнашивания начинают появляться участки скола и грубого скольжения, что указывает на изменение механизма разрушения стали от вязкого к хрупкому и должно сопровождаться снижением срока службы отливок.

После высокотемпературного отпуска абразивная износостойкость конструкционных сталей зависит от количества, размеров и распределения вторичных фаз. Оценка эффективности влияния факторов по критерию Стьюдента показывает, что наиболее значимое влияние оказывают параметры, определяющие размеры вторичных фаз. Твердорастворное действие элементов связано в основном с изменением ими параметров дисперсионного упрочнения и в первую очередь дисперсности вторичной фазы.

Анализом процесса абразивного изнашивания конструкционных сталей установлено, что в закаленных и низкоотпущенных сталях со структурой мартенсита уровень абразивной износостойкости определяется степенью легирования твердого раствора, длиной игл мартенсита и содержанием дисперсной вторичной фазы. В случае улучшенных сталей - однородностью распределения и дисперсностью карбидной фазы, которая выражается через растворимость и диффузионную подвижность углерода с коэффициентом корреляции 0,754 и погрешностью от 10,6 %.

УДК 669.18.621:539.21

Е. Г. Афтандиянц

Национальный университет биоресурсов и природопользования Украины, Киев

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОКАЧЕСТВЕННЫХ СТАЛЕЙ

Классическая теория легирования и термической обработки не решает проблему производства высококачественных экономнолегированных конструкционных сталей. В тоже время уже наработан определенный теоретический и экспериментальный материал, показывающий, что низко- и среднелегированные кремнием, марганцем и хромом конструкционные стали обладают существенным резервом повышения прочностных свойств без снижения пластических характеристик.

Однако отсутствие всестороннего понимания механизма влияния химического и фазового состава на формирование структуры и свойств таких сталей при разработке конкретных марок требует значительного объема экспериментальных работ и не всегда сопровождается реализацией потенциально достижимого уровня их физико-механических свойств.

Для решения этой проблемы необходимо установить основные физико-химические и фазовые параметры структурообразования металлических материалов и количественные закономерности комплексного влияния структуры на их свойства.

При этом необходимо учитывать, что решающий вклад в процесс формирования вторичной структуры вносит влияние легирующих элементов, примесей, модификаторов, вида и термо-временных условий термической обработки на термокинетические параметры вторичных фазовых превращений и кинетику распада пересыщенного твердого раствора.

В случае конструкционных низко- и среднелегированных сталей формирование структуры отливок при термической обработке может осуществляться диффузионным перлитным, бездиффузионным мартенситным, смешанным бейнитным превращениями и распадом пересыщенного твердого раствора. При этом во всех случаях количественные характеристики формирующейся структуры определяются закономерностями зарождения центров новых фаз и их роста.

При всех видах термической обработки на структурообразование в низко- и среднелегированных конструкционных сталях существенное влияние оказывает изменение легирующими элементами таких параметров и свойств, как размер зерна аустенита, его устойчивость к переохлаждению, химическое взаимодействие элементов, их растворимость и диффузионная подвижность в твердом растворе, дефектность кристаллического строения матрицы, а также термовременные параметры нормализации, закалки и отпуска

Для определения количественных закономерностей процесса формирования структуры и свойств металлических материалов, в случае конструкционных сталей, необходимо:

- изучить зависимость свойств жидкого металла от содержания легирующих и модифицирующих элементов;
- влияние свойств жидкого металла, легирующих и модифицирующих добавок на параметры и количественные закономерности формирования первичной структуры отливок при затвердевании;
- влияние легирующих и модифицирующих добавок и режимов термической обработки на термодинамические, кинетические и структурные параметры превращения феррита, перлита, сорбита, троостита, бейнита и мартенсита в аустенит при

нагреве и превращение аустенита в феррит, перлит, сорбит, троостит, бейнит и мартенсит при охлаждении стали в процессе термической обработки;

- влияние легирующих и модифицирующих добавок на термодинамические и кинетические параметры растворения и выделения вторичных фаз в твердом растворе и развитие первичной и вторичной химической и структурной неоднородности отливок;

- зависимость физико-механических свойств литой конструкционной стали от химического состава металла, его структурного состояния и химической неоднородности.

Полученные зависимости обеспечат возможность аналитического прогнозирования химических составов и режимов термической обработки литых конструкционных сталей с оптимальным сочетанием уровней литейных, прочностных и пластических свойств, прокаливаемости, усталостной прочности, хладостойкости, вязкости разрушения, абразивной износостойкости, теплостойкости и устойчивости к обратной отпускной хрупкости.

УДК 621.74:669.15-194

Є. Г. Афтанділянц

Національний університет біоресурсів и природокористування України, Київ

КОМП'ЮТЕРНЕ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО МЕТАЛЕВИХ МАТЕРІАЛІВ

Формування структури металевих матеріалів відбувається в умовах впливу багаточисельних факторів, які діють, іноді, у прямо-протилежному напрямку. Тому аналіз якості існуючих і розробка нових сплавів досить складні та тривалі процеси, що вимагають значного об'єму експериментальних досліджень і не завжди супроводжуються реалізацією потенційно - досяжного рівня їх фізико – механічних і спеціальних властивостей.

Прискорення та зниження вартості цих процесів можливо тільки за допомогою комп'ютерних методів аналізу процесів формування структури металевих матеріалів.

Оптимізація хімічного складу, умов виплавки і термічної обробки сплавів можуть забезпечити досягнення високого рівня властивостей металів і сплавів. Проте, для ефективної її реалізації необхідно встановити основні фізико - хімічні і фазові

параметри структуроутворення і закономірності їх впливу на структуру і властивості металевих матеріалів.

Аналіз процесів отримання заготовок металів і сплавів показує, що формування їх структури і властивостей відбувається, в основному, на стадії підготовки шихти, плавлення, кристалізації розплаву, параметрів обробки тиском (у разі матеріалів, що піддаються пластичній деформації) і термічної обробки (рис. 1).

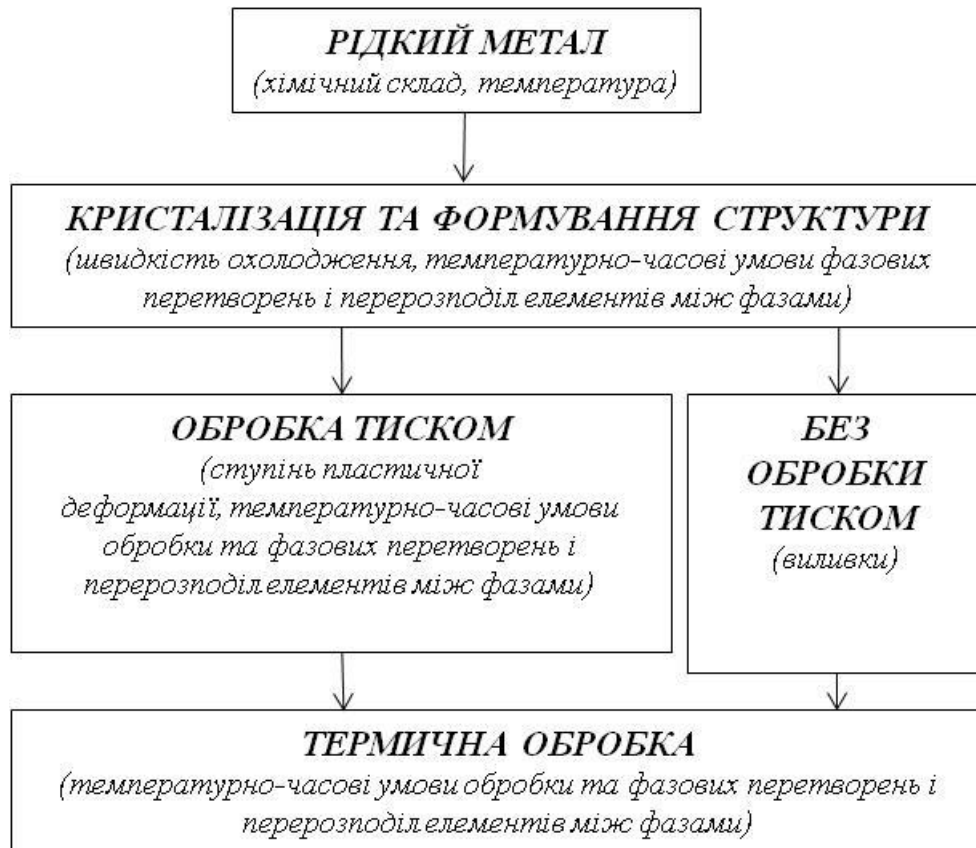


Рис. 1. Основні етапи формування структури заготовок металів і сплавів

Формування структури металевих сплавів в процесі кристалізації залежить, в основному, від властивостей розплаву, швидкості охолодження та ефективності перерозподілу елементів між рідкою і твердою фазами, а при охолодженні після затвердіння - також, від температурно - часових умов фазових перетворень.

У випадку, обробки тиском основний вплив на формування структури надають параметри пластичної деформації, температурно-часові умови обробки тиском та фазових перетворень і перерозподіл елементів між фазами.

При термічній обробці структура і властивості заготовок металів і сплавів визначаються, в основному, характеристиками вихідної структури, температуро - часовими умовами термічної обробки та фазових перетворень і перерозподілом елементів між фазами.

Математичні моделі, які побудовані на основі аналітичних і експериментальних досліджень впливу вищенаведених чинників на структуру металів і сплавів, що включають відповідні кількісні закономірності, є основою комп'ютерного аналізу матеріалознавства сплавів.

Аналіз відомих, розробка і аналіз невідомих залежностей забезпечує можливість аналітичного прогнозування хімічного складу і параметрів обробки металів і сплавів з оптимальною структурою.

Комп'ютерний аналіз процесу формування структури металів і сплавів на основі теоретичних, або статистичних математичних залежностей є найбільш ефективним методом вирішення проблем їх виробництва, експлуатації та створення нових високоякісних економнолегованих сплавів.

УДК 669.162.275:669-154

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

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

Тел.: 0444240050, e-mail: otdel.vch@gmail.com

ПЕРСПЕКТИВНІСТЬ ПОШИРЕННЯ ЗАСТОСУВАННЯ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ З КУЛЯСТИМ ГРАФІТОМ

Високоміцні чавуни, завдяки оптимальному поєднанню ливарних, фізико-механічних, експлуатаційних властивостей та економічності їх виробництва, знаходять у світі широке застосування в конструкціях сучасних машин і обладнанні замість виливків із сталі, ковкого та сірих чавунів, сталевого прокату, поковок і зварних конструкцій. Згідно зі статистичними даними [1] в 2018 році в світі вироблено більше 112,7 млн. т виливків з усіх типів сплавів, з яких більше 25 % становлять виливки з високоміцного чавуну, випуск яких в 2,4 рази перевищує випуск виливків зі сталі. У США, Німеччині, Кореї, Китаї, Японії випуск виливків з високоміцного чавуну по від-

ношенню до випуску виливків з сірого чавуну з пластинчастим графітом становить від 82 % (США, Японія) до 67 % (Німеччина). В більшій кількості країн Європи (Франція, Великобританія, Іспанія, Австрія, Португалія, Данія, Фінляндія, Туреччина) випуск виливків з високоміцного чавуну перевищує випуск виливків з менш міцного сірого чавуну з пластинчастим графітом в 1,1-2,6 рази.

У промислово розвинених країнах ЄС, США, Японії водонапірні труби виготовляють тільки з високоміцного чавуну з кулястим графітом [2]. Такі труби мають гарантований термін експлуатації 100 років в будь-якому середовищі ґрунтових вод, а питна вода, що надходить по них до споживачів, зберігає свої натуральні якості. Вони мають в 8 разів більший термін служби, ніж безшовні сталеві труби, і в 20 разів – ніж труби з полімерних матеріалів. Сучасний рівень технічного та технологічного розвитку символізує так звана «зелена» енергетика, і зокрема вітряні електростанції. Складні завдання при створенні цих інноваційних технічних об'єктів електричною потужністю від 1,0 МВт до 4,5 МВт і більше вирішують ливарники, так як всі корпусні і несучі конструкції – це особливо великі виливки. Основні деталі енергосилової установки (до 80 %) виготовляють з феритного високоміцного чавуну марки ВЧ400-18. Переважна маса виливків з товщиною стінок від 40 мм до 200 мм складає від 1 т до 40 т, а для більш потужних станцій виготовляються корпусні виливки масою від 40 т до 100 т [3]. З високоміцного чавуну виготовляють колінчасті вали, відповідальні деталі ходової частини автомобілів, вантажівок, товарних вагонів, залізничного полотна та іншої продукції, де втомні властивості матеріалу мають вирішальне значення.

Сьогодні світові лідери у сфері технологій високоміцного чавуну (швейцарська фірма «Georg Fischer», англійська фірма «Meehanite» та ін.) працюють над створенням нових марок високоміцного чавуну, які мають передбачений стандартами тимчасовий опір під час розтягування σ_B при підвищеному в 2-4 рази мінімальному значенні відносного видовження δ (ВЧ500-14; ВЧ600-10; ВЧ700-10; ВЧ800-10). Розробляються одержувані ізотермічним гартуванням конструкційні аусферитні високоміцні чавуни з унікально високими показниками міцності, пластичності, ударної в'язкості, які добре оброблюються різанням.

Як бачимо, обсяги виробництва і застосування виливків з високоміцного чавуну в конкретній країні є свого роду індексом випуску сучасної високотехнологічної промислової продукції. Проте в Україні об'єм виробництва виливків із високоміцного чавуну значно менший і не перевищує навіть 5%, що негативно впливає на рівень техніко-економічних показників машинобудівної продукції і ступінь завантаженості вітчиз-

зняних ливарних заводів зарубіжними замовленнями. Створення нових марок високоміцних чавунів з підвищеним рівнем механічних властивостей та економічних технологій одержання з них литих виробів сприятиме поширенню їх застосування в різних галузях промисловості України, покращенню умов для розробки сучасної техніки підвищеної надійності, створенню нових або відновленню існуючих робочих місць, збільшенню експорту та конкурентоспроможності на світовому ринку.

Список літератури

1. Census of World Casting Production: Total Casting Tons Hits 112 Million // Modern Casting. – December 2019. – Vol. 109, No. 12. – pp. 22-25.
2. Бех Н. И., Александров Н. Н., Нуралиев Ф. А. Высокопрочный чугун сейчас и в будущем // Литейное производство. – 2018. – №5. – с. 2-5.
3. Mikoleizik P., Geier G. SiWind – development of materials for offshore wind power plants of the multi megawatt range // Casting Plant & Technology. – 2015. – Is. 2. – pp. 8-15.

УДК 669.15:546.28

В. Б. Бубликов, Ю. Д. Бачинський, Н. П. Моїсеєва,

С. М. Медвідь, В. О. Овсянников

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

Тел.: 0444240050, e-mail: otdel.vch@gmail.com

ОТРИМАННЯ І ВЛАСТИВОСТІ ЗМІЦНЕНОГО ЛЕГУВАННЯМ КРЕМНІЄМ ФЕРИТНОГО ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

Проблема постійно зростаючої потреби машинобудівної промисловості у високоміцних чавунах з тимчасовим опором під час розтягування σ_B від 500 МПа до 600 МПа та відносним видовженням δ до 15 % вирішується шляхом легування α -твердого розчину (фериту) нікелем і (або) міддю, які не утворюють карбідів. Твердий розчин можна зміцнити також за рахунок легування чавуну більш дешевим кремнієм, який, на відміну від міді і нікелю, у високоміцних чавунах є основним елементом і його масова частка зазвичай не перевищує 2,9 %. За більшої масової частки в чавуні кремній виступає легувальним елементом, а в структурі отриманого чавуну не утворюються

карбіди і підвищуються його показники міцності. Однак за певної масової частки кремнію в розплаві, яка залежить від кількості шкідливих домішок (фосфор, сірка та ін.), способу модифікування, швидкості охолодження виливків і інших факторів, відбувається окрихчування чавуну, в результаті чого знижуються пластичність і ударна в'язкість. Сучасні технологічні досягнення відкривають можливість використовувати оптимальну кількість кремнію для легування з метою зміцнення α -твердого розчину і підвищення фізико-механічних властивостей високоміцного чавуну.

Отримано нові системні наукові результати щодо впливу зміцнення α -твердого розчину легуванням кремнієм при збільшенні його масової частки в діапазоні від 2,9 % до 4,6 % на формування структури і механічні властивості високоміцного чавуну у виливках. З підвищенням масової частки кремнію в високоміцному чавуні збільшується кількість графітної фази, знижується схильність до утворення відбілу і усадкових дефектів, підвищується ступінь феритизації металевої основи, що, в сукупності, сприяє підвищенню якості литих виробів.

Розроблено легований кремнієм феритний високоміцний чавун, що отримується модифікуванням в передкристалізаційному періоді, який характеризується високими значеннями міцності (σ_B від 550 МПа до 620 МПа, $\sigma_{0,2}$ від 420 МПа до 500 МПа) та пластичності (δ від 11 % до 17 %). За показниками міцності розроблений високоміцний чавун значно перевершує стандартні феритні марки з масовою часткою кремнію від 1,9 % до 2,9 % (ДСТУ 3925-99), а за пластичністю – феритно-перлітні. Важливою перевагою легованого кремнієм феритного високоміцного чавуну є більш рівномірний розподіл механічних властивостей та твердості виливків у литому стані і поліпшення їх оброблюваності різанням, в порівнянні зі стандартними феритно-перлітними марками ВЧ450-5, ВЧ500-7 та ВЧ600-3.

Одержані в роботі результати відкривають перспективу розробки нових спеціальних марок високоміцного чавуну з підвищеним комплексом механічних властивостей та експлуатаційних характеристик для виготовлення високонавантажених деталей транспортних засобів (маточин, кронштейнів, ресор, корпусів, блоків циліндрів, вихлопних колекторів, водил планетарних механізмів, гідроприводів, трансмісій), запірної і регулюючої трубопровідної арматури, газових турбін, компресорів, електричних машин, військової та іншої техніки.

УДК 621.74:669.713.48

А. М. Верховлюк, В. В. Довбенко, О. В. Железняк, В. В. Железняк
 Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, м. Київ
 тел. 044 4243402, e-mail:vam@ptima.kiev.ua

МЕТАЛУРГІЙНИЙ ВИХІД АЛЮМІНІЮ З ЛИВАРНОГО ШЛАКУ

Ливарний алюмінієвий шлак утворюється в поверхневому шарі і представляє собою суміш піни, яка містить продукти взаємодії алюмінію з компонентами повітря. Перед випусканням плавки шлак видаляється. Вміст чистого металу (або сплаву) в ньому за різними даними знаходиться в межах 7-10 % мас. дол. металічного алюмінію, 70-75 % мас. дол. оксиду алюмінію і різних домішок. Переработку такого типу шлаку проводять на підприємствах кольорової металургії. Процес в основному складається з таких стадій [1-3]: а) подрібнення шлаку; б) фракційне його розділення; в) водяне вилуговування подрібненого шлаку; г) фільтрування розчину з ціллю розділення солевого розчину та твердого залишку; д) випаровування твердого розчину; ж) сушіння; з) випалювання твердого залишку.

Проведено серію дослідів щодо визначення виходу алюмінію в процесі взаємодії ливарного шлаку, що містить алюміній з каустичною содою (Na_2CO_3). Попередньо шлак та соду прокалювали у муфельній печі СНОЛ-1.6.2.0.0.8/9-М1 при температурі 450 °С протягом однієї години для видалення вологи та органічних домішок.

Плавки проводили в індукційній печі. В графітовий тигель поміщали алундовий, в останній загрузали подрібнену суміш шлаку з содою. Після цього його ізолювали з зовнішньої сторони каоліновою ватою та вставляли в середину мідної водоохолоджуваної індукційної котушки. Джерелом високочастотного електричного струму, що подавався на індукційну котушку, слугував високочастотний генератор ВЧГ-15. Перед розливанням з його поверхні знімали сипучий шлак і розливали у графітову виливницю. Хімічний аналіз твердого шлаку показав, що він в основному складається з алюмінію натрію. Результати проведених дослідів наведено в табл. 1.

Таблиця 1 – Вихід алюмінію з ливарного шлаку

№ зразка	Маса проби, г	Маса одержаного алмінію, г	Склад шихти	Коефіцієнт вилучення, %
1	300	120	шлак + 2% соди	40

2	300	165	шлак + 2% соди	55
3	300	183	шлак + 2% соди	61
4	300	126	шлак + 2% соди	42
5	300	147	шлак + 2% соди	49
6	300	141	шлак + 2% соди	47
7	300	150	шлак + 2% соди	50

Таким чином, проведені дослідження показали, що металургійним способом можна видалити з ливарного шлаку приблизно 49 % алюмінію.

Список літератури

1. Троицкий И.А., Железнов В.А. Металлургия алюминия. М.: Metallurgiya, 1984.- 399 с.
2. Колобов Г.А., Бредихин В.Н., Чернобаев В.М. Сбор и переработка вторичного сырья цветных металлов. М. Metallurgiya, 1992.- С. 288 с.
3. Фомин Б.А., Москвин В.И., Махов С.В. Металлургия вторичного алюминия. М.: Экомет., 2004.- 240 с.

УДК 621.365.5

Волощук К.В., Островерхова К.В., Костик К.О.

Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут», Харків

ДОСЛІДЖЕННЯ ЕЛЕКТРОМАГНІТНИХ ПАРАМЕТРІВ ІНДУКЦІЙНОЇ ТИГЕЛЬНОЇ ПЕЧІ ПРИ ВИПЛАВЦІ ЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ

Аналіз сучасного стану України у світовому металургійному виробництві показав перспективи світового ринку металовідливок і місце в ньому вітчизняного ливарного виробництва. Основною тенденцією в розвитку індукційних тигельних печей є зростання як одиничної ємності, так і сумарної ємності парку печей, пов'язаний, перш за все з потребою у великих кількостях високоякісного металу.

Метою даної роботи є дослідження електромагнітних параметрів індукційної тигельної печі місткістю 6 т при виплавці легованої сталі.

В результаті аналізу факторів таких, як діаметра садки і характеристик шихти легованої сталі 30ГСЛ, визначені основні електромагнітні параметри індукційної тигельної печі: потужність, необхідна мінімальна частота струму живлення, опір завантаження індуктора, коефіцієнт корисної дії, число витків індуктора та ін. Отримані основні параметри системи індуктор-завантаження. Для визначення якісних показників індукційної тигельної печі та забезпечення ефективного нагріву шихти і плавки за короткий проміжок часу в роботі отримана залежність робочої частоти генератора для індукційної ливарної установки від розмірів кускової шихти легованої сталі. Показано, що для нагріву кускової шихти, що мають середній розмір близько 7 см, необхідна частота генератора не менше 500 Гц. Таке зниження частоти виявляється можливим завдяки тому, що в тиглях такої ємності розташовується значна кількість шматків шихти. Тому вони нагріваються не тільки кожен окремо під дією індуктованих в них струмів, але і завдяки перехідним контактам між шматками. Наявність цих контактів призводить до утворення великих по перетину замкнутих електричних контурів, по яких циркулюють індуктивні струми. В роботі отримані залежності настилу струму, повної потужності системи «індуктор-метал» і сили струму в індукторі від робочої частоти струму. Встановлена залежність вибору розмірів кускової шихти і число витків індуктора від частоти струму живлення установки.

УДК 621.74

Воронова О.И., Баца И.В.

Одесский национальный политехнический университет, Одесса

ТЕРМИЧЕСКИЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ПРЕСС-ФОРМАХ ДЛЯ ЛИТЬЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Технологические параметры литейного процесса существенно влияют на стойкость пресс-формы. Поэтому выбору оптимальных режимов литья, которые определяют стойкость пресс-форм, необходимо уделять большое внимание еще на этапе их проектирования. Стойкость пресс-формы во многом зависит от возникающих в ней температурных напряжений. Одна из причин их появления - неравномерный нагрев. С увеличением температуры элементы пресс-формы расширяются неравномерно, что порождает температурные напряжения. С ними связано усталостное разрушение и появление трещин при быстром нагревании поверхности.

Стойкость пресс-формы во многом зависит от возникающих в ней температурных напряжений. Одна из причин их появления - неравномерный нагрев. С увеличением температуры элементы пресс-формы расширяются неравномерно, что порождает температурные напряжения. С ними связано усталостное разрушение и появление трещин при быстром нагревании поверхности. Математическое моделирование температурных напряжений обычно сводят к учету тех из них, которые возникают под действием усилий на границе тела. Эту задачу можно свести к рассмотрению термонапряжений в пластине с вырезом r . Продольное температурное расширение с коэффициентом температурного расширения α будет полностью устранено, если приложить к каждому элементу пластины продольное напряжение $\sigma = -\alpha ET$, где E - модуль упругости, T - температура.

Так как вкладыши пресс-формы закреплены жестко, то выпучиваться и изгибаться они практически не могут. Поэтому учет температурных напряжений пресс-форм может быть аналогичен напряжениям при расширении и сжатии. Пластина подвержена малоцикловой усталости, т.е. разрушению при повторных упругопластических деформациях, которая начинается в местах концентрации напряжений в результате развития первоначально образовавшейся трещины. В литейном производстве малоцикловая усталость определяет долговечность пресс-форм в связи с повторением циклов «нагрев – охлаждение». Условия разрушения при малоцикловой усталости можно записать в виде модифицированного уравнения Мэнсона, в котором амплитуду переменных деформаций ε вычисляют по формуле:

$$\varepsilon = \frac{1}{2} \left(\ln \frac{1}{1-\varphi} \right)^{0,6} N_p^{-0,6} + N_0^{\frac{1}{m}} \frac{\sigma_{-1}}{E} N_p^{-\frac{1}{m}} \quad (1)$$

где φ - поперечное относительное сужение материала; N_0 - базовое число циклов нагревания; σ_{-1} - предел выносливости для базового числа циклов; m - показатель кривой усталости; E - модуль упругости; N_p - число циклов до разрушения.

Для инженерных расчетов определения напряжений можно воспользоваться формулами:

$$\sigma_r = -\frac{S}{2} \left(1 - \frac{a^2}{r^2} \right) - \frac{S}{2} \left(1 + \frac{3a^4}{r^4} - \frac{4a^2}{r^2} \right) \cos 2\Theta + \frac{\alpha E a^2}{2r^2(1-\nu)} \cdot \left(\frac{T_\phi + T_0}{2} + \frac{T_\phi - T_0}{2} \right) \cdot \Phi \left(\frac{Z}{2\sqrt{a^2 t}} \right) \quad (2)$$

$$\sigma_\varrho = -\frac{S}{2} \left(1 + \frac{a^2}{r^2} \right) + \frac{S}{2} \left(1 + \frac{3a^4}{r^4} \right) \cos 2\Theta - \frac{\alpha E a^2}{2r^2(1-\nu)} \cdot \left(\frac{T_\phi + T_0}{2} + \frac{T_\phi - T_0}{2} \right) \cdot \Phi \left(\frac{Z}{2\sqrt{a^2 t}} \right) \quad (3)$$

где S – предел статической прочности (истинное сопротивление разрыву), ν - коэф-

коэффициент Пуассона, характеризующий упругие свойства материала, Θ - угол, учитывающий особенности конфигурации вкладышей пресс-форм, T_o - температура отливки, T_{ϕ} - температура пресс-формы, $\Phi\left(\frac{Z}{2\sqrt{a^2t}}\right)$ - интеграл ошибок Гаусса, $\tilde{a} = \frac{\lambda}{\rho c}$, ρ -

плотность, c - удельная теплоемкость, λ - коэффициент теплопроводности.

Разработанная математическая модель позволяет рассчитывать величины термических напряжений пресс-формы в реальных условиях ее эксплуатации и тем самым

подбирать для каждой конструкции оптимальный режим литья с минимальными термическими напряжениями.

Список литературы

1. Липтуга И.В., Ясюков В.В., Воронова О.И. Технология изготовления литых вставок пресс-форм./ Липтуга И.В., Ясюков В.В., Воронова О.И. / "Машиностроитель". – 1989. - №1. – С. 23-24

2. Воронова.О.И., Липтуга И.В. Факторы разрушения форм литья под давлением при термоциклировании. / Воронова.О.И., Липтуга И.В. /"Литейное производство". – 1996. - №7. – С.15

3. Лысенко Т.В., Прокопович И.В., Ясюков В.В., Воронова О.И. Проблемы стойкости оснастки литья под давлением. / Лысенко Т.В., Прокопович И.В., Ясюков В.В., Воронова О.И. / XIV науково-практична конференція «Литво. Металургія. 2018», Запоріжжя, 2018 р., с.51-52

УДК 669.017

Д.Б. Глушкова, А.І. Степанюк, Д. Донченко

Харківський національний автомобільно-дорожній університет, Харків

ПІДВИЩЕННЯ СТІЙКОСТІ ПРЕС-ФОРМ ЛИТТЯ ПІД ТИСКОМ МІДНИХ СПЛАВІВ

Основні напрямки перспективного створення і розширення виробництва ливарної продукції, яка буде затребувана вітчизняним машинобудуванням і прийнятна для споживачів литих заготовок в Західній Європі, можуть бути реалізовані на основі науково-технологічних розробок українських підприємств.

Відомо, що при литті під тиском сплавів на мідній основі головною причиною виходу з ладу матриць і вкладишів - основних формотворчих деталей - є термічна втома. В даний час близько 30% собівартості виливків зі сплавів на основі міді, одержуваних зазначеним способом лиття, доводиться на відшкодування зносу оснащення.

Основну відповідальність за руйнування формотворчої поверхні деталей прес-форм несе тонкий поверхневий шар. У ньому зазначаються максимальні значення температур і напружень, він зазнає агресивного впливу рідкого металу. Внутрішні шари зазнають дії перепаду температур всього лише в 20-30 ° С за цикл, а від дії розплаву вони захищені робочою поверхнею, працюючи в менш жорстких умовах.

Тому вирішення задачі підвищення стійкості прес-форм може бути досягнуто за рахунок впливу лише на тонкий поверхневий шар з метою підвищення його опору циклічним температурним напруженням і агресивному середовищу.

Наявність такого шару дозволить значно знизити вимоги до основного металу, з якого виготовлені прес-форми. Для захисту робочої поверхні деталей прес-форм використовуються хімічні, хіміко-термічні методи, поверхнєве легування.

Ці способи обробки дозволили вирішити часткові задачі: ослаблення фізичної і хімічної взаємодії форми і виливки, незначне підвищення зносостійкості. Нами запропоновано метод підвищення стійкості прес-форм за рахунок нанесення іонно-плазмових покриттів, які мають низьку теплопровідність для зменшення градієнту температур і підвищення термостійкості, гарну адгезійну взаємодію з основним металом, з якого виготовлені прес-форми, що забезпечує міцність його з'єднання та запобігає відшаровуванню в процесі експлуатації, низьку адгезійну взаємодію з металом виливки, що значно знижує налипання розплаву на робочі поверхні, гарантує високу зносостійкість і корозійну стійкість.

У зв'язку з вищевикладеним науково-обґрунтований вибір оптимального складу покриттів і технічних режимів їх нанесення, які забезпечують підвищення надійності прес-форм і економічної доцільності запропонованої розробки, є актуальною проблемою.

На основі вивчення причин руйнування прес-форм і властивостей покриття нітриду титану розроблено спеціальне покриття, що складається з подвійних систем нітридів Ti (Zr) -Mo-N, яке захищене патентом.

Проведені експерименти дозволили подати пояснення причин підвищення стійкості деталей прес-форм, на які було нанесено іонно-плазмові покриття.

Вони полягають в:

- а) зниженні температури поверхні деталі при термічному ударі;
- б) підвищенні корозійної стійкості і окаліностійкості економно легованих сталей;
- в) виникненні в обложеному покритті значних стискаючих напружень (1600-1800 МПа);
- г) зниження теплопровідності системи покриття - деталь прес-форми, а також високої адгезії покриття до сталі;
- д) зниження коефіцієнта тертя і схоплюваності матеріалів деталей прес-форм і вилки за рахунок окислення молібдену і утворення окисної плівки;
- е) зміцненні матеріалу в процесі експлуатації завдяки дифузії титану в підкладку (основний матеріал) і утворенню включень, ідентифікованих як нітрид титану.

Завдяки застосуванню запропонованого методу впроваджені економно леговані сталі для виготовлення деталей прес-форм, взамін легованих вольфрамом.

Для забезпечення максимальної стійкості прес-форм, виготовлених з економно легованих сталей з плазмовим покриттям на підставі методу планування експерименту з застосуванням рівнянь регресії, були обрані: твердість сталі після відпуску, шорсткість поверхні, на яку наноситься розроблене плазмове покриття, товщина нанесеного покриття.

Робота впроваджена на ряді машинобудівних підприємств України зі значним економічним ефектом. Стійкість прес-форм підвищується в середньому на 20-25% при загальному зниженні собівартості за рахунок заміни марки сталі.

Список літератури

1. Hlushkova D. The chicer of materials for broking surface of precisiom friction units / D. Hlushkova // Зб. наук. праць – Х.: 2011. – Вип. 3. – С. 220–223.
2. Глушкова Д.Б. Шляхи зменшення браку чавунного лиття / Д.Б. Глушкова, В.П. Тарабанова // Вісник ХНАДУ. – Х., 2016. – Вип. 33. – С. 16–19.

УДК 621.746.6:331.6:658.526

С.В. Гнилокурченко, О.П. Білоусова

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

Тел.: (+38044) 424-12-50, e-mail: *expo@ptima.kiev.ua*

ЛИВАРНЕ ВИРОБНИЦТВО – ОСНОВА МАШИНОБУДІВНОГО КОМПЛЕКСУ

Оцінка рівня ливарного виробництва, масштабів використання новітнього обладнання, технологій та можливостей одержання нових матеріалів є необхідним кроком для прогнозування тенденцій розвитку і машинобудівного комплексу. Визначення факторів, що впливають на ринок лиття, дозволяє скеровувати напрямки наукових досліджень, науково-технічних розробок для підвищення конкурентоздатності галузі. Аналітичні дослідження зазначених вище питань є актуальними оскільки дозволяють передбачити попит на продукцію ливарного виробництва та необхідні фінансові і виробничі ресурси для задоволення потреб економіки країн, найважливіших їх сфер. Так, на прикладі Китаю, литі вироби в першу чергу є основою для таких важливих галузей як автомобілебудування (30 % об'єму виливків), виробництва литих труб (17 %) інженерних та сільськогосподарських машин (11 %).

Аналіз ситуації у світі свідчить, що виробництво лиття помірно зростає - за п'ятирічний період до 2018 року світовий приріст склав близько 7 млн. т. (6,6%) [1]. Однак це відбувається нерівномірно по роках та з певними особливостями для кожної з країн-лідерів. Топ 10 країн, з майже 90% обсягом світового виробництва, очолюють Китай, США та Індія. При цьому за останні роки Китай інформував навіть про зменшення виробництва (-0,1 %), в той час як інші країни з трійки – збільшення на 10-11 %. Усього з 28 країн-виробників лиття 19 презентували приріст виробництва, при цьому світова статистика охоплює дані близько 46 тис. ливарних підприємств [1,2].

Не беручи до уваги загальний стан світової економіки, нестабільність ситуації в ряді регіонів планети, що гальмує попит на металеві виливки, випуск литих деталей завжди значною мірою залежить від потреб автомобілебудівного сектора. З 2010 по 2016 рр. коефіцієнт кореляції «випуск виливків-виробництво автомобілів» хоч і зменшувався, але сягав значних величин - 0,89-0,78 [3]. За прогнозами IKB Deutsche Industriebank AG виробництво легкових автомобілів буде зростати і принаймні до 2025 року досягне приросту майже у два рази – до 18 млн. шт. при чому доля плагін-гібридних автомобілів (PHEV) ще буде в декілька разів перевищувати ринок елект-

ромобілів (EV) [4]. Хоча буде відбуватися перехід до широкого застосування легких матеріалів (алюмінієвих, магнієвих, тонкостінного сталевих листів високих марок, вуглепластиків) автомобілебудування буде сприяти розвитку і заготівельної бази – ливарного виробництва.

Фактори впливу в Україні на розвиток ливарного виробництва є схожими, при чому залежність його від випуску машинобудівної продукції ще більша – коефіцієнт сягає 0,92 [3]. Вочевидь задача прискорення економічного зростання країни є більш комплексною і залежить, зокрема, від стимулювання розвитку вітчизняного машинобудування, як технологічної підготовки виробництва так і наукового забезпечення.

При цьому натеper завдяки самовідданій праці науковців дослідницьких інститутів, зокрема, ФТІМС НАН України та спеціалістів ливарних кафедр ВНЗ України, хоча і на застарілій технічній базі і в умовах значного недофінансування, ще зберігся значний науковий потенціал для розбудови засад сучасного ливарного виробництва. Новітні ідеї та розробки у сотнях доповідей представляються на 4-6 щорічних профільних конференціях і особливо масштабно на «Лиття. Металургія» у м. Запоріжжі [5]; публікуються у знаних фахових наукових журналах «Процеси лиття», «Метал та лиття України», «Науково-технічний журнал «Металознавство та обробка металів» [6-8]. Плідно працює створений на базі ФТІМС НАН України у 2016 р. технічний комітет ТК 177 «Ливарне виробництво» [9]. Тільки за два останні роки розроблено низку надважливих для ливарної галузі національних стандартів [10,11], які будуть сприяти впровадженню інновацій та підвищенню конкурентоспроможності продукції вітчизняних виробників.

Відновлення машинобудівного комплексу, переорієнтацію на розвиток виробництва власного литва та зменшення частки імпорту можливо здійснити тільки з використанням вітчизняних науково-технічних розробок.

Список літератури

1. 52th Census of World Casting Production. Modern Casting, December 2018, pp. 23–26.
2. *Гнатуш В.А., Дорошенко В.С.* Світовий ринок металевих виливків 2014–2018 рр.: виробництво, країни, сплави. // *Метал та лиття України.* - 2020. Т. 28, №1, С. 79-85. <https://doi.org/10.15407/steelcast2020.01.079>

3. *Гнатуш В. А., Дорошенко В. С.* Тенденції світового та українського ринків виливків і розвитку технології лиття в дзеркалі 2016 р. // *Металл и литье Украины.* - 2018. - №1-2, С. 29-34.

4. <https://www.ikb.de/en/press>

5. *С.В. Гнилоскуренко, Е.П. Белоусова.* Динамика научных исследований в литейной отрасли. / *Матеріали XIV Міжнародної науково-практичної конференції «Литво. Металургія».* 2018: – Запоріжжя, ЗТПП-ФТІМС, 2018, С. 55-57

6. <https://plit-periodical.com.ua/>

7. <https://steelcast.com.ua/>

8. <https://momjournal.com.ua/uk>

9. *В. О. Стригун, Н. М. Волошин, С.В. Гнилоскуренко.* Дослідження з питань стандартизації в діяльності ТК 177 «Ливарне виробництво». // *Матеріали XIV Міжнародної науково-практичної конференції «Литво. Металургія».* 2018: – Запоріжжя, ЗТПП-ФТІМС, С. 187-189.

10. *В.А. Стрыгун, Н.М. Волошин, С.В. Гнилоскуренко, Л.С. Чаплыгина.* Научные исследования в стандартизации литейного производства Украины. // *Металл и литье Украины.* – 2019, №5-6, С. 28-32.

11. *В.О. Стригун, Н.М. Волошин, С.В. Гнилоскуренко, Л.С. Чаплыгина.* Стандартизація у ливарному виробництві. / *Матеріали XV Міжнародної науково-практичної конференції «Литво. Металургія».* 2019: – Запоріжжя, ЗТПП-ФТІМС, 2019, С. 194-195.

УДК 669.71:532.694:539.216

С.В. Гнилоскуренко¹, М.В. Семенов², О.В. Бякова²

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

²Інститут проблем матеріалознавства НАН України, м. Київ

Тел.: +38 044 424-12-50, e-mail: expo@ptima.kiev.ua

СПІНЕНІ АЛЮМІНІЄВІ СПЛАВИ ЯК ЕЛЕМЕНТИ УДАРОСТІЙКИХ КОМПОЗИТІВ

Зменшення ваги транспортних засобів та інженерних конструкцій за умов збереження їх механічних та службових характеристик є актуальною задачею при виробництві металевих виробів. Найбільшим сектором споживання 3D деталей є ав-

томобілебудування, випуск продукції якого за багатьма прогнозами до 2025 року досягне приросту майже у два рази – до 18 млн. шт. [1]. При цьому буде зростати попит на легкі конструкційні матеріали - алюмінієві, магнієві, тонкостінні сталеві листи високих марок, вуглепластики для зменшення витрат пального та шкідливих викидів.

Для зниження матеріалоємності крім проектування більш технологічних деталей та вузлів, перспективним є застосування високопористих композитів, зокрема, на основі спінених алюмінієвих сплавів. Такі багатофункціональні матеріали за рахунок комірчастої структури характеризуються новими фізико-механічними властивостями, зокрема, високою питомою жорсткістю та міцністю, здатністю витримувати в умовах стиснення значні (до 60-80%) деформації майже при сталому напруженні та поглинати значну механічну енергію [2].

Хоча натеper відома велика кількість методів спінування сплавів [2,3], найбільш розповсюдженими з них для одержання об'ємних деталей безпосередньо з металевих розплавів є їх спінування реагентами, які виділяють газ.

З точки зору оцінки якості спіненого матеріалу та його роботи у конкретних експлуатаційних умовах особливо актуальною є всебічна атестація поведінки такого матеріалу під впливом зовнішніх факторів, зокрема при стисканні в умовах статичного та динамічного навантаження. Особливо важлива реакція спіненого алюмінію в умовах локального навантаження для розуміння механізму руйнування та оцінки рівня захисту композитних конструкцій внаслідок інтенсивної деформації [4]. Дослідження чутливості спіненого алюмінію до швидкості деформації має неабияку цінність для розробки інженерного дизайну захисних елементів та композитів [5,6]. З огляду на його застосування в ударостійких конструкціях необхідно дослідити реакцію спінених алюмінієвих сплавів на стискання в умовах статичного та динамічного навантаження з урахуванням ефективного балансу між їх здатністю до поглинання механічної енергії та матеріальними витратами на виготовлення.

Таким чином аналіз сучасного стану вивчення властивостей спінених алюмінієвих сплавів дозволив виокремити задачі щодо проведення систематичних досліджень поведінки коміркової структури в специфічних умовах навантаження.

Список літератури

1. <https://www.ikb.de/en/>
2. *Ashby, M. F. Metal Foams: A Design Guide / M.F. Ashby, A.G. Evans, N.A. Fleck.* – Butterworth: Heinemann, 2000. – 251 p.

3. *О. В. Бякова, В. В. Скороход, О. І. Юркова.* Спінені та високопористі матеріали з комірковою структурою /– Київ: Гарант сервіс, 2011. – 320 с.

4. *Ramahandra, S.* Impact energy absorption in an Al foam at low velocities / S. Ramahandra, P. Sudheer Kumar, U. Ramamurty // Scripta Materialia. – 2003. – V.49, No. 8. – P.741-745.

5. *Tan, H.* Impact of Cellular Materials / H. Tan, S. Qu // Cellular and Porous Materials in Structures and Processes: Proceedings. – Wien, New York, 2010. – P.309-334.

6. *Duarte, I.* Variation of quasi-static and dynamic compressive properties in single Aluminium-alloy foam block / I. Duarte, M. Vesenjak, L. Krstulović-Opara // Procedia Materials Science. – 2014. – V.4. – P.157-162.

УДК 621.72.669

А. Б. Головня

Харьковский машиностроительный колледж, Харьков

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ЛИТЫХ МАРГАНЦЕВОМЕДНЫХ СПЛАВОВ

Среди литейных сплавов с высоким уровнем внутреннего трения, особое внимание заслуживают сплавы системы Mn – Cu, с содержанием Mn свыше 50 %, по массе, т.к. они обладают целым комплексом положительных характеристик: прочностными характеристиками, на уровне конструкционных сталей:

$\sigma_B = 426...478$ Мпа, $\delta = 21,5...16,0$ %; двойные с содержанием Mn 75 % [1];

$\sigma_B = 563...565$ Мпа, $\delta = 27,0...27,3$ %, сложнолегированные, с содержанием Mn 52% [2];

-немагнитны;

-коррозионностойкие, в агрессивных средах, в частности в морской воде,

-обладают хорошей жидкотекучестью и заполняемостью формы, на уровне оловянистых бронз, относительно низкой температурой заливки в форм, для двойных сплавов от 410 до 1450 °С и от 1200 до 1250 °С для сложнолегированных. Несмотря на то, что сплавы обладают высокой пластичностью при температурах усадки, в тепловых узлах образуются усадочные раковины, ведущие к развитию трещин, особенно в зонах затрудненной усадки отливок. Аналогичные процессы наблюдаются и при выполнении сварки деталей, как плавящимся электродом, так и не плавя-

щется вольфрамовым электродом с присадочным материалом, в защитной атмосфере аргона [3]. Исследования, направленные на изучение природы данного явления обращают внимание на структурную особенность - выраженное дендритное строение макроструктуры всей гаммы Mn – Cu сплавов. Металлографические исследования позволили установить, что степень неоднородности, по содержанию Mn, в осях дендритов и междендритном пространстве составляет 25...35 %: в осях – 85 % Mn, в междуосевых объемах – 55 % Mn [1]. По сути, в процессе кристаллизации, образуется смесь сплавов с разными технологическими и прочностными свойствами: хрупкие, обогащенные марганцами и более пластичные обогащенные медью, В закристаллизованном состоянии эти сплавы находятся в равновесном состоянии, но в процессе кристаллизации, различие физико-химических особенностей приводит к нарушению целостности изделия – отливки.

Эти особенности необходимо учитывать при проектировании литых изделий и разработки технологических приемов сварке литых элементов и их необходимого ремонта. Например, хорошие результаты показали применения в качестве сварочной проволоки материалы с низким содержанием основных элементов Mn и Cu: МЦМцАЖ 20-20-1-1 (марка ЛКИ-1), МНЖКТ 5-1-0,2-0,2 (марка ЛКИ-2). Использование данных присадочных материалов позволило увеличить пластичность зоне соединения деталей, измельчить высокомарганцовистые дендриты [3].

Список литературы

1. *Фастов, Ю. К.* Сплавы с высокими демпфирующими свойствами: монография / Ю. К. Фастов, Ю. Н. Шутьга // М., «Металлургия», 1973. - 256 с.
2. А. с. 1436519 СССР, МКИ⁵ 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; опубл. 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. – № 4. – С. 31-34.

УДК 669.13

Л. О. Дан, Л. О. Трофімова

ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», м. Маріуполь

СТРУКТУРА СІРОГО ЧАВУНУ У ПОВЕРХНІ СТАЛЕВОЇ АРМУЮЧОЇ ВСТАВКИ

В даний час накопичений значний практичний досвід отримання виливків, що складаються з двох і більше сплавів. Багатьма дослідниками [1,2 та ін.] вивчалися закономірності взаємодії розплавленого металу з поверхнею армуючих елементів, розроблена достатня кількість практичних рекомендацій, спрямованих на поліпшення якості з'єднання різних за властивостями сплавів в одному виробі. Однак, незважаючи на очевидні переваги і перспективу використання армованих і біметалевих виливків, їх виготовлення і застосування не знаходить широкого застосування.

Це пов'язано, в першу чергу, з недостатнім дослідженням загальних закономірностей формування зазначених литих виробів. При конструюванні і розробці технології виготовлення армованого виливку доводиться стикатися зі складним і не завжди обґрунтованим вибором характеру з'єднання армуючих елементів з матричним металом в залежності від умов експлуатації. Виникають труднощі при завданні технологічних параметрів армування (співвідношення товщини вставок і основного металу, температур підігріву вставок і заливки металу і т. п.) для забезпечення необхідної якості з'єднання і властивостей виробу в цілому. Завжди залишає сумнів питання вибору схеми армування в залежності від умов експлуатації та доцільності проведених заходів з урахуванням очікуваного ефекту підвищення службових характеристик виливку.

У даній роботі досліджували структуру і твердість металу чавунних виливків поблизу сталевих армуючих вставок різної маси.

У сирі піщано-глинисті форми з сірого доевтектичного чавуну відливали пробні виливки діаметром 60 і довжиною 300 мм (масою 6,1 кг). Аксіально у виливки заливали армуючі вставки з низьковуглецевої сталі довжиною 100 мм різного діаметру і, відповідно, різної маси. Маса вставок у відсотках від маси виливків перебувала в межах від 0,16 до 1,01.

На поперечних шліфах досліджували мікроструктуру і твердість чавуну поблизу сталевих вставок.

За результатами дослідів і літературними даними [3] була знайдена емпірична залежність логарифму твердості (НВ) чавуну поблизу армуючої вставки від логарифму відсотка її маси:

$$\lg \text{НВ} = K \lg m + b,$$

де K і b – емпіричні коефіцієнти, рівні, відповідно, 0,16 і 2,27.

Зміна твердості чавуну корелює зі зміною його мікроструктури. Як відомо, найбільш чутливою структурною складовою чавуну до введення внутрішніх холодильників є графіт. Крім цього змінюється металева матриця.

В результаті проведених дослідів виявили, що введення армуючих вставок маса яких не перевищує 1%, подрібнює графіт, збільшує кількість і дисперсність перліту. Це сприятливо позначається на механічні властивості чавуну. Вставки масою понад 1% від маси вилівку призводять до виникнення області вибілу у їх поверхні, що знижує рівень механічних властивостей металу. Отримані результати добре співпадають з результатами робіт [3, 4].

Висновок. Оптимальна маса сталевий армуючої вставки в тілі вилівку з сірого доевтектичного чавуну ~ 1%.

Список літератури

1. *Смеляков Н.Н.* Армированные отливки / Н.Н. Смеляков. - М.: Машгиз, 1958. - 166 с.
2. *Оболенцев Ф.Д.* Строения и свойства отливок из серого чугуна, упрочненного стальными волокнами / Ф.Д. Оболенцев, В.Б. Курушин, Е.И. Литвинова // Литейное производство. - 1988. - №6. - С.7 - 8.
3. *Снежко А.А.* Формирование переходного слоя в биметаллических отливках сталь – чугун / А.А. Снежко, Г.Д. Костенко, В.И. Ульшин // Литье биметаллических изделий : Сб. науч. трудов ИПЛ АН УССР. – Киев, 1976. – С. 26 – 32.
4. *Скребцов А.М.* Изменение структуры и свойств чугунов армированных отливок при термоциклировании / А.М. Скребцов, Л.А. Дан // Известия ВУЗов. Ч.М. – 1990. - №1. – С. 81 – 83.

УДК 621.74.045.072.2

В. С. Дорошенко

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

КРИОТЕХНОЛОГИЯ ОХЛАЖДЕНИЯ ОТЛИВОК ДЛЯ КОНЦЕПЦИИ РОТОРНО-КОНВЕЙЕРНОЙ ЛИНИИ

Для регулирования процессов структурообразования при кристаллизации и охлаждении отливки в литейной форме предложен способ литья в оболочковые формы с опорным наполнителем (ОН) в контейнерах. ОН, чаще кварцевый песок или бой оболочковых форм, поддерживает оболочку и препятствует вытеканию из нее металла при появлении в ней трещин или других нарушений целостности стенок.

С целью ускорения на 25-50 % литейного процесса, согласно справочнику «Специальные способы литья» под ред. В. А. Ефимова, опорный слой вакуумируют во время заливки металлом оболочек до затвердевания отливки, удаляя выделяющиеся газы. При разработке концепций роторно-конвейерных линий (РКЛ) необходимо, чтобы продолжительности операций формовки, заливки и охлаждения отливок (часто наиболее длительная операция) были примерно одинаковыми для выполнения их на соразмерных по диаметру роторных модулях. С учетом известных процессов литья в вакуумируемые и замороженные песчаные формы предложено использовать для оболочковых форм ОН из песчаной смеси с 5-100% зернистого льда. Водный лед сегодня имеет достаточно низкую стоимость, полностью совместим с окружающей средой. Зернистый (гранулированный или чешуйчатый) лед как технический, так и пищевой получают в холодильных установках и льдогенераторах, производя в мире более 1 млн. т/год искусственного льда. С помощью льдогенераторов и льдокрошителей, серийно выпускаемых десятками видов и типоразмеров, получают различные размеры и формы зерен льда. При засыпке песчаной оболочки таким ОН в контейнере она с комнатной температуры охладится до температуры близкой к температуре ОН со льдом, поэтому затвердевание и охлаждение отливки в ней будет подобно литью в замороженной форме, для которой характерна более мелкозернистая структура отливок по сравнению с литьем в песчаных формах без применения криотехнологии.

Вакуумирование сыпучего ОН при заливке обеспечит направленный принудительный отвод газов и даст эффект вакуумного всасывания, что улучшит формоза-

полнение металла, сравнимое с таким показателем для нагретых форм до ~ 800 °С. Песчаная оболочка служит «теплоизолятором» для металла при заливке, но таяние льда (особенно при ОН на 100% изо льда) позволит оболочке с отливкой двигаться вниз ко дну контейнера, проплавливая лед в контейнере. Быстрое охлаждение отливки - подобно ее закалке в литейной форме, а отливка окажется в контейнере с водой. Оболочковая форма осыплется с отливки из-за перепада температур, разной усадки металла и неметаллических материалов. Наличие 5-100% льда в ОН обеспечит версии взаимодействия отливки и формы от литья в замороженные формы до литья с самозакалкой отливки в литейной форме путем ее контакта с плавящимся льдом и водой в контейнере. Толщиной оболочковой формы в зависимости от вида металла и толщины стенки отливки можно регулировать скорость процесса кристаллизации, степень зернистости структуры и нередко фазовый состав металла отливки, а температурой, массой ОН и долей в нем льда - регулировать охлаждение отливки подобно ее термообработке (ТО), создавая возможность взаимного дополнения литья и ТО, что можно назвать ЛТО-процессом.

Многие сплавы для литья в кокиль с быстрым охлаждением доступны для такого литья с ТО, а именно, закалкой отливок в литейной форме. При этом плавление льда, испарение воды и конденсация пара в контакте со льдом напоминают круговорот воды в природе. Криотехнологией дозируется и вводится в песчаную форму как бы «заряд» холода для регулирования структуры металла, а вакуумирование формы дает эффект присасывания металла к стенкам формы, уменьшая зазор «отливка-форма» и измельчая зерно контактного слоя отливки.

Такой способ регулирования в широких пределах охлаждения отливки в песчаной форме не только сокращает время охлаждения (выдержки) отливки в форме (1), но и влияет на структуру металла (2). Первый эффект применим для сокращения длины конвейерной ветки для охлаждения отливок на формовочно-заливочной линии, а также для комплектации литейных РКЛ примерно одинаковыми по величине и темпу движения роторными модулями, упрощая автоматизацию и наращивание производительности оборудования. Второй - позволяет влиять на свойства отливки с перспективой перевода литья на ЛТО-процесс, который в свою очередь сокращает цикл получения готовой металлопродукции. Относительно конструирования литейных РКЛ отметим, что известны аналогии РКЛ из пищевой отрасли с наличием на них ряда дозаторов для смешивания различных ингредиентов и фасовки их в одном пакете, а также с быстрым замораживанием продуктов и мощными льдогенератора-

ми, что можно заимствовать в концепциях РКЛ для формовки оболочек в литейных контейнерах.

УДК 621.74.045

В. С. Дорошенко

Физико-технологический институт металлов и сплавов

НАН Украины, г. Киев

ЛИТЬЕ КРУПНОГАБАРИТНЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ ПО ЛГМ-ПРОЦЕССУ С ДОПОЛНИТЕЛЬНОЙ ВЕНТИЛЯЦИЕЙ ПОЛОСТИ ФОРМЫ

Литьем по газифицируемым моделям (ЛГМ) получают металлоизделия достаточно больших габаритов наиболее экономичным способом, что особенно эффективно для разовых и мелкосерийных заказов ввиду небольших затрат на изготовление моделей, которые последнее время все чаще изготавливают на 3D-фрезерах. Особенностью ЛГМ-процесса является то, что для фасонных габаритных изделий давление в полости формы от парогазовой смеси продуктов деструкции модели может достигать 124 кПа (на 24% выше атмосферного), по данным О. И. Шинского.

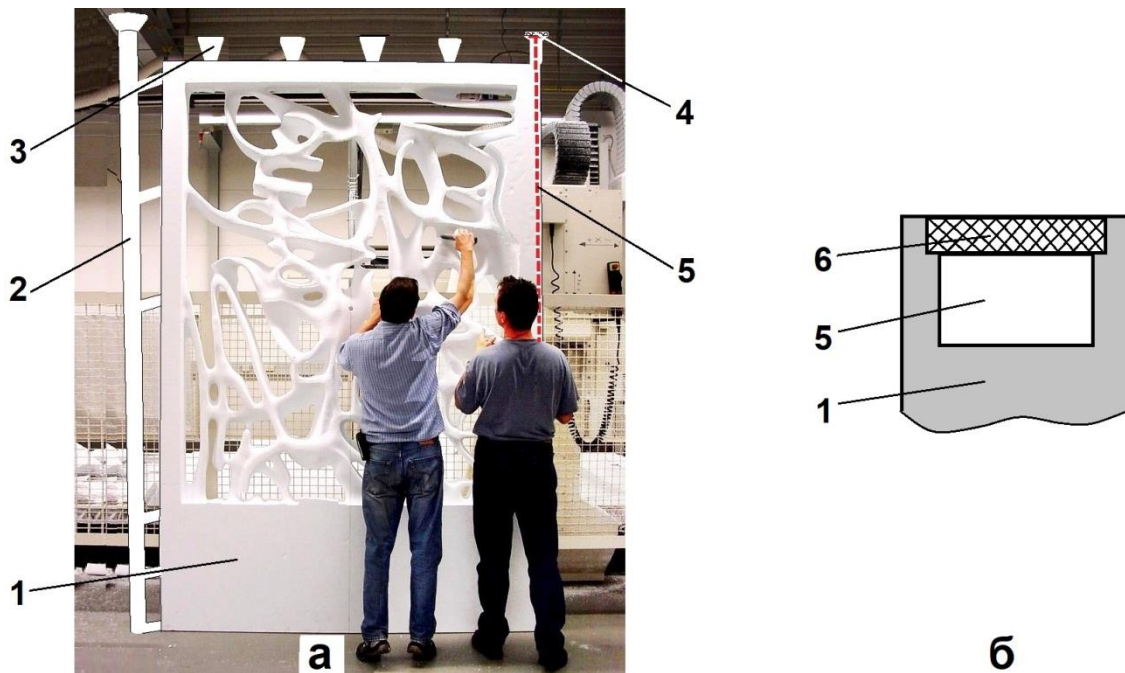


Рис. 1. Схема модели двери (а) и вентканала (б) в торце вдоль модели.

Для снижения этого давления, которое может привести к дефекту отливки – «недолив», предложен способ вентиляции полости формы на примере литейной модели типа декоративной двери, показанной швейцарским архитектурным бюро «Herzog & de Meuron». На фотографии такой модели 1 (рис. 1а) нами дорисованы модели литниковой системы 2, выпоров 3, 4, и вентканала 5, показанного пунктиром вдоль модели.

На рис. 1а вентиляционный канал 5 проходит снизу вверх при последующей формовке модели 1 вертикально в контейнере с песком. Он выполнен в виде паза, закрытого пенопластовой (или металлической) лентой 6, сквозь продолжение канала в выпоре 4 способен выводить газы как за пределы формы, так и в толщу песка формы. В первом случае (1) выпор 4 выводят выше верхнего лада формы, прорезав для него отверстие в покрывающей форму пленке, а во втором (2) – верхний торец выпора 4 закрывают минеральной ватой, пропускающей газ, но не песок. Эта вата служит своеобразной вентой для откачивания газа по каналу 5 за счет вакуума формы при заливке ее металлом. По традиционному ЛГМ-процессу при заливке металла формы из сыпучего песка ее подключают к вакуум-наосу. При появлении избытка давления в разные моменты заливки формы газифицированные продукты деструкции модели могут выходить как за пределы формы в случае (1), так и отсасываться вакуумом в случае (2). Теоретически можно опасаться, что «избыточный» вакуум проникнет сквозь канал 5 в полость между поднимающимся снизу металлом и газифицируемой моделью и приведет к осыпанию стенки формы, но практически такое произойдет лишь, если замедлить или приостановить подачу металла в форму, но в случае (1) осыпание и при этом не произойдет, поскольку сквозь вентканал атмосферное давление удержит вакуумируемую песчаную стенку. Таким образом, предложенным каналом регулируется давление в полости формы, в том числе с возможностью создания эффекта вакуумного всасывания металла (случай 2) для заполнения верхних тонкостенных частей отливки без недоливов.

Описанный метод вентиляции формы предложен на основе патентов [1-3], полученных учеными отдела ФХЛП института ФТИМС НАН Украины.

Список литературы

1. Патент 67906 А Україна, В22С 9/04. Спосіб лиття за моделями, що газифікуються / Шинський О.Й., Шульга В.Т., Вишнякова Л.П. Шинський І.О.; Яковишин О.А. Опубл. 15.07.2004, Бюл. № 7.

2. Патент 80656 Україна, В22С 7/00, В22С 9/02. Модель для вакуумної формовки / Шинський О.Й., Дорошенко В.С. Опубл. 10.10.2007, Бюл. № 10.

3. Патент 93723 Україна, В22D 18/06, 18/04, 18/08, 27/13, 27/15, В22С 9/04. Спосіб лиття металу за одноразовими моделями в піщану форму під дією перепаду тиску / Дорошенко В.С., Шинський О.Й. Опубл. 10.03.2011, Бюл. № 5.

УДК 517.3/621.74

В. С. Дорошенко, В. П. Кравченко

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

РОЗРОБКА КОНЦЕПЦІЇ ЛИВАРНОГО РОТОРНО-КОНВЕЄРНОГО КОМПЛЕКСУ ЯК НЕПЕРЕРВНО-ДИСКРЕТНОЇ МОДЕЛІ

Вивчається задача розробки інтервальної моделі як алгоритму для визначення швидкості руху конвеєрної лінії виробництва металевих виливків за умови, що неперервні процеси транспортно-технологічного руху оброблюваних матеріалів та кінцевого випуску продукції поєднуються з неминучими зупинками цієї неперервності, що призводить до дискретності та сполученням з низкою супутніх неперервних, дискретних чи зворотно-поступальних процесів.

Реалізація роторно-конвеєрних комплексів (РКК) в ливарних цехах на даний час не досягла значних успіхів тому, що їх проектування потребує нових технологій формоутворення ливарних моделей та форм, металевих виливків у процесах заливання, тверднення і охолодження останніх, а також нових математичних моделей, об'єднуючих неперервні і дискретні складові процесу лиття. В математичному плані це приводить до дослідження крайових задач, за якими, крім самого диференційного рівняння і граничних умов, розв'язок задачі повинен задовольняти ще додатковій системі умов спряжень, накладених на цей розв'язок, що враховує перехід тепло-масопереносу з одного фізичного середовища до середовища з іншими фізичними параметрами, тобто до вивчення класу неперервно-дискретних крайових задач.

Розглянуто виробничий процес і узгодження величин технологічних параметрів для регулювання і знаходження оптимальної швидкості руху конвеєрної лінії при взаємодії її складових ротаційних систем чи модулів, а також математичні моделі для

програмного керування і дистанційного моніторингу технологічних режимів з метою отримання виливків заданої якості.

При розгляді задачі розробки інтервальної моделі для визначення швидкості руху конвеєрної лінії досліджується можливість підбору коригуючих параметрів для зміни швидкості руху РКЛ. Реалізацією даного дослідження була розробка математичних моделей для розрахунку оптимальної швидкості руху конвеєра за умов різних характеристик сировини і вилівка. Швидкість v руху лінії РКК визначали за часом t затвердіння-охолодження вилівка: $v = L/t$, де L - довжина лінії РКК. Якщо визначальним у виразі швидкості руху лінії РКК є час затвердіння розплаву і охолодження вилівка, то математичну модель для швидкості руху конвеєрної лінії шукали в такому вигляді: $v = L / f(m, V_g, V_p, V_k)$, де $f(m, V_g, V_p, V_k)$ – деяка невідома функція від відомих коригуючих величин, що визначають час затвердіння-охолодження при русі конвеєрній лінії. Для знаходження такої залежності потрібно отримати ці необхідні дані. Тоді, якщо функція $f(m, V_g, V_p, V_k)$ буде лінійною з невідомими коефіцієнтами, то отримана система буде інтервальною системою лінійних алгебричних рівнянь. Спочатку потрібно обґрунтувати структуру функції $f(m, V_g, V_p, V_k)$, тобто її загальний вигляд. Процес вибору структури математичної моделі є достатньо складний та може бути організований із застосуванням формального апарату, наприклад, індуктивних методів, або виходячи із самих фізико-технічних ливарних міркувань. Спочатку використовували неформальний підхід, відштовхуючись від самого фізичного змісту ливарного процесу, та використовували найпростіші структури, послідовно їх ускладнюючи. Тому на першому етапі розглядали найпростішу структуру у вигляді лінійної залежності відносно відповідних невідомих коефіцієнтів. Для знаходження оцінок цих коефіцієнтів потрібно скласти інтервальну систему лінійних алгебричних рівнянь відносно коефіцієнтів та обчислити інтервальні оцінки невідомих коефіцієнтів. Така інтервальна модель придатна для обчислення оптимальної швидкості руху РКК. Зміна коригуючих величин може підвищити цю швидкість, збільшивши її продуктивність. За цих умов важливим є розробка програмного продукту, який міститиме базу даних металів і сплавів, їх хімічні та механічні властивості відповідно до ДСТУ, а також даватиме можливість обробляти результати експрес-тестів, аналізувати та підбирати необхідні складові для отримання якісного кінцевого продукту, підтримуючи (як цифрова модель) режим роботи РКК. Ливарне виробництво, яке забезпечене сучасним програмним продуктом, що супроводжує процес лиття, дасть змогу збільшити науково-технічні і виробничі можливості ливарного підприємства та підвищити його ефектив-

ність. Тому в даній роботі виконано огляд існуючих програмних засобів комп'ютерного моделювання процесів ливарного виробництва, аналіз їх переваг та недоліків, оцінку можливостей використання цих засобів на вітчизняному виробництві, а також формулювання вимог до комп'ютерних технологій, які були б розроблені за вимогами вітчизняних ливарних підприємств і були б націлені на роботу з вітчизняної базою металів і сплавів та придатні для впровадження.

УДК 621.74 : 669.04 : 537.84/82

**В. І. Дубодєлов¹, А. В. Нарівський¹, П. Є. Стрижак², В. Є. Панарін³,
М. І. Тарасевич¹, А. М. Верховлюк¹, М. С. Горюк¹, О. О. Жох²,
Ю.П. Скоробагатько¹, О. В. Яценко¹**

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

²Інститут фізичної хімії ім. Л.В. Писаржевського НАН України, м. Київ

³Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України, м. Київ

Тел./факс: +38044-424-20-50, e-mail: mgd@ptima.kiev.ua

НАУКОВІ ТА ТЕХНОЛОГІЧНІ ЗАСАДИ МГД-ПЛАЗМОВИХ ПРОЦЕСІВ ОДЕРЖАННЯ НОВОГО ПОКОЛІННЯ ЛИТИХ КОНСТРУКЦІЙНИХ ТА КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЮ ДЛЯ ВИСОКОТЕХНОЛОГІЧНИХ ГАЛУЗЕЙ ТЕХНІКИ

В ході виконання Фізико-технологічним інститутом металів та сплавів НАН України цільового науково-технічного проекту НАН України, проведено складні між-дисциплінарні дослідження та одержано ряд важливих фундаментальних і прикладних результатів. В основу проекту було покладено ідею комплексного впливу на металевий розплав термосиловими діями, зокрема, низькотемпературною плазмою, яка занурена у розплав, та електромагнітними полями, що забезпечують індукційний нагрів і відповідні гідродинамічні режими руху рідкого металу в умовах впливу магніто-гідродинамічних (МГД) чинників. Таке технічне рішення дозволяє руйнувати області мікронеоднорідностей у рідкому сплаві, які є носіями небажаної металургійної спадковості, диспергувати наявні кластери, інтерметаліди, здійснювати синтез зміцнюючих фаз безпосередньо у матричному сплаві. Це досягається унікальним поєднанням оригінального багатофункціонального ливарного магнітодинамічного обладнання і

супутніх МГД-технологій з процесами глибинної плазмової обробки металевих розплавів.

Дослідження виконувалися на двох групах сплавів:

1) до- та заевтектичні силуміни, які є найбільш поширеними ливарними алюмінієвими сплавами для машинобудування;

2) сплави системи Al-Zn-Mg (деформівні та ливарні) і системи Al-Zn-Mg-Cu (деформівні), що відрізняються найбільш високими показниками міцності серед усіх алюмінієвих сплавів та є вельми затребуваними у високотехнологічній техніці стратегічного призначення.

Вперше на основі оцінки константи рівноваги з використанням термодинамічних розрахунків для температур ≥ 3000 К досліджено процес формування нанокластерів кремнію у розплавлених силумінах з газової фази при плазмових та МГД-діях на них. Встановлено, що розмір та розподіл таких кластерів можна регулювати зміною температури нагріву і парціального тиску кремнію в газовій фазі. Одержані результати можна застосовувати для синтезу наночастинок кремнію у алюмінієвих розплавах, що представляє значний інтерес для різних галузей, передусім мікроелектроніки та металургії.

Результати математичного моделювання процесів МГД-плазмової обробки рідких алюмінієвих сплавів у ливарній магнітодинамічній установці (МДУ) дозволили визначити раціональні температурні, часові і гідродинамічні параметри обробки, а також встановити відповідні співвідношення розмірів реакційної камери для випаровування компонентів сплавів, виготовити дослідницьке обладнання.

Термодинамічна оцінка структурних складових сплаву В96Ц дозволила визначити вплив легуючих компонентів на виникнення гарячих тріщин, утворення інтерметалідних фаз і легкоплавких евтектик.

Натурними експериментами було встановлено, що обробка рідких доевтектичних силумінів аргонною плазмою в умовах керованого електромагнітного їх перемішування забезпечує диспергування структурних складових у закристалізованих сплавах 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.

Було встановлено, що при МГД-плазмовій обробці сплавів системи «алюміній – цинк – магній – мідь» забезпечується висока (<100 нм) дисперсність зміцнюючих

фаз та рівномірний їх розподіл у α -твердому розчині, а також легуючих компонентів в алюмінієвій матриці. Зростає на 20% міцність таких сплавів порівняно зі стандартними значеннями, а відносно подовження – до 3 разів. В результаті цього зменшується схильність до утворення гарячих тріщин при кристалізації сплавів та зростає термін дієздатності литих виробів з них.

Запропонована розробка дозволить суттєво підвищити рівень механічних, технологічних та експлуатаційних властивостей наявних алюмінієвих сплавів для високотехнологічних галузей машинобудування, а також створює передумови для одержання нового покоління таких матеріалів, у т. ч. композиційних.

УДК 669.18 : 621.746 : 537.84

**В. І. Дубодєлов, О. М. Смірнов, О. П. Верзілов, М. С. Горюк,
В. К. Погорський, Ю. Ю. Куліш, Д. І. Гойда, А. Ю. Семенко**

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

Тел./факс: +38044-424-20-50, e-mail: mgd@ptima.kiev.ua

СТВОРЕННЯ КОМПЛЕКСУ ОБЛАДНАННЯ ДЛЯ ОДЕРЖАННЯ ВИСОКОЯКІСНИХ ЛИТИХ ЗАГОТІВОК В УМОВАХ МЕТАЛУРГІЙНИХ МІКРОЗАВОДІВ

Запропоновано магнітодинамічний проміжний ківш (МД-ПК), у якому забезпечується стабілізація температурних та витратних параметрів процесу лиття, при цьому: 1) місткість промковша – 3-10 т розплаву; 2) можливість періодичної зупинки та повторного старту промковша, у т. ч. зберігання розплаву тривалий час; 3) спосіб нагріву рідкого металу – індукційний за принципом каналних агрегатів, що забезпечить електричний і термічний ККД на рівні 90%, виділення тепла у об'ємі розплаву, його рух під дією електромагнітних сил. Потужність індуктора – від 250 до 600 кВт (залежно від місткості агрегату та особливостей процесу); 4) можливість малонапорної подачі розплаву до кристалізатора; 5) можливість реалізації у промковші комплексу операцій з позапічної обробки і доводки сталі; 6) можливість швидкої зміни сплаву у разі технологічної потреби.

Показано, що виготовлення таких промковшів у двокамерному варіанті є доцільним у т.ч. для технологій безперервного одержання тонкого слябу і металевого листа литтям-прокатуванням у валкових кристалізаторах. В такому разі приймальна

камера промковша додатково оснащена електромагнітним перемішувачем для керування силових дій на рідкий метал різних видів магнітного поля (пульсуючого, біжучого, обертового), що суттєво розширює можливості проведення операцій позапічної обробки та доводки сталі. При цьому покращуються умови для сепарації неметалевих та шлакових включень під дією обертових циркуляційних потоків у нижній частині промковша та суттєво підвищується ефективність процесів рафінування сталі.

Фізичну модель основних вузлів МД-ПК у масштабі 1:3 (за основу взято проміжний ківш місткістю 4 т рідкої сталі одноструменевої машини безперервного лиття сортових заготовок) для її дослідницького використання у лабораторних умовах було розроблено та виготовлено з світлопроникного матеріалу (органічного скла). В якості робочої рідини використано воду, що має близьку до рідкої сталі кінематичну в'язкість. Імітацію покривного шлаку на поверхні металу в промковші здійснено за допомогою силіконового масла, яке має значний поверхневий натяг і суттєво змінює в'язкість при зміні температури. Перемішування під дією електромагнітного поля імітовано за допомогою двох електронасосів, що формують спрямовані потоки. Імітація та візуалізація поведінки неметалевих включень здійснена за допомогою деревної тирси, а також дрібних пластмасових і пінополістиролових кульок. Характер спливання включень вивчено за допомогою введення в захисну трубу, яка встановлена між сталерозливним і проміжними ковшами, спеціальної гідросуміші (суспензії) гідрофобних спливаючих частинок. Додатково візуалізацію сформованих потоків забезпечено підфарбовуванням кольоровим чорнилом локальних об'ємів рідини. В одній камері МД-ПК здійснюється рафінування розплаву за допомогою електромагнітного перемішування, а в іншій забезпечується підігрів рідкого металу та його перетікання в кристалізатор МБЛЗ. Встановлено, що накладення обертальних потоків в промковші має високу ефективність і дозволяє створити умови для сепарації неметалевих включень та часток шлаку, для чого слід сформувати циркуляційні потоки в нижній частині промковша на висоті не більше 0,4-0,5 висоти наливу розплаву, що дозволяє суттєво поліпшити процес рафінування і запобігти захопленню частинок шлаку, а додатковий ефект вдається досягти при раціональному виборі інтенсивності обертання потоків сталі. Встановлено, що накладання магнітного поля на висоту, більшу 0,20-0,30 загальної висоти наливу розплаву, призводить до захоплення в процес перемішування верхніх шарів рідини в проміжному ковші. Це явище може стати джерелом додаткового забруднення сталі частками покривного шлаку. Ефект гомогенізації рідини в проміжному ковші визначається швидкістю обертання (5-10 об/хв).

Розроблено, розраховано та перевірено в умовах дослідної технологічної ділянки модернізовані електромагнітні перемішувачі (одно- та двополюсні), які забезпечують рух металу під дією пульсуючого, біжучого та обертового магнітних полів у прийомній камері двокамерного магнітодинамічного проміжного ковша. Завдяки цьому створюються належні передумови для гомогенізації розплаву за температурою і хімічним складом, а також для видаленню неметалевих включень. Також визначено умови електромагнітного розливання розплаву широким плоским струменем за допомогою спеціалізованого МГД-пристрою, що може забезпечити розподіл потоку розплаву по ширині різних металоприймачів.

УДК 621.771

Н. А. Жижкина, А. П. Житникова

Луганский национальный аграрный университет

АНАЛИЗ СОВРЕМЕННЫХ МЕТОДОВ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ КАЧЕСТВА КРУПНОГАБАРИТНЫХ КОМПОЗИТНЫХ ИЗДЕЛИЙ

Современные требования к качеству прокатанного листа обеспечиваются эксплуатационными показателями и надежностью работы композитного вала. В результате эксплуатации в рабочем слое формируются усталостные напряжения, накопление которых способствует снижению надежности вала.

Стандартный паспорт на валок не содержит информации о его предварительном напряженно-деформированном состоянии. В результате профилировка вала выполняется без его учета, что может способствовать накоплению внутренних напряжений и его преждевременному разрушению. В связи с этим актуальным заданием для производителей валков является контроль их текущего напряженно-деформированного состояния, как на этапе изготовления, так и в процессе эксплуатации.

Известно [1], что формируемый в рабочем слое уровень внутренних напряжений является результатом химических, физических и структурных изменений, происходящих с различной интенсивностью вдоль крупногабаритного композитного вала в процессе изготовления (литья, механической и термической обработок). Но его напряженное состояние изменяется. Внутри поликристаллического тела крупногаба-

ритного композитного валка возникают процессы перераспределения, выравнивания внутренних напряжений, приводящих к их релаксации. Они сопровождаются общей деформацией твердого тела. Наблюдаются случаи последующего разрушения, например, растрескивания. Поэтому важным является знание или представление о порядке величины внутренних напряжений и характере их изменения.

В соответствии с требованиями международных стандартов сертификации продукции современный анализ качества крупногабаритных композитных валков представляет собой комплексный контроль их состояния на каждом этапе изготовления, включающий различные методы: химические, структурные, физические, определение механических свойств и другие. Они осуществляются на специально отобранных от заготовок пробах с помощью современного оборудования. Но разрушающие методы контроля качества достаточно дорогие и трудоемкие процессы. Кроме этого их применение ограничено недостаточной величиной рабочего слоя валка и его высокой твердостью. С их помощью затруднительно оперативно оценить напряженное состояние вдоль всей рабочей поверхности валка, предназначенного для эксплуатации.

Для оперативного контроля текущего состояния крупногабаритных композитных валков разработаны неразрушающие методы, основанные на различных физических эффектах [1-4]. Методом ультразвукового контроля с помощью дефектоскопа марки УД 42Т осуществляют поиск внутренних дефектов и несплошностей в теле изделий, а также определяют величину их рабочего слоя вдоль всей поверхности. Исследования структуры и уровня твердости по поверхности изделий проводят с помощью переносных приборов: микроскопа, твердомеров Шора, «EQUOTIP», «Элит» [2]. Однако их применение затруднительно при контроле качества крупногабаритных композитных валков.

Достаточно полную информацию о структуре, физико-механических свойствах и напряженно-деформированном состоянии крупногабаритных композитных валков независимо от их типа и размеров позволяют получить магнитные методы неразрушающего контроля. Основой для их использования служит наблюдающаяся общность влияния структуры на магнитные (намагниченность насыщения; коэрцитивное поле; остаточная намагниченность и другие) и механические свойства. Установлено, что наиболее структурочувствительной характеристикой является коэрцитивная сила [1].

Экспериментальные исследования распределения значений коэрцитивной силы на поверхности крупногабаритных композитных валков проводили согласно разработанной методике [4] с помощью автоматизированного прибора КРМ-Ц. Показания распределения коэрцитивной силы, снятые вручную магнитным портативным структуроскопом КРМ-Ц, позволили оценить распределение остаточных напряжений вдоль всего изделия, а также установить их взаимосвязь со структурными изменениями, проистекающими в нем. Установлено, что при неоднородном распределении значений твердости вдоль крупногабаритного композитного валка повышается уровень коэрцитивной силы. Это способствовало развитию трещин и выкрашивания рабочего слоя в процессе эксплуатации крупногабаритных композитных валков.

Таким образом, оперативное оценивание напряженно-деформированного состояния крупногабаритного изделия на каждом этапе его изготовления в работе предложено проводить методом поверхностной твердометрии совместно с магнитной диагностикой методом измерения коэрцитивной силы. Вместе с тем для снижения неоднородности в структуре, а, следовательно, твердости и коэрцитивной силы вдоль рабочего слоя необходимо проведение термической обработки крупногабаритных композитных валков и оценки их последующего состояния. Поэтому работа в этом направлении продолжается.

Список литературы

1. Жижкина Н. А. Центробежное литье листопрокатных валков : монография / Н. А. Жижкина. – Брянск: БГТУ, 2016. – 180 с.
2. Контроль якості продукції в машинобудуванні: навчальний посібник / Г. Є. Федоров [та ін.]. - Краматорськ: ДДМА, 2008. – 332 с.
3. Курашкин К. В. Метод ультразвукового контроля остаточных напряжений на основе измерений коэффициентов Пуассона / К.В. Курашкин, В.В. Мишакин // Контроль. Диагностика. – 2013. – №6. – С. 14–18.
4. Zhizhkina Nataliya. The development of non-destructive quality control of massive castings / Nataliya Zhizhkina, Sergey Kuzovov // Metallurgical and Mining Industry (Ukraine), 2016. –№ 9. – P. 28-33.

УДК 621.745:539.219.1

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

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів

НАН України, м. Київ

Тел./факс.: 044 424 35 42, e-mail: kompozit@ptima.kiev.ua

РОЗРОБКА НОВИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ З ЗАСТОСУВАННЯМ ЕФЕКТУ МОНОТЕКТИЧНОГО РОЗШАРУВАННЯ РОЗПЛАВУ

На цей час розроблено різні системи литих і порошкових композиційних матеріалів з гетерогенною структурою матричного або каркасного типу, у яких мідь і її сплави відіграють роль пластичної матриці або наповнювача. Наприклад, композиції залізовуглецевий сплав - мідь, залізо - мідь - вуглець, мідний сплав - сталеві гранули та ін. Завдання консолідації біметалу розглядається в рамках дифузійного механізму консолідації шарів, з оглядом на структуроутворення перехідної зони шарів. За результатами досліджень мікроструктур перехідних зони з'єднання шарів біметалів, проведених у відділі композиційних матеріалів ФТІМС НАНУ, можна стверджувати про складні механізми формування перехідної зони біметалів, обумовлених наявністю монотектичної реакції в потрійній діаграмі Cu - Fe - C, під впливом якої формується структура перехідної зони біметалу сталь - мідний сплав. Враховуючі що, згідно бінарним діаграмам фазової рівноваги, між основними хімічними елементами біметалічною системи (залізо, вуглець - мідь) вторинні сполуки відсутні, а в системі мідь-залізо обопільно утворюються обмежені тверді розчини, тоді як в системі мідь - вуглець взаємна розчинність елементів зневажливо мала, вуглець в формі графіту фактично не змочується мідним розплавом – саме описаний вище механізм визначає формування ендогенної залізовмісної фази, що формується в рідині та кристалізується в вигляді дисперсної фази. Таким чином, в системі залізо-вуглецевий сплав 1 (тверда фаза) – мідний розплав (рідка фаза) – залізо-вуглецевий сплав 2 (тверда фаза), за умови градієнту концентрацій між залізо-вуглецевим сплавом 1 і 2 при температурі монотектичного розшарування Fe-Cu-C, виникають дисперсні зони розшарування рідкої фази, що формуються в напрямку залізо-вуглецевого сплаву з меншим вмістом вуглецю. Для отримання біметалевих втулок з нового шаруватого матеріалу сталь + ЛКМ бул розроблено герметизовану ливарну сталеву форму, стінки якої зварюються з плакуючим композиційним в процесі виробництва і спеціальний технологі-

чний процес, який включає наступні основні операції: вибір і підготовка вихідних матеріалів; виготовлення оснащення, збірка, флюсування, сталеві поверхні форми, навішування матричного сплаву; остаточне складання і герметизація металеві форми; пічна наплавка біметалевих втулок; розбирання форми після охолодження; огляд, виправлення дефектів, термічна обробка біметалевих втулок; механічна обробка; контроль якості готових біметалевих виробів. Виходячи з рівня і співвідношення фізико-механічних, технологічних і антифрикційних властивостей, а також сприятливих комерційних чинників, обрана в якості матричного сплаву плакуючого композиційного шару найбільш прийнятною є безоловяніста антифрикційна бронза марки БрА9Ж4. Для макрогоетерогенних композитів з армуючими елементами, які утворюються в результаті монотектичного розшарування характерна неоднорідна поверхня, що має макрорельєф, утворений твердими синтезованими частками, що чергуються з матричним мідним сплавом. Встановлено, що швидкість лінійного зношування ЛКМ різних складів в 3-5 разів нижче, ніж антифрикційної бронзи. Зносостійкість ЛКМ системи мідь-сталеві гранули та нового композиту з залізистими ендогенними частинками знаходиться приблизно на одному рівні. На ТОВ «Іллічівський ремонтно-механічний завод» в співдружності з ТОВ «БІМЕТ» проведено дослідно-промислові іспити підшипника ковзання вузла тертя шнекового транспортеру. Відносна характеристика ресурсу роботи в порівнянні зі стандартним підшипником з бронзи БрА9Ж4 підвищення в 1,7-1,8 раз.

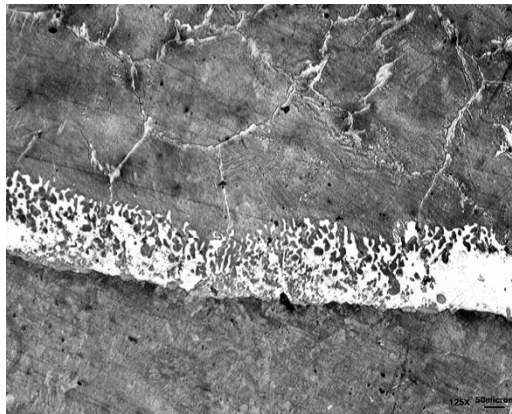


Рис. 1 – Вигляд містків залізистої фази в мідній матриці x 150

УДК 539

Е. И. Ивахненко, Е. Н. Парахневич

Национальный университет «Запорожская политехника», Запорожье

ВЫБОР ИЗНОСО-ЖАРОСТОЙКИХ СПЛАВОВ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ГОРНО-ОБОГАТИТЕЛЬНОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Для деталей горно-обогачительного оборудования, работающих в условиях абразивного воздействия при высокотемпературном изнашивании (до 1100°C) необходимо применение высоколегированных сплавов, где решающим фактором увеличения их надёжности и долговечности является уровень легированности и морфология структурных составляющих металла.

Исследовали высоколегированные феррито-карбидные сплавы марок 100X27C2Л и 100X27H3C2Л, где изучали влияние углерода, хрома, кремния и никеля на твёрдость (НВ) металла, относительную износостойкость (Е) и коррозионностойкость ($h_{ум}$). Поставленную задачу решали с ограничениями вида: $0,3\% \leq C \leq 1,2\%$, $18,0\% \leq Cr \leq 28,0\%$, $0,5\% \leq Si \leq 2,5\%$, $0,4\% \leq Ni \leq 12,0\%$.

Для качественного фазового анализа применяли рентгеноструктурный анализ. Образцы исследовались на дифрактометре ДРОН-3М в фильтрованном кобальтовом излучении при режимах съёмки $U=26kV$, $I=15mA$. Сканирование проводили со скоростью 1 град./мин при пределах излучения $4 \cdot 10^4$ имп/с с постоянной времени 2,5 с. По результатам съёмки проводили качественный фазовый анализ, с помощью которого идентифицировались фазы аустенита, феррита, карбидных неметаллических включений и интерметаллидных соединений.

С использованием рентгенографического прибора Jeol 5 исследовали морфологию карбидов и пограничные зоны структурных составляющих карбид-феррит, интерметаллид-феррит. Металлографические исследования проводили с использованием оптических микроскопов МИМ-8М и МБИ-6 на образцах металла до и после высокотемпературных (1100°C) испытаний.

Результаты исследований позволили изучить процессы коалесценции и сфероидизации карбидов. Коалесценция карбидных частиц начинается одновременно с их сфероидизацией, но продолжается и после ее завершения. Однако с заметной скоростью она идет только при высоких температурах, когда диффузионная подвижность углерода становится большой. Диффузия углерода от мелких к крупным ча-

стицам карбидов создает условия пересыщения элементом аустенита в околокарбидных зонах. В результате наблюдается постепенное растворение мелких частиц карбидов и рост крупных.

Пограничные зоны карбид-феррит и интерметаллид-феррит представляют собой низколегированный по хрому металл интенсивно окисляющийся под действием температуры. Вводимые элементы - кремний и никель действуют не однозначно. Легируя металл околокарбидной зоны, кремний снижает скорость протекания коррозионных процессов. Никель, как элемент не склонный к пассивации, в изучаемых пределах на коррозионные процессы практически не влияет.

Проведенная работа позволит сэкономить дефицитные легирующие элементы в изучаемых высоколегированных сплавах путём снижения их концентрации в составе металла и достичь желаемого уровня надёжности и долговечности деталей горно-металлургического оборудования.

УДК 621.74:669.131.622

В. Т. Калинин, В. А. Кривошеев, И. О. Серженко, Д. С. Другов

Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепр

ПРИМЕНЕНИЕ БРИКЕТИРОВАННЫХ УЛЬТРА - И НАНОДИСПЕРСНЫХ МОДИФИКАТОРОВ ПРИ ЛИТЬЕ ДЕТАЛЕЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ОБОРУДО- ВАНИЯ

Выход из строя крупных деталей металлургического оборудования (прокатных валков, сталеразливочных изложниц) обусловлен литейными дефектами и, прежде всего, неудовлетворительной микро- и макроструктурой чугуна. Одним из перспективных способов, позволяющих повысить качество массивных отливок, является модифицирование расплавов ультра - и нанодисперсными материалами [1-3]. Это направление позволяет качественно изменить технологию модифицирования: сократить требуемое количество модификатора, повысить эффективность и полноту протекания процессов в объеме расплава.

Ультра- и нанодисперсные модификаторы (карбонитрид титана TiCN и карбид кремния SiC (ТУ У 24.6-02070766-991-2012) для обработки чугунных расплавов получали на высокочастотных установках методом плазмохимического синтеза. Вве-

денные в расплав ультра – и наночастицы выполняют роль дополнительных активных центров кристаллизации и поэтому значительно измельчают микро- и макро-структуру чугуна.

Для отливки изложниц разработана технология обработки чугуновых расплавов брикетированными модификаторами на основе TiCN и SiC [1-2], включающая оптимизацию состава модификатора, определение оптимального способа ввода брикетов в ковш, установление термовременных параметров плавки и заливки расплава в форму. Смешивание порошков и чугунной стружки производили в атриторе (смесителе), прессование – на гидравлическом прессе в пресс-форме. Состав брикетированного модификатора [1] был следующий, %

- нанодисперсный порошок TiCN (< 0,1 мкм) – 25-35;
- ультрадисперсный порошок SiC (< 1,0 мкм) – 15-25;
- чугунная стружка (< 0,3 мм) – остальное.

Для отливки двухслойных прокатных валков разработана технология [1-2] обработки расплава брикетированным модификатором на основе нанодисперсного TiCN и селена (ГОСТ 10298–2018) следующего состава, %:

- нанодисперсный порошок TiCN (< 0,1 мкм) – 25-23;
- порошок селена (< 0,1 мм) – 30-40;
- чугунная стружка (< 0,3 мм) – остальное.

Расход модификатора составляет 0,5...1,0 кг на тонну чугуна.

Разработанные модификаторы, растворяясь в чугуновых расплавах, равномерно распределяются в объеме ковша при выпуске чугуна из печи, что позволяет с минимальными потерями вводить необходимое его количество и измельчать структуру чугуна в рабочем слое двухслойных валков (рисунок).

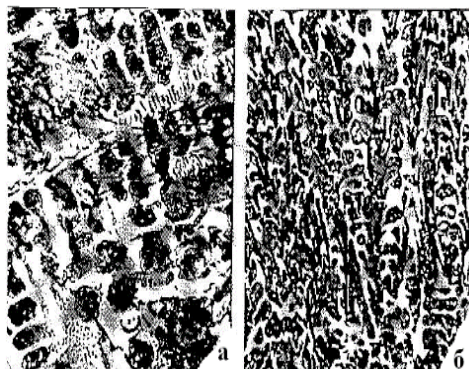


Рисунок - Микроструктура чугуна рабочего слоя валков, x100:

а) немодифицированного; б) модифицированного.

Разработанные технологии отливки деталей металлургического оборудования опробованы и прошли на предприятиях опытно-промышленную проверку.

Список литературы

1. Калинин В.Т. Перспективы применения ультра - и нанодисперсных модификаторов для повышения качества чугунного литья / В.Т. Калинин, В.Е. Хрычиков, В.А.Кривошеев // ж. « Процессы литья». – 2005.- №1.- С.29-33.

2. Калинин В.Т. Повышение качества отливок путем легирования и наномодифицирования / В.Т. Калинин, В.А Кривошеев, Д.И. Навроцкий // ж. «Теория и практика металлургии», - 2017.- № 1-2.- С.94-97.

3. Kalinina, N.E. / Influence of nanomodification on structure formation of multi-component alloys). N.E. Kalinina, D.B. Glushkova, V.T. Kalinin // Journal « Functional materials».- 2019. -Vol. 26. -N 3.- p.514-518.

УДК 621.74; 669.53.01.99; 621.88

М.Л. Калиниченко

Белорусский национальный технический университет, Минск

АСПЕКТЫ ПОЛУЧЕНИЯ КЛЕЕВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ СОЕДИНЕНИЙ ДЛЯ СОЗДАНИЯ МОДЕЛЬНЫХ КОМПЛЕКТОВ В МЕЛКОСЕРИЙНОМ ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

В настоящее время, для создания мелкосерийных модельных комплектов для мелкого и среднесерийного производства деталей, применяются различные типы разнородных материалов на основе древесины, МДФ, пластических масс, металлов и т.д., которые после обработки монтируются на модельной плите различными способами (штифтование, склейка и т.д.). Материалы, используемые для модельных комплектов, имеют различную плотность, твердость, влагонасыщаемость и склеиваемость и, как следствие, различные характеристики готового изделия, по таким показателям как прочность на сжатие, изгиб и т.д., что определяет общие свойства ком-

плекта в целом. В литейном производстве все больше завоевывают место модельные комплекты и стержни, изготовленные из современных пластополимерных материалов [1,2], хотя по-прежнему широко используются деревянные модели, не смотря на то, что их повышенное влагонасыщение либо рассыхание (в период хранения), увеличивает время на обслуживание. Однако деревянные модельные комплекты имеют невысокую себестоимость. Таким образом, подход к производству модельных комплектов целесообразно делать комплексным, а именно, исходя из экономических приоритетов, не ущемляя качественные показатели процесса. Таким образом, целесообразно разделить изготовление модельного комплекта или его части, в зависимости от оказываемых нагрузок, на различные по износостойкости материалы соответственно, например, совместить пластичные материалы с древесными.

Для выяснения надежности монтажа модельного комплекта объектом исследования были выбраны следующие клеевые составы: DP 8005 (3M), UR 3569 (Sika Advanced Resins) и EPOLAM-2002 (Sika Advanced Resins). Все эти клеи являются двухкомпонентными. При этом DP 8005 имеет акриловую основу, UR 3569 – полиуретановый клей, EPOLAM-2002 - эпоксидный клей. Были подготовлены экспериментальные образцы из различных видов модельного пластика с одинаковым типоразмером, а также образцы двух видов древесины: ольха и дуб. Образцы были склеены выше-названными клеевыми составами, с последующим проведением разрывных испытаний соединений пластик/древесина, результаты испытаний представлены в табл.1 и табл.2.

Таблица 1. Разрывная прочность склеенных композиций на основе пластик/дуб, МПа

Вид соединения	Вид адгезива		
	DP 8005	UR 3569	EPOLAM 2002
PRO LAB-65/дуб	16,26	18,51	14,35
LAB 850/дуб	18,63	17,90	12,56
WB-1404/дуб	19,27	18,59	19,98
PRO LAB-75/дуб	17,59	15,81	10,86
Obo-Werke 1000/дуб	16,67	17,77	17,71
дуб/дуб	13,15	12,80	12,78

Таблица 2. Разрывная прочность склеенных композиций на основе пластик/ольха, МПа.

Вид соединения	Вид адгезива		
	DP 8005	UR 3569	EPOLAM 2002
PRO LAB-65/ольха	16,29	14,08	10,39
LAB 850/ольха	17,63	16,08	11,40

WB-1404/ольха	15,40	13,84	8,42
PRO LAB-75/ольха	12,91	11,47	9,80
Obo-Werke1000/ольха	16,37	12,33	10,55
ольха/ольха	15,55	15,19	10,57

По результатам анализа полученных данных и оптической микроскопии зоны разрушения испытываемых образцов, доказано, что испытанные адгезионные составы в соединениях типа пластик/древесина показывают приемлемые результаты для данного типа соединений. При этом необходимо отметить, что для мягких пород древесины наилучшие результаты были продемонстрированы универсальными клеями типа DP 8005. Однако, окончательный выбор клея должен исходить не только из свойств склеиваемых материалов, но и из условий технического процесса эксплуатации неразъемного соединения и экономической эффективности рассматриваемого соединения.

Список литературы

1. *Граблев, А.Н.* Машины и технология литейного производства. Введение в специальность: учеб. пособие / А.Н. Граблев, А.Н. Болдин. – М.: МГИУ, 2010 – 228 с.
2. *Калиниченко, М.Л.* Современные способы создания модельных комплектов для литья/М.Л. Калиниченко, Л.П. Долгий, С.Л. Ровин, В.А. Кукареко, В.А. Калиниченко//Литье и металлургия. 2018. Т. 91. № 3. С. 125-130.

УДК 621.74; 669.53.01.99; 621.88

В.А. Калиниченко

Белорусский национальный технический университет, Минск

АСПЕКТЫ ПОЛУЧЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ ЛАЗЕРНОЙ И ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ

Состояние структуры поверхностного слоя оказывает существенное влияние на механические и эксплуатационные свойства деталей. Одним из эффективных направлений упрочнения рабочих поверхностей, восстановления и увеличения срока эксплуатации изнашиваемых деталей, наряду с известными методами, является нанесение на них износостойких покрытий различными способами (лазерная наплавка, плазменное напыление, индукционной наплавкой и др.) [1-3]. Исходя из

данных посылок целью работы, являлось создание композиционных покрытий путем совмещения лазерной и индукционной наплавки, сочетающих твердую фазу и относительно мягкую матрицу, что обеспечивает повышение износостойкости. Для реализации этой цели была проведена лазерная наплавка валиков в виде сетки, из железо-никелевого сплава ПГ12Н01, на технологическом комплексе на базе CO₂ – лазера непрерывного действия и координатного стола с системой ЧПУ «РУХ -5,0». Толщина валиков составляла 0,5-0,9 мм, шаг валиков изменялась в интервале 5-20 мм исходя из условия обеспечения возможного износа изделия и припуска на механическую обработку. Затем углубления в сетке заполняли медным сплавом, и проводилось его расплавление с помощью индукционного нагрева и выдержкой при температуре нагрева.

В результате исследований получено покрытие с композиционной структурой толщиной около 600-700 мкм. Исследования выявили хорошую адгезию материала матрицы. При этом зона контакта с бронзовой матрицей практически лишена пористости и отличается высокой сплошностью. Для оценки качества полученного покрытия было проведено картирование в зоне контакта между матрицей и армирующей сеткой. Было выявлено, что на расстоянии 90 мкм от начала линии сканирования наблюдается ярко выраженная граница раздела железо-медь, и в материале валика и на расстоянии 10 мкм наблюдается повышение содержания оксидов. В остальном распределение оксидов по сечению образца было достаточно равномерное.

Далее было проведено изучение микротвердости полученных образцов. Было выявлено, что микротвердость матрицы композиционного покрытия, изготовленного по предлагаемой технологии, выше на 8-10% в сравнении с известными способами [1, 2]. Одновременно наблюдается снижение плотности и повышение пористости покрытия, что может быть объяснено захватыванием воздуха в следствии конвективных потоков при индукционной наплавке. Например, при средней площади валика равной 0,71 мм², их процентное соотношение по сравнению с матрицей имеет следующую картину: при шаге 5,0 мм, площадь армирующей фазы составляет 15,3% от общей площади сечения, при шаге 10,0 мм – 8,3%, а при 20,0 мм всего 4,3%. При этом, необходимо отметить, что нанесение валиков даже с малым шагом не позволит полностью избежать пористости. При снижении доли армирующей фазы с 47,3 % до 11,8 % плотность снижается примерно на 0,4 % вследствие более сильной конвекции, приводящей к захвату воздуха.

В результате работы, исследовано получение композиционных покрытий индукционной наплавкой на железосодержащих сплавах с нанесенными армирующими элементами методом лазерной наплавки. Установлено, что нанесение валиков в виде сетки с последующим индукционным оплавлением порошка бронзы, предварительно засыпанного в образованные углубления стенками валиков, позволяет повысить качество покрытия за счет более равномерного и лучшего сцепления с подложкой образца.

Список литературы

1. *Девойно О.Г., Кардаполова М.А., Лучко Н.И.* Возможности формирования композиционных покрытий армированием газотермических покрытий лазерной наплавкой. // (Современные методы и технологии создания и обработки материалов: Сб. научных трудов. В 3 кн. Кн.2 Технологии и оборудование механической и физико-технической обработки / редколлегия: С.А. Астапчик (гл.ред.) [и др.]. – Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2015, - 360 с.
2. *Затуловский С.С., Кезик В.Я., Иванова Р.К.* Литые композиционные материалы. Киев. Техника. 1990 - 240 с.
3. *Калиниченко А.С., Шейнерт В.А., Калиниченко В.А., Слуцкий А.Г.* Особенности изготовления композиционного материала с макронеоднородной структурой с применением магнитных полей. «Литье и металлургия», №1. 2018., с.124-127.

УДК 624.74.01

П. Б. Калюжний

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

e-mail: kpb.ptima@gmail.com

ЗАКОНОМІРНОСТІ ТЕПЛООБМІНУ ВИЛИВКА З ФОРМОЮ ПРИ АЕРОДИНАМІЧНОМУ ПЕРЕМІЩЕННІ ФОРМУВАЛЬНОГО МАТЕРІАЛУ

Продуктивність виробничих процесів одержання чавунних виливків значною мірою залежить від швидкості їх кристалізації й охолодження. Виробничий цикл лиття в піщані форми, зокрема за моделями, що газифікуються, є досить тривалим, ось

чому є актуальним збільшення швидкості охолодження виливка після тверднення сплаву, тобто скорочення періоду охолодження в формі.

В ФТІМС НАН України розроблені високопродуктивні процеси охолодження виливків в ливарних формах, які ґрунтуються на інтенсифікації теплообміну виливка з формою шляхом аеродинамічного переміщення формувального наповнювача в контейнері. Аеродинамічне переміщення формувального матеріалу досягається за рахунок його продування висхідним потоком повітря. При цьому нерухомий шар дисперсного вогнетривкого наповнювача перетворюється в двохфазну систему, яка характеризується переміщенням твердих частинок за рахунок обміну енергією з газовою фазою.

Для ефективного керування процесами охолодження виливків необхідно було з'ясувати закономірності теплової взаємодії виливка з формою при аеродинамічному переміщенні формувального матеріалу. Для цього були проведені експерименти з дослідження температурних полів поверхні виливка та ливарної форми при нерухомому піску та під час його аеродинамічного переміщення.

Методика досліджень полягала в проведенні термографічного аналізу охолодження циліндричного чавунного зразка (висотою 280 мм і діаметром 45 мм) в альфа-калориметрі – металевому контейнері розмірами 0,2x0,2x0,52 м, в нижній частині якого знаходилося перфороване дно, що слугувало газорозподільним пристроєм для повітря, яке подавалося у донну порожнину контейнера.

На рис. 1 представлені температурні поля форми в різний час від моменту початку охолодження. Так за статичних умов (рис. 1, а) при нерухомому піску спостерігається плавне зменшення температури з віддаленням від поверхні виливка. З плином часу прошарки піску прогріваються і інтенсивність охолодження виливка зменшується. При аеродинамічному переміщенні піску (рис. 1, б) температура всього шару піску є майже однаковою, тільки в тонкому прошарку, який прилягає до поверхні виливка, спостерігається різке зниження температури. З плином часу характер розподілу температур формі не змінюється, тільки спостерігається зменшення температури поверхні зразка та збільшення температури піску. Слід також відзначити, що інтенсивність процесу охолодження в другому випадку на порядок вища.

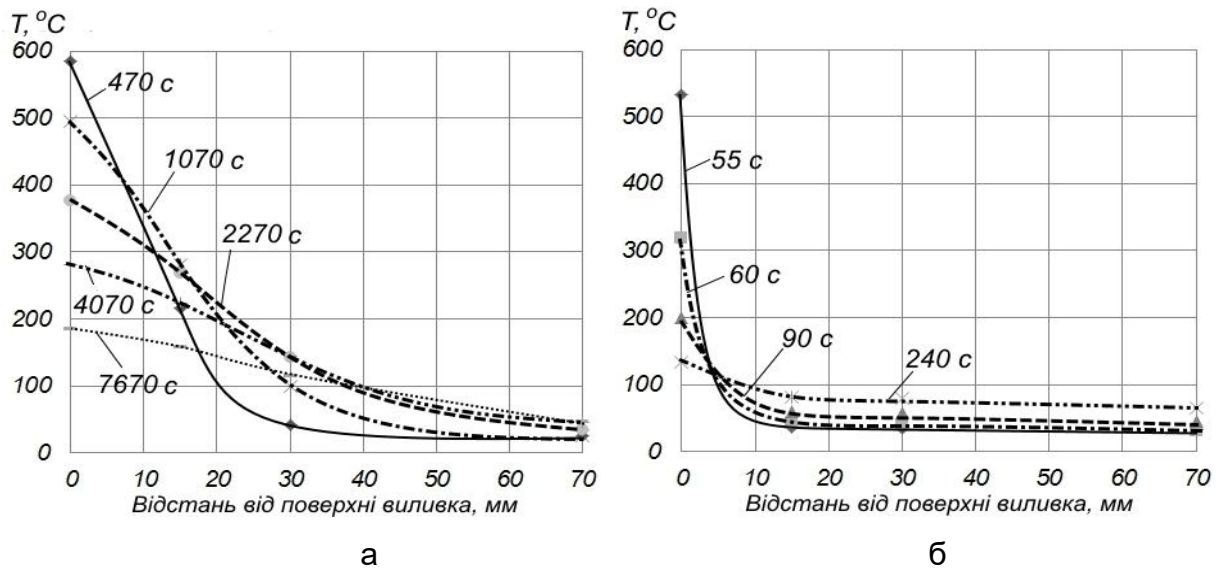


Рис. 1 – Температурні поля форми

Аеродинамічне переміщення піску сприяє підтриманню високого температурного напору на поверхні виливка, і як наслідок інтенсивному відведенню від нього тепла. Це пояснюється тим, що частинки формувального матеріалу, які переміщуються в об'ємі контейнера періодично контактують з поверхнею виливка, забирають тепло від виливка та уносять його вглиб шару [1].

Впровадження систем активного охолодження з аеродинамічним переміщенням формувального матеріалу дозволить значно скоротити час охолодження чавунних виливків, збільшити виробничі темпи та досягти більшої продуктивності ливарного виробництва.

Список літератури

1. *Калюжный П. Б.* Теплофизическая модель литья по газифицируемым моделям с применением аэродинамического перемещения формовочного материала в контейнере. Процессы литья. 2018. 1. С. 55-61.

УДК 621.74.041; 621.74.045; 621.742.4

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

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

Тел./факс.: +380 44 424 1210; e-mail: kpb.ptima@gmail.com

ОДЕРЖАННЯ ТОНКОСТІННИХ ТИТАНОВИХ ВИЛИВКІВ МЕТОДОМ ЛИТТЯ В КЕРАМІЧНІ ФОРМИ

З огляду на тенденцію сучасного виробництва до підвищення якості, точності і експлуатаційної надійності литих виробів, починає приділятися більше уваги і до фасонних титанових виливків. Однією з важливих тенденцій в цьому питанні є одержання титанових виробів методом лиття в керамічні форми, які виготовляються за моделями, що видаляються. Однак використовувані в даний час керамічні форми мають ряд суттєвих недоліків.

На підставі аналізу існуючих публікацій та досвіду було встановлено, що до вогнетривких матеріалів, які застосовуються для виготовлення керамічних форм висувається ряд вимог: вогнетривкість, хімічна стійкість до розплаву, низький і стабільний коефіцієнт теплового лінійного розширення в інтервалі робочих температур, мінімальна вартість, екологічна безпечність.

Відомо, що якість виливків багато в чому визначається стійкістю форм до впливу на їх зовнішній шар хімічно активних розплавів титанових сплавів. Утворений на поверхні вилівка газонасичений шар знижує механічні властивості титанових сплавів і експлуатаційні характеристики виробу в цілому.

В даний час розроблені і впроваджені в промисловість два різних технологічних варіанти отримання форм за моделями, що виплавляються: виготовлення форм на основі графітових матеріалів і електрокорунду. Застосування графіту в якості матеріалу форм значно збільшує трудомісткість, вартість і час процесу виготовлення виливків. Використання керамічних форм, отриманих за моделями, що видаляються, на етилсилікатному зв'язувальному матеріалі, стримується, як дефіцитністю і високою вартістю електрокорунду, так і через утворення на поверхні вилівка насиченого домішками поверхневого шару. Цей шар має вищу твердість та більшу дефектність за основний метал, тому його доводиться видаляти, особливо з деталей, що мають працювати в умовах довготривалих знакозмінних навантажень та вібрації. Для тонкостінних виливків форми перед заливанням мають бути попередньо підігріті до

900...1000 °С, що в свою чергу різко підвищує вимоги до інертності матеріалу форми відносно рідкого титанового сплаву. Використання інертної керамічної форми дозволяє одержувати якісні фасонні виливки з титанових сплавів. Класичні вогнетривкі формувальні та зв'язувальні матеріали, які застосовуються в ливарному виробництві активно взаємодіють з титаном. Тому термохімічна стійкість форм може бути підвищена вибором найбільш інертних по відношенню до титану вихідних формувальних і зв'язувальних матеріалів і розробкою оптимального технологічного процесу. Методом термодинамічних розрахунків доведено, що при використанні SiO_2 в якості зв'язувального матеріалу, в електрокорундових формах утворюються алюмосилікати, що погіршують хімічну стійкість форми і вогнетривкість [1].

З метою підвищення інертності застосовують комбіновані (багатошарові) керамічні форми, внутрішній шар яких має спеціальні властивості, що знижують забруднення металу вилівка продуктами взаємодії. В літературних джерелах є інформація про використання оксидів ітрію і цирконію в лицьовому шарі форм для лиття титану [1-3]. Найінертнішим по відношенню до титану, як показали термодинамічні розрахунки, з розглянутих речовин є оксид ітрію. Також виявлена невелика ймовірність взаємодії оксиду цирконію з титаном, проте за певних умов оксид цирконію теоретично може взаємодіяти з титаном з утворенням його двовалентного оксиду [2].

Список літератури

1. Ганеев А. А., Деменов А. О., Бакерин С. В., Кулаков Б. А., Мухамадеев И. Р., Гарипов А.Р. Расчет физико-химического взаимодействия титановых сплавов с материалами литейной формы // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». - 2016. - Т. 16, - № 3. С. 70-78.

2. Никитченко М. Н., Семуков А. С., Саулин Д. В. Изучение термодинамической возможности взаимодействия материалов литейной формы с металлом при литье титановых сплавов // ВЕСТНИК ПНИПУ Химическая технология и биотехнология. - 2017. - № 4 - С. 249-263.

3. Пат. 102989994 Китай, МПК В22 С9/10, В22 С3/00, В22 С1/00. Preparation method of composite mold core for casting of titanium alloy / XieHuasheng, Zhao Jun, Shi Kun, Liu Shibing, Yu Zhiqiang, Liu Hongyu, Yan Ping, Liu Hongyu. - Заявл. 28.11.2012; опубл. 30.04.2014.

УДК 669.1

С. А. Князев

Национальный Технический Университет «Харьковский Политехнический Институт»,
Харьков

ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОБОРИСТОЙ СТАЛИ ИНДУКЦИОННОЙ ПЛАВКОЙ: СТРУКТУРА И СВОЙСТВА

Использование бора в качестве элемента, специально добавленного в выплавляемую сталь, для повышения механических и некоторых технологических характеристик началось в 40-х годах XX ст. Причем такая добавка предполагала замену дефицитных легирующих элементов в условиях военного времени [1]. В конечном итоге к середине 50-х годов и до сегодняшнего времени в промышленных сталях бор используется как микродобавка в весьма малых количествах (0,0005 – 0,05 %). Тем не менее, более высокие концентрации бора применялись в специальных сталях аустенитного класса для изделий ядерной энергетики со свойством замедления и поглощения нейтронов, имеют лучшую свариваемость с высоким уровнем длительной прочности и значительно меньшей скоростью охрупчивания в процессе теплового старения [2].

Высокая стоимость и повышенная требовательность к производству высоколегированных сталей подталкивает к поиску более дешевых сталей как конструкционного, так и инструментального назначения. Для получения экспериментальных плавок использовался индукционный нагрев в графитовых тиглях. Шихтой служила стружка из качественной малоуглеродистой стали с добавлением 40 вес.% борсодержащего порошка с активатором. Индукционный нагрев позволил минимизировать время плавки и получить равномерный по химическому составу образец. Активатор снижает температуру разложения борсодержащего порошка и защищает компоненты расплава от окисления. Экспериментальные плавки длились несколько минут при используемой мощности генератора 30 кВт. Температуры плавления ориентировочно составляет 1450 - 1550 °С (определялось ИК пирометром). Спектральный анализ показал содержание бора на уровне 2,2 %. Структура стали после литья представлена на рис. 1 (а) и представляет собой боридную эвтектику (H_{50} 8000 МПа) с перлитом (H_{50} 3500 МПа) с макротвердостью 48 HRC. Отжиги 850, 950 °С не приводят к существенному изменению микроструктуры первичной кристаллизации вследствие

высокой температуры рекристаллизации сплава. Лишь отжиг при 1100 °С в течении 6 часов привел к трансформации структуры (рис. 1 (б)). После отжига структура эвтектики исчезает. Перлитная составляющая коагулирует. Размер 30 % перлитных «островков» составляет в среднем 11 мкм, а остальные 70 % имеют размер 3 – 5 мкм. Боридная составляющая (рентгеноструктурный анализ показывает присутствие борида Fe₂B и следов FeB) сростается с перлитной, выстраиваясь и переходя одна из другой.

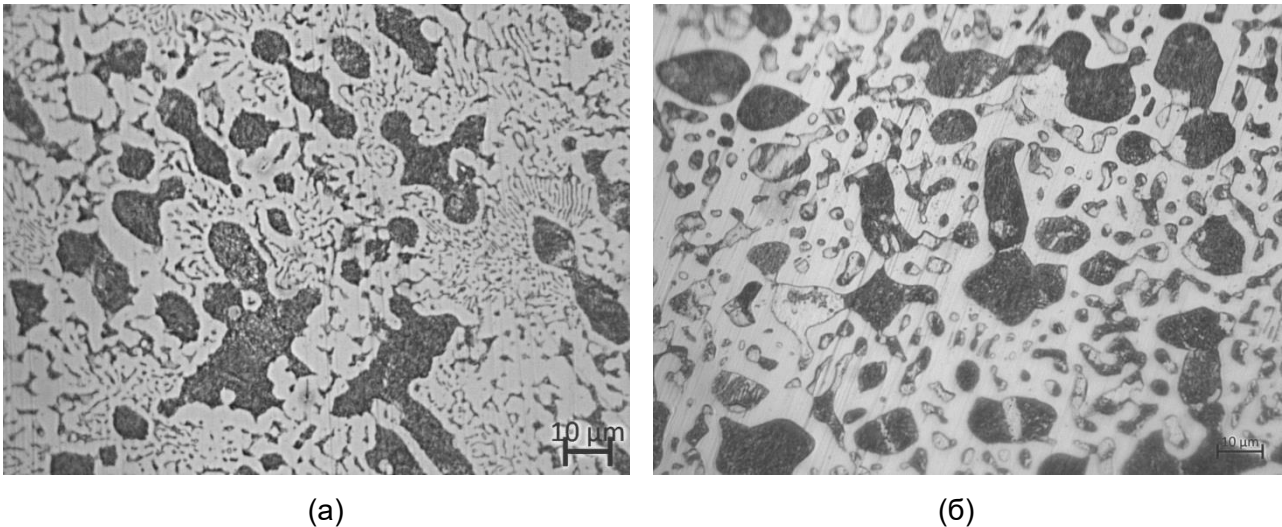


Рис. 1 – Микроструктура после литья (а) и после отжига при 1100 °С в течении 6 часов (б) Микроскоп ZEISS AXIO Vert. A1 (x1000).

Пробная ковка при 900 °С отожженных образцов предварительно подтверждает возможность горячей пластической деформации образцов без образования трещин (деформация до 20 % за счет пластичного матричного твердого раствора, локально изолирующий перлит и бориды). Полученные данные дают основания продолжать исследования по получению простых высокобористых сталей с установлением механических характеристик и способов обработки.

Список литературы

1. *Винаров, С. М.* Свойства конструкционной стали с бором / С.М. Винаров // Труды МАИ. – 1955. – 48. – С. 7-10.
2. *Лякишев, Н. П.* Борсодержащие стали и сплавы / Н.П. Лякишев, Ю.Л. Плинер, С.И. Лаппо // М. «Металлургия». – 1986. - С. 57–60.

УДК 669:621.793.6:621.74

Кондрашова С.Г.¹, Саприкін Є.В.¹, Наумик В.В.²

¹ Бердянський машинобудівний коледж НУ «Запорізька політехніка», Бердянськ

² Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя

РОЗРОБКА ВИСОКОЕФЕКТИВНОГО СПОСОБУ ДИФУЗІЙНОЇ МЕТАЛІЗАЦІЇ ДЕТАЛЕЙ ХІМІЧНОГО УСТАТКУВАННЯ З СІРОГО ЧАВУНУ І СТАЛІ

Одним з найважливіших завдань машинобудівної промисловості на сучасному етапі є підвищення надійності і довговічності деталей машин в умовах дії високих температур і тисків, агресивних середовищ, змінних навантажень і так далі. Забезпечити набуття необхідних властивостей за рахунок створення нових сплавів методами об'ємного легування не завжди можливо або недоцільно з економічною або технологічною точок зору. Окрім цього, через дефіцит нікелю, хрому, молібдену і так далі виробництво корозійностійких і окалиностійких сталей складає менше 1% від усієї металопродукції. Тому останніми роками все більше уваги приділяється розробці захисних покриттів, що забезпечують сталям і сплавам підвищені фізико-хімічні і механічні властивості, що дозволяє вирішувати завдання заміни дорогих високолегованих хромонікелевих сталей дешевшими вуглецевими. Це в першу чергу відноситься до покриттів на основі кремнію, хрому, титану, алюмінію, які забезпечують сталям і сплавам підвищену корозійну стійкість, зносостійкість, жароміцність [1, 2].

Захист поверхневого шару шляхом дифузійного легування виявляється не лише ефективним, але іноді і єдиним способом отримання необхідних властивостей виробу, оскільки тільки при цьому способі має бути досягнута абсолютна суцільність шару і висока концентрація легуючих елементів в поверхневому шарі, що особливо важливо для захисту виробів в агресивних середовищах.

За результатами проведених досліджень встановлено, що експлуатаційні властивості деталей з сірого чавуну (корозійна стійкість, жаростійкість, опір зносу) можуть бути підвищені (у 10...15 разів) за рахунок дифузійного насичення поверхневого шару одним або декількома елементами з групи: Cr, Ti, Cd, Al, Mn, Si.

Встановлено, що рівень експлуатаційних характеристик деталей з сірого чавуну, підданих дифузійній металізації, визначається сукупністю параметрів насиченого шару: глибиною, фазовим складом, характером розподілу фаз, пористістю, а також структурою шару підшару.

Серед відносно доступних солей NH_4Cl , NH_4F , NaCl , NaF та ін., вживаних в якості активатора, в сумішах для дифузійної металізації сірого чавуну, якісні шари, що забезпечують набуття високих експлуатаційних властивостей, можна отримати при дозованому введенні в насичену суміш солей NH_4Cl , NH_4F .

За отриманими математичними моделями побудовано діаграми «властивість дифузійного шару – склад суміші», які дають можливість визначити оптимальний склад суміші, що насичує, для отримання заданого рівня властивостей дифузійного покриття на сірому чавуні.

Встановлено, що найбільш високий рівень експлуатаційних властивостей деталей з сірого чавуну досягається після хромування титанування в сумішах 10...13% активаторів, що містять NH_4Cl , чи NH_4F . Для отримання безпористого силіційованого шару в якості активатора слід застосовувати суміш солей NH_4Cl і NH_4F у пропорції 1:1 при загальному їх вмісті в суміші ~4% (по масі), що насичує.

Показано, що ефективність дифузійного титанування о підвищується при введенні в суміш, що насичує, алюмінію. При в титануючу суміш, що насичує, 8...10% алюмінію, на поверхні сірого чавуну формується шар, корозійна стійкість якого в 10 разів, а окалиностійкість – в 5...7 разів перевищує стійкість сталі X18H10T.

При дифузійному хромуванні сталі та сірого чавуну додаткове підвищення корозійної стійкості може бути досягнуте за рахунок введення в суміш, що насичує, FeMn та Cr_2O_3 . Після хромування в суміші що містить ~15% Cr_2O_3 та ~3,5% FeMn , корозійна стійкість сталі в 2,5 разу, а сірого чавуну в – 6 разів, перевищує корозійну стійкість сталі X18H10T.

Встановлено, що хромування в суміші, що містить поряд з основними компонентами ~3,5% FeMn призводить до додаткового підвищення зносостійкості сталі в 10...15 разів, а сірого чавуну – в 30...35 разів, в порівнянні з шаром, отриманим в хромуючій суміші без феромарганцю.

Список літератури

1. Багатокомпонентні дифузійні покриття на основі титану, алюмінію та кремнію на нікелі / В. Г. Хижняк, Т. В. Лоскутова, О. Е. Дацюк, О. В. Хижняк // Наукові вісті НТУУ «КПІ»: науково-технічний журнал. – 2015. – № 1(99). – 79 – 84.

2. Фазовий і хімічний склад дифузійних титаноалюмохромових покриттів. / О. Е. Дацюк, В. Г. Хижняк, Т. В. Лоскутова та ін. // Журн. нано- та електрон. фізики. –2018. – 10. – № 3. – С. 03015-2 – 03015-4.

УДК 621.74.669.13.

В. М. Кропівний, О. В. Кузик, А. В. Кропівна

Центральноукраїнський національний технічний університет, Кропивницький

ПІДВИЩЕННЯ МОДИФІКУЮЧОЇ ДІЇ МАГНІЮ ПРИ ОТРИМАННІ ЧАВУНУ З ВЕРМИКУЛЯРНИМ ГРАФІТОМ

Одним зі шляхів підвищення ефективності модифікуючої дії магнію при одержанні чавуну з вермикулярним графітом (ЧВГ) методом модифікування всередині ливарної форми (МВЛФ) є додаткове введення в розплав елементів, що мають у порівнянні з магнієм більше хімічне спорідненення до сірки і кисню. Це дозволяє зменшити кількість магнію, що зв'язується в міцні хімічні сполуки, підвищити його вміст і однорідність розподілу між структурними складовими чавуна в процесі кристалізації. Результати термодинамічних розрахунків рівноваги металургійних реакцій десульфурзації, розкислення і карбідоутворення свідчать про те, що даним умовам відповідають кальцій та рідкоземельні метали.

Обробка розплаву лігатурами з кальцієм через сильне ошлакування пов'язана з рядом технологічних труднощів, що посилюються при МВЛФ. Більш технологічним є введення в розплав з магнієвою лігатурою рідкоземельних металів, позитивний вплив яких на формоутворення компактного графіту відомий з практики одержання високоміцних чавунів. При цьому з економічної точки зору більш ефективним є застосування церієвих лігатур, що містять 25...35% рідкоземельних металів.

Визначення оптимального складу механічної модифікуючої суміші для МВЛФ лігатури ФСМг6 (ТУ 14-5-134-2005) з добавкою лігатури ФС30РЗМ30 (ТУ 14-5-136-81) проводили на розплавах, що містили до 0,01% S. Досліджували обробку розплаву сумішшю з вмістом лігатури ФС30РЗМ30 у кількості від 5 до 50% до масі.

Наявність у складі модифікуючої суміші 5% лігатури ФС30РЗМ30 забезпечило при модифікуванні якісні зміни в характері структуроутворення виливків, щодо результатів обробки розплавів однієї лігатури ЖКМ-2. Обробка розплаву такою

сумішшю при факторі розчинення лігатури [1] $\Phi P = 0,05 \dots 0,06 \text{ кг/с}\cdot\text{см}^2$ забезпечила блокування утворення включень пластинчастого графіту і переважне формування вермикулярного графіту, а також зменшенню в 2-3 рази ширини зони відбілу в перетині ступінчастої проби товщиною 5 мм. Зниження факторурозчинення до $0,04 \text{ кг/с}\cdot\text{см}^2$ викликало підвищення на $20 \dots 25\%$ вмісту кулястого графіту, а також сприяло зменшенню схильності чавуна до кристалізації з відбілом. Збільшення до 15% вмісту лігатури $\Phi C30P3M30$ у складі модифікуючої суміші, веде до закономірного збільшення кількості кулястого графіту і підвищення компактності включень вермикулярного графіту при тенденції переходу в перетині товщиною 5 мм до структур, що містять графітні включення переважно кулястої форми. Одночасно з посиленням глобуляризуючої дії магнію лігатура $\Phi C30P3M30$ сприяє зменшенню розміру евтектичних колоній, що, очевидно, є причиною зниження схильності до кристалізації з відбілом. При цьому стабільне одержання виливків зі структурами, у яких переважає вермикулярний графіт забезпечується при факторах розчинення в межах $0,045 \dots 0,065 \text{ кг/с}\cdot\text{см}^2$.

Подальше підвищення до $20 \dots 30\%$ вмісту лігатури $\Phi C30P3M30$ у складі модифікуючої суміші, при факторі розчинення до $0,04 \text{ кг/с}\cdot\text{см}^2$ знижує в структурі чавуну вміст кулястого графіту за рахунок збільшення кількості вермикулярного. Це обумовлено зниженням швидкості розчинення модифікуючої суміші при збільшенні в ній частки лігатури $\Phi C30P3M30$, яка характеризується більшою щільністю і температурою плавлення, у порівнянні з лігатурою $\Phi CMg6$. Більш високий вміст лігатури $\Phi C30P3M30$ (до $40 \dots 50\%$) викликає порушення стабільності засвоєння розплавом модифікуючої суміші і формування неоднорідних структур з окремими ділянками пластинчастого графіту.

Таким чином, при МВЛФ оптимальний вміст лігатури $\Phi C30P3M30$ у складі модифікуючої суміші на основі лігатури $\Phi CMg6$ з погляду можливості технологічного й економічного одержання виливків із ЧВГ на основі рафінованих розплавів складає $5 \dots 15\%$ при $\Phi P = 0,04 \dots 0,06 \text{ кг/с}\cdot\text{см}^2$. Модифікування всередині ливарної форми механічною сумішшю лігатур $\Phi CMg6$ і $\Phi C30P3M30$ розплавів, що містять до $0,01\%$ S, є більш ефективним, стабільним та технологічним способом одержання ЧВГ, ніж модифікування у ковші, і така технологія може бути рекомендована для застосування у виробничих умовах.

Список літератури

1. Чавун з вермикулярним графітом. Навчальний посібник / В.М. Кропивний, О.В. Кузик, А.В. Кропивна// Заг. ред. В.М. Кропивного. // Кропивницький : Видавець Лисенко В.Ф., 2019. – 222 с.

УДК 621.74.046:669.14

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

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів

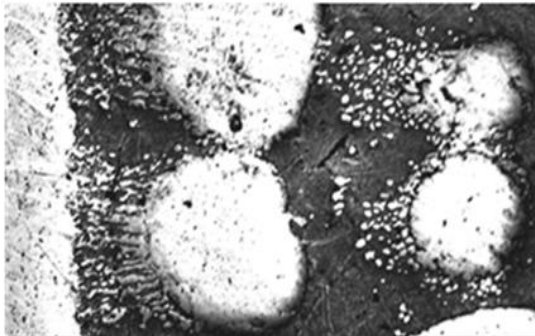
НАН України, м. Київ

Тел./факс.: 044 424 35 42, e-mail: kompozit@ptima.kiev.ua

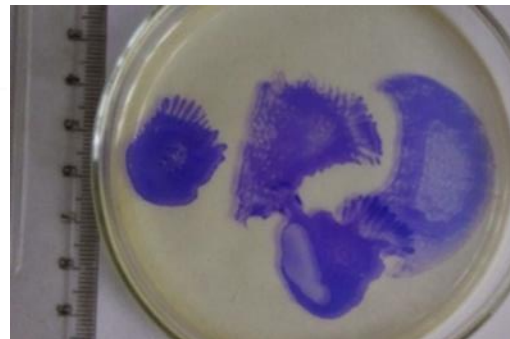
ФІЗИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ УТВОРЕННЯ СТРУКТУРИ КОМПОЗИЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ

Більшість технологій виробництва литих металоматричних композиційних матеріалів з армуючими елементами більш міцного сплаву не припускають синтезу нових структурних елементів у процесі виготовлення. Після заливки або просочення матричного розплаву преформи армуючі елементи зберігають заздалегідь задане регулярне розташування. Технологія ророзблена таким чином, щоб армуючі елементи якомога менше реагували з матричним металом та не змінювали свою структуру і форму. Продукти реакції можуть привести к погіршенню механічних та експлуатаційних характеристик композиту. Увага приділяється створенню надійного контакту між матрицею і армуючими елементами по кордону фаз. Методи створення литих композитів з металевими армуючими частками обмежуються підбором вихідних компонентів і застосуванням зовнішніх механічних впливів в температурних інтервалах, де взаємодія розчинів компонентів не виявляється на кінцевій структурі. Вийшовши за рамки прийнятих температурних режимів, перегрівши матричний розплав і збільшивши час витримки, можна виготовляти нові матеріали, де на властивості мають вплив структурні елементи, які виділилися з твердих розчинів в результаті монотектичних або інших реакцій та перетворень, які мають місце в процесі виготовлення композиту (рис. 1 а).

Була запропонована фізична модель, для якої використано розчин спирту з барвником і олеїнова кислота ($C_{18}H_{34}O_2$), що добре візуалізує зміни поверхні розділу в процесі розтікання і коагуляції подібні до тих, які відбуваються в композиційному матеріалі. Об'єктом дослідження була вільна горизонтальна поверхня масла. Локальне внесення певної дози ПАР на таку поверхню викликало розвиток конвекції Маранґоні. На моделі була проведена серія дослідів, була виявлена динаміка формування структури системи, інформація про яку, може бути використана при плануванні експериментів необхідних для розробки режимів отримання композитів з розшаруванням в рідкому стані (рис. 1 б).



а



б

Рис.1 а – Структура композиційного матеріалу зі структурними елементами, які виділились в процесі рідинно-твердофазного суміщення; б – структури, отримані на фізичній моделі.

УДК 669.017.12:35

Р. Ф. Ліхацький, М. М. Ворон

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

E-mail: richardlihatskyi@gmail.com

ОДЕРЖАННЯ МІДНОГО ЛИТОГО КОМПОЗИТУ СИСТЕМИ Cu-V В УМОВАХ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ЛИВАРНОЇ ТЕХНОЛОГІЇ

Електронно-променева ливарна технологія, створена у ФТІМС НАН України традиційно вважалася інструментом для плавки та лиття тугоплавких та високо реа-

кційних металів та сплавів на їх основі [1]. Тим не менш, останні роки відбувається розширення технологічних можливостей методу та вирішення нових складних задач.

Створення мідних литих композитів на базі монотектичних систем – один з відомих та важливих напрямків як інституту, так і багатьох інших вітчизняних і закордонних організацій. Модифікування міді нерозчинними дисперсними частинками, які здатні забезпечувати підвищення її механічних властивостей при високих температурах та за складних умов експлуатації є важливою задачею, яку на сьогоднішній день вирішують переважно складними та вартісними методами порошкової металургії [2].

Класичні ливарні технології певною мірою справляються із задачами одержання литих виробів системи Cu-Fe-Cr-C [3], проте досі не була вирішена задача одержання якісного литва мідних композитів системи Cu-V.

Для даної системи існує чітко визначена діаграма стану, яка показує, що досягнення області гомогенності розплаву з концентрацією ванадію на рівні 2 % мас. можливо вже при 1400-1600 °С. Основною складністю в даному випадку є суттєва різниця густини міді та ванадію, а також висока реакційна здатність останнього при підвищених температурах. Всі ці проблеми ефективно вирішує електронно-променева технологія, яка забезпечує плавлення у вакуумі та електромагнітне перемішування розплаву.

Проведені експерименти з одержання литого композиту системи Cu-V дали наступні результати: Було одержано декілька циліндричних виливків масою 0,6-1,2 кг з середнім вмістом ванадію 2,1 % мас. В матричному матеріалі спостерігали різні картини розподілу частинок ванадію, що було пов'язано з дещо різними механізмами заливання металу у форму. Так само цей фактор впливав на утворення конгломератів частинок ванадію в різних ділянках виливка.

Важливою технологічною ознакою описаного методу є те, що вміст ванадію в розплаві залежить від температури рідкометалевої ванни та збігається з концентрацією елемента на діаграмі стану близько точки ліквідус. Таким чином, контролюючи температуру розплаву можна досить точно визначати склад майбутнього композиту.

На першому етапі досліджень, найкращим результатом стало одержання циліндричного виливка масою 1,2 кг, в якому спостерігалось доволі рівномірне розподілення частинок ванадію, розмір котрих складав 1-3 мкм. Конгломерати частинок склалися здебільшого з 3-7 окремих частинок і мали розміри 5-15 мкм. Для

зовнішньої частини злитка характерним є несучільний шар ванадію над міддю, який доцільно прибирати механічною обробкою та використовувати повторно.

Список літератури

1. Электронно-лучевая плавка в литейном производстве / под. общ. ред. С.В. Ладохина. – К.: Изд-во «Сталь», 2007. – 626 с.
2. Логинов Ю. Н. Изготовление полуфабрикатов и изделий из порошков меди и медных сплавов: учебное пособие / Ю. Н. Логинов. – Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2008. – 208 с.
3. Умови отримання сплавів зі структурою замороженої мікроемульсії та МГД-технологія виплавки розплаву міді з ультрадисперсними краплями на основі FeCrC / В. І. Дубодєлов, В. А. Середенко, Б. А. Кириєвський та ін. // Процеси лиття. – 2018. – №1 (127)ю. – С. 3-14.

УДК 621.74:528.97

В. А. Локтионов-Ремизовский, Н. В. Кирьякова, В. Г. Новицкий, К. Ю. Герман

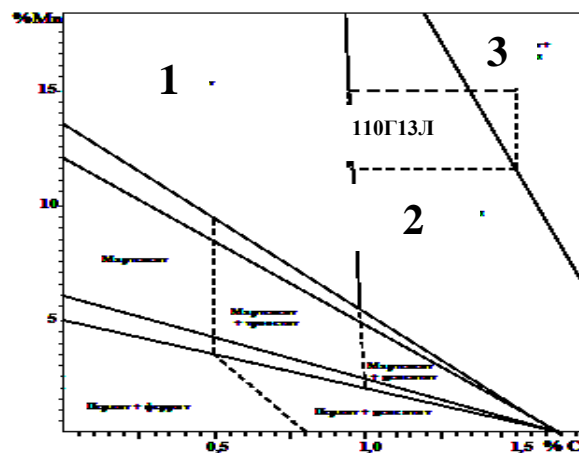
Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, г. Киев

044-424-13-22, E-mail elenalokti@ukr.net

ВОЗМОЖНОСТЬ ОПТИМИЗАЦИИ СОСТАВА СТАЛИ 110Г13Л

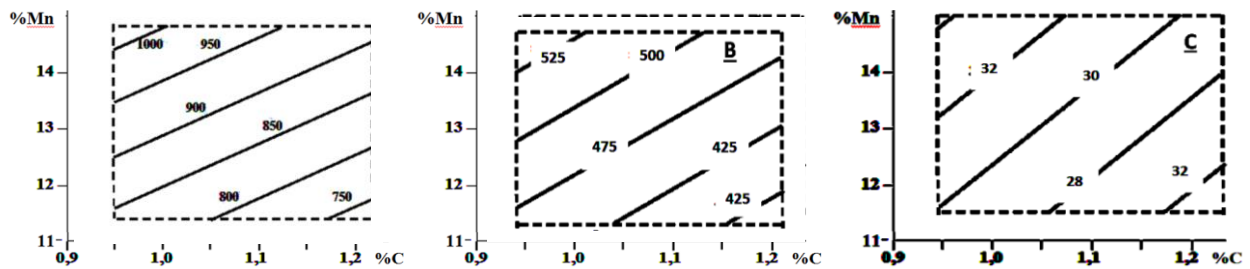
Предложенная в 1882 году Робертом Гатфильдом марганцевая сталь сегодня введена в стандарт Украины с маркировкой 110Г13Л [1]. Стандарт регламентирует содержание углерода и марганца в составе стали в пределах 0,90÷1,50% и 11,50÷15,00%, соответственно. Сопоставительный анализ области концентрации углерода и марганца в стали 110Г13Л, согласно регламента стандарта, со структурной диаграммой марганцевых сталей показывает, что указанная область располагается на трех структурных областях структурной диаграммы (рис. 1) [2, 3]. Эту ситуацию преимущественно формирует углерод. Согласно закона Курнакова, на границе структурных и фазовых областей структурных диаграмм происходит разрыв (перегиб) функций концентрационных зависимостей свойств сплавов [4]. Для стали 110Г13Л будет наблюдаться нестабильность свойств стали в отливках,

от плавки к плавке, если содержание углерода будет на верхнем или на нижнем пределах, Эту тенденцию будут усугублять добавки (примеси) других легирующих элементов. Используя уравнения регрессии Шрамко В.С. [5] построены диаграммы состав-структура-свойства стали 110Г13Л, для диапазона концентраций углерода и марганца по регламенту стандарта и с учетом результатов нашего анализа (рис. 2). На основании проведенных исследований сформулированы следующие выводы. Пределы содержания углерода и марганца в стали 110Г13Л, регламентированные стандартом Украины, захватывают три области структурной диаграммы марганцевых сталей. Расположение концентрационной области стали 110Г13Л в трех структурных областях структурной диаграммы марганцевых сталей обуславливают нестабильность свойств стали в отливке, при содержании углерода на верхнем или на нижнем пределах. Для повышения повторяемости уровней свойств стали 110Г13Л в отливках, целесообразно регламентировать нижний предел содержания углерода не менее 0,95% и верхний предел содержания углерода не более 1,25%.



1–область с аустенитной структурой; 2–аустенито-карбидная область;
 3–аустенито-карбидная область с аустенитом пониженной стабильности.
 | 110Г1 | –область концентрации углерода и марганца согласно стандарта.

Рис. 1 -Область концентрации углерода и марганца в стали 110Г13Л, согласно стандарта Украины [1], в сопоставлении со структурной диаграммой марганцевых сталей [2, 3]



850 - ізолінії предела прочности (А) и предела текучести (В) при растяжении, МПа, и ударной вязкости (С), кгс·м/см²;

▭ - рекомендуемая область содержания углерода и марганца в стали 110Г13Л.

. Рис. 2 -Диаграммы состав-структура-свойства стали 110Г13Л в рекомендуемом диапазоне содержания углерода и марганца.

Список литературы

1. ДСТУ 8781-2018. Виливки зі сталі. Загальні технічні умови.
2. Гуляев А. П. Металловедение. – М: Металлургия, 1977. - 646 с.
3. Федоров Г. Е., Ямшинский М. М., Платонов Е. А., Лютый Р. В. Стальное литье // Литейное производство. – Кие: ПАО «ВИПОЛ, 2014. - 895 с.
4. Фролов К. В., Мухин В. В., Беляков А. И., Александров Н. Н.: Энциклопедия.
-Т. II-2 / Стали, чугуны. –М: Машиностроение, 2001. -780 с.
5. Шрамко В.С., Каргинов В.В., Малый А.В. Повышение износостойкости марганцевой стали // Литейное производство, 2005. -№ 2 (34). -С.99-103.

УДК 621.742

Р. В. Лютий¹, В. С. Дорошенко²

¹КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ

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

ПОЄДНАННЯ РІЗНИХ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИХ МАТЕРІАЛІВ У ФОРМУВАЛЬНИХ І СТРИЖНЕВИХ СУМІШАХ З МЕТАЛОФОСФАТАМИ

Актуальність зменшення відходів і декарбонізації промисловості полягає у заміні органічних технологічних матеріалів на неорганічні для зменшення викидів CO₂ і глобального потепління. Важливою проблемою ливарного виробництва є створення екологічно безпечних формувальних і стрижневих піщаних сумішей [1]. У ФТІМС НАН України створено під керівництвом проф. Шинського О. Й. піщану суміш із зв'язувальним матеріалом з відходів пінополістиролу (ППС), яка відрізняється тим, що містить додатково 1,0...1,5 % мас. рідкого скла, а виріб з неї у сирому стані до видалення з оснащення продувають вуглекислотою (пат. 88670 UA, опубл. 2009). Переваги суміші полягають у сприянні утилізації відходів ППС, при цьому вони дають високу міцність на рівні сумішей з синтетичними смолами. Така суміш легко вибивається, а поєднання органічного зв'язувального компонента з рідким склом забезпечує достатню міцність стрижня у сирому стані, щоб його видалити з оснащення. Після цього завдяки підсушуванню при температурі порядку 120 °C отримують високоміцну піщану суміш, висушивши розчинник ППС. Без додавання рідкого скла такі стрижні раніше сушили на драйерах. За аналогією з розглянутою сумішшю, нами запропоновано удосконалення складів піщаних металофосфатних сумішей, стрижні з якими проходять теплове сушіння [2]. Такі суміші від поширених неорганічних піщано-рідкоскляних відрізняють вища термостійкість, краща здатність до вибивання та більш безпечні умови утилізації відходів. А, оскільки багато стрижневих сумішей мають органічні зв'язувальні компоненти (зокрема, смоляні, більш дорогі за вартістю), з якими пов'язані газові і тверді забруднення робочої зони цеху і довкілля, то останні неорганічні суміші мають переваги. Ортофосфорну кислоту навіть застосовує харчова промисловість як добавку (E338) при виробництві газованої води як регулятора кислотності тощо. В концепції поєднання двох зв'язувальних матеріалів у складі піщаних сумішей для металофосфатних нами розроблено ряд перспективних варіантів. Першим із них є додавання рідкого скла, зокрема поєднуючи це із CO₂-процесом.

Такий варіант аналогічний піщаній суміші з ППС: рідке скло має забезпечити маніпуляційну міцність стрижня для його вилучення з оснащення, а максимальну міцність він здобуде після теплового зміцнення поза оснащенням. Також реальними виглядають варіанти додавання гіпсу чи цементу як гідратаційних зв'язувальних компонентів, які також забезпечують попереднє зміцнення при нормальній температурі шляхом взаємодії з водою у складі піщаної суміші. Досвід ФТІМС НАНУ показав високу технологічність ряду сумішей з кристалогідратами для виготовлення піщаних оболонкових форм за крижаними моделями [1, 3]. Досліджено швидкість тверднення сумішей шляхом вистоювання, помірного (40...100 °С) нагрівання, застосування прискорювачів тверднення у складі суміші чи цементу швидкісного тверднення марки Аквафікс. Додавання цементу в стрижневі суміші для лиття залізовуглецевих сплавів сприятиме покращенню вибиваємості, для лиття кольорових сплавів таку роль виконуватиме гіпс, а їх поєднання здатне регулювати цю важливу технологічну характеристику. Таким чином, розроблені нами концепції комбінованих (гібридних) формувальних стрижневих сумішей на основі піщано-фосфатних шляхом поєднання чи взаємного доповнення різних неорганічних невисокої вартості зв'язувальних матеріалів (як комплементарних компонентів) мають суттєві перспективи та включені до плану експериментального і дослідно-промислового відпрацювання способів їх приготування та застосування в піщаних формах чи стрижнях. Такі суміші за технологічними характеристикам будуть наближатись до самотвердних, а їх неорганічний склад матиме безумовні екологічні та економічні переваги над сумішами з органічними зв'язувальними компонентами при наближенні до показників міцності останніх.

Список літератури

1. *Дорошенко В. С.* Исследования и технологические разработки для декарбонизации процессов точного литья // Литейное производство. - 2018. - № 4. - С. 22-28.
2. *Лютый Р. В., Тишковець М. В., Люта Д.В.* Дослідження процесів зміцнення стрижневих сумішей з ортофосфорною кислотою і алюмовмісними матеріалами різного класу // Physics and chemistry of solid state. - 2020. - V. 21, N 1. - P. 176-184.
3. *Дорошенко В. С.* Варианты твердения формовочных смесей при литье по ледяным моделям // Литейное производство. – 2016. - № 3. - С. 29-34.

УДК 669-1: 621.7-97

Р.В. Лютий, М.І. Прилуцький, О.В. Кривик

КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ

РОЗРАХУНОК КОЕФІЦІЄНТІВ УСАДКИ СПЛАВІВ У ТВЕРДОМУ СТАНІ

Усадка металів і сплавів – природне фізичне явище, при якому об'єм і лінійні розміри литої заготовки при охолодженні зменшуються.

Процеси усадки прийнято поділяти на три стадії: у рідкому стані, під час кристалізації та у твердому стані. Кожен з етапів характеризується своїми коефіцієнтами усадки.

Вказані явища призводять до появи поширених ливарних дефектів. Під час усадки у рідкому стані та під час кристалізації зменшення об'єму металу зумовлює виникнення усадкових раковин і пористості. Під час лінійної усадки внаслідок охолодження затверділого вилівка можуть відбуватися місцеві деформації (жолоблення) його елементів, поява внутрішніх напружень. Крім цього, коефіцієнт усадки у твердому стані необхідно враховувати під час проектування модельних комплектів.

Коефіцієнти усадки на усіх трьох стадіях експериментально визначено для обмеженого кола ливарних сплавів, які найбільшою мірою застосовуються у промисловості. Поява нових сплавів та литих композиційних матеріалів ставить наукову задачу теоретичного визначення цих фізичних характеристик.

Відомо, що для кожного металу або сплаву коефіцієнт об'ємної усадки дорівнює сумі коефіцієнтів, які відповідають послідовним стадіям охолодження: рідкий стан, кристалізація, твердий стан [1, 2]:

$$\varepsilon = \varepsilon_p + \varepsilon_{кр} + \varepsilon_T, \quad (1)$$

де ε_p – коефіцієнт об'ємної усадки у рідкому стані;

$\varepsilon_{кр}$ – коефіцієнт об'ємної усадки при кристалізації;

ε_m – коефіцієнт об'ємної усадки у твердому стані.

Визначення указаних характеристик для ливарних сплавів є теоретично можливим, оскільки усі значення коефіцієнтів для окремих компонентів відомі.

Визначення коефіцієнтів усадки сплавів у твердому стані ускладнено тим, що компоненти можуть мати температуру плавлення набагато нижчу за сам сплав: наприклад у мідних сплавах із вмістом олова та свинцю, сталі з алюмінієм тощо. У та-

кому разі відсутня можливість провести розрахунок за зміною питомих об'ємів компонентів в інтервалі від 20 °С до температури плавлення сплаву.

Об'єктом нашого розрахунку вибрано поширений ливарний сплав на основі міді – бронза БрОЗЦ12С5, яка містить близько 3% Sn, 12% Zn, 5% Pb, 80% Cu.

Коефіцієнт усадки у твердому стані розраховуємо за різницею густини сплаву при температурі плавлення (950 °С) і температурі навколишнього середовища (20 °С).

Густина сплаву у твердому стані при температурі плавлення становить $\rho_{СПЛ}^{950} = 8068 \text{ кг/м}^3$. Густина сплаву при температурі 20 °С розраховуємо за питомими об'ємами його компонентів. При температурі 20 °С питомі об'єми компонентів становитимуть (густина міді 8920 кг/м³; густина олова – 7300 кг/м³; густина цинку – 7100 кг/м³; густина свинцю – 11350 кг/м³) [2]:

$$V_{Cu}^{20} = \frac{1}{8920} = 0,000112 \text{ м}^3 / \text{кг}; V_{Sn}^{20} = \frac{1}{7300} = 0,000137 \text{ м}^3 / \text{кг};$$

$$V_{Zn}^{20} = \frac{1}{6600} = 0,000141 \text{ м}^3 / \text{кг}; V_{Pb}^{20} = \frac{1}{11350} = 0,000088 \text{ м}^3 / \text{кг}.$$

Питомий об'єм сплаву при температурі 20 °С (враховуючи масову частку кожного компонента) [2]:

$$V_{СПЛ}^{20} = \frac{0,000112 \cdot 80 + 0,000137 \cdot 3 + 0,000141 \cdot 12 + 0,000088 \cdot 5}{100} = 0,0001151 \text{ м}^3 / \text{кг}.$$

Густина сплаву при температурі 20 °С:

$$\rho_{СПЛ}^{20} = \frac{1}{0,0001151} = 8688 \text{ кг/м}^3.$$

Коефіцієнт об'ємної усадки сплаву у твердому стані:

$$\varepsilon_T = \frac{8688 - 8068}{8688 \cdot (950 - 20)} = 0,000077 \text{ К}^{-1} = 77 \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}.$$

Список літератури

1. Богуслаев В.А., Репях С.И., Могилатенко В.Г. и др. Литейные свойства металлов и сплавов для прецизионного литья: Учебник. – Запорожье: Изд-во АО «Мотор Сич», 2016. – 400 с.
2. Могилатенко В.Г., Пономаренко О.І., Дробязко В.М., Кочешков А.С., Ямшинський М.М. Теоретичні основи ливарного виробництва. – Харків.: НТУ «ХПІ», 2011. – 288 с.

УДК 621.742

Р.В. Лютий, М.В. Тишковець, Д.В. Люта

КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ

ЕВОЛЮЦІЯ ФОСФАТНИХ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИХ КОМПОНЕНТІВ У ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

Фосфатні зв'язувальні компоненти (ЗК) являють собою спеціально приготовлені розчини на основі ортофосфорної кислоти (H_3PO_4). Такі розчини містять іони алюмінію, хрому, а також можуть додатково вміщувати бор, магній, кальцій, цинк та деякі інші елементи [1].

Формувальні та стрижневі суміші з такими ЗК потребують спеціального режиму додаткового зміцнення, яке забезпечується використанням затверджувачів (активних оксидів) або нагріванням (у межах 200...300 °С) [2].

Схеми приготування фосфатних ЗК у літературі 1970-х рр. [3] і 2018...2020 рр. [4] майже не відрізняються і полягають у тривалому розчиненні гідроксиду алюмінію, оксидів хрому, магнію та інших металів у нагрітій до 100...150 °С ортофосфорній кислоті.

Загальними недоліками цих процесів хімічного синтезу є тривалість, багатоопераційність, використання значної кількості компонентів, у т.ч. екологічно небезпечних, обмежений термін зберігання отриманого продукту.

У хімії фосфатних цементів використовуються наступні типи реакцій:

- метал + H_3PO_4 (ортофосфорна кислота);
- оксид металу + H_3PO_4 ;
- гідроксид металу + H_3PO_4 ;
- середній фосфат + H_3PO_4 ;
- сіль слабкої кислоти (титаніт, силікат, цирконат) + H_3PO_4 [5].

На основі аналізу накопиченого досвіду та результатів власних експериментальних досліджень нами створено нові схеми синтезу фосфатних ЗК для потреб ливарного виробництва.

Як вихідні реактиви використано ортофосфорну кислоту 85 %-ї концентрації та ряд матеріалів, які широко використовують у ливарних цехах.

Експериментально і практично встановлено, що вогнетривкі наповнювачі формувальних і стрижневих сумішей можуть брати участь у процесі синтезу ЗК, який від-

бувається безпосередньо у складі суміші під час теплового зміцнення стрижня. Процес відбувається завдяки хімічній взаємодії кислоти із матеріалом наповнювача. Хімічно і термічно стабільні ЗК утворюються у комбінаціях ортофосфорної кислоти із кварцом, цирконом та дистен-силіманітом.

У наших дослідженнях уперше встановлено, що неорганічні солі сульфатної, соляної, азотної та деяких інших сильних кислот за певних умов здатні вступати у реакції з ортофосфорною кислотою та утворювати фосфатні ЗК. Це положення підтверджено термодинамічними розрахунками та аналізом хімічного і фазового складу утворених продуктів.

При реалізації вказаної схеми утворюється фосфатний або комплексний (наприклад, фосфосульфатний) зв'язувальний компонент, який може являти собою:

- суху композицію різної дисперсності (від 0,1 мм до 2,5 мм);
- розчин неорганічної солі металу в ортофосфорній кислоті.

Отримані ЗК відрізняються від раніше відомих фосфатів більш простими схемами приготування, тривалим терміном придатності, загальною екологічністю на усіх стадіях від до використання у складі стрижневої суміші. Ливарні стрижні із розробленими ЗК придатні для відтворення внутрішніх і зовнішніх контурів виливків із чавунів різного хімічного складу, вуглецевих і легованих сталей. Забезпечується низька шорсткість литих поверхонь, відсутність пригару та інших дефектів.

Список літератури

1. *Илларионов И.Е.* Разработка интенсивных технологий и оптимизация составов активированных песчано-глинистых и фосфатных смесей: Дис. д-ра техн. наук: 05.16.04. – Чебоксары, 1988. – 503 с.

2. *Дорошенко С.П., Авдокушин В.П., Русин К., Мацашек И.* Формовочные материалы и смеси. – К.: Выща школа, 1990; Прага: СНТЛ – Издательство технической литературы, 1990. – 415 с.

3. *Копейкин В.А., Клементьева В.С., Красный Б.Л.* Огнеупорные растворы на фосфатных связующих. – М.: Металлургия, 1986. – 102 с.

4. Пат. 108907069 Китай, МПК В22 С 1/18. Фосфатне в'яжуче, модифіковане сульфатом заліза, і спосіб його отримання / Чжан Юшу, Лю Донг, Хіа Лу, Рен Янжен, Цай Пенг, Чжоу Лей. – заявл. 27.07.18, опубл. 30.11.18.

5. Полифосфатные холоднотвердеющие смеси и отливки из высоко-прочного чугуна: получение железистых порошков для полифосфатных ХТС из промышленных отходов: тез. докл. науч.-практ. конф. / В.К. Ханин, В.Г. Пыльнев, А.С. Букреев, В.В. Григорьев. – Липецк, 1989. – С. 36...39.

УДК 621.746

В. А. Мамишев, О. И. Шинский, Л. А. Соколовская

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

О ПРИМЕНЕНИИ СИСТЕМНОГО АНАЛИЗА К ИЗУЧЕНИЮ МНОГОФАКТОРНЫХ ПРОЦЕССОВ ЛИТЬЯ

Современные технологии литья являются многофакторными процессами. К их числу можно отнести: гравитационное литье ГЛ (обычное и непрерывное), центробежное литье ЦЛ (горизонтальное и вертикальное), а также литье под давлением (высоким ЛПД и низким ЛНД). Но традиционные технологии литья не обеспечивают высокое качество массивных отливок и слитков без дефектов физической, химической и структурной неоднородности литого металла [1,2].

Для получения литых заготовок с заданными физико-механическими и служебными свойствами литых изделий, требуется поиск высокоэффективных прорывных технологий литья. Способствует этому проведение теоретических исследований динамических, теплофизических и физико-химических процессов течения, затвердевания и кристаллизации высокотемпературных расплавов с применением системного анализа многофакторных процессов литья. Чтобы изучить процессы формирования первичной структуры литого металла, нужно выявить характерные особенности металлургических и литейных технологий.

На практике наиболее широко применяются технологии гравитационного литья сплавов черных и цветных металлов при воздействии на расплав силы тяжести. К этим технологиям относятся: литье в неметаллические формы (песчаные или графитовые) и литье в металлические формы (кокильное литье, отливка слитков в изложницы и непрерывное литье в кристаллизаторы МНЛЗ).

Принцип гравитационного литья используется также в технологиях литья по выплавляемым моделям ЛВМ с заливкой металла в теплопроводящие тонкостенные

(оболочковые) керамические формы и в технологиях литья по газифицируемым моделям ЛГМ с заливкой металла в теплоаккумулирующие толстостенные песчаные формы [3] без применения связующего. Однако, пенополистироловые модели увеличивают газовую пористость литого металла.

В технологиях центробежного литья во вращающиеся формы на расплав действуют центробежная сила и сила Кориолиса, что многократно усиливает динамическое воздействие силы тяжести на жидкий и кристаллизующийся металл. При этом резко интенсифицируется теплофизическое воздействие внешнего теплообмена на процесс затвердевания расплава в зоне контакта отливки с формой, что ускоряет процесс кристаллизации металла или сплава.

В технологиях литья под давлением на жидкий металл действует подвижный поршень, который быстро впрыскивает расплав в пресс-форму машины ЛПД или действует сжатый воздух, который вытесняет расплав из металлопровода установки ЛНД в форму. Внешний теплоотвод от расплава к стенкам форм интенсифицируется, а процесс затвердевания литых изделий ускоряется. Но при ЛПД отливки имеют повышенную газовую пористость, что снижает качество и прочность литого металла, а при ЛНД невысокая стойкость металлопроводов уменьшает время непрерывной работы литейных установок.

Чтобы существенно улучшить качество кристаллической (дендритной или недендритной) структуры литых изделий и повысить производительность технологий литья, актуально вводить в расплав теплоаккумулирующие или поверхностно-активные дисперсные добавки в виде микрохолодильников, инокуляторов, лигатур, раскислителей и модификаторов. Это ускоряет процесс внутреннего теплообмена [1,2] при затвердевании массивных литых заготовок или позволяет получить более мелкую первичную структуру литого металла.

Итак, для поиска высокоэффективных конструктивных и технологических решений по улучшению качества литых изделий ответственного назначения разной массы и габаритных размеров и для повышения производительности традиционных и новых технологий литья полезно использовать [1-3] системный анализ многофакторных процессов формирования структуры литых заготовок при наложении внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся металл.

Список литературы

1. *Мамишев В.А.* О повышении эффективности теплообмена в системе литья заготовка – форма – окружающая среда / *Металл и литьё Украины*, 2012. – № 11. – С. 31 – 35.

2. *Соколовская Л.А.* Учёт теплового сопротивления неметаллических прослоек в контактной зоне теплообмена / *Литейное производство: технология, материалы, оборудование, экономика и экология. Матер. международ. научно-практ. конф.* – Киев: ФТИМС НАНУ, – 2011. – С. 256 – 258.

3. *Мамишев В.А., Шинский О.И., Соколовская Л.А.* Проблемные аспекты совершенствования технологии получения отливок в формах из кварцевого песка / *Металл и литьё Украины*, 2016. – № 5. – С. 28 – 34.

УДК 669.715:533.9:643

**А. В. Нарівський, М. І. Тарасевич, В. І. Дубодєлов, М. Тарасевич,
І. В. Корнієць**

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

Тел.: (044) 424-34-50, e-mail: ivk@ptima.kiev.ua

ФОРМУВАННЯ ПАРОВОЇ ФАЗИ ПРИ ПЛАЗМОВІЙ ОБРОБЦІ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

Головною перевагою технології глибинної плазмової обробки сплавів, в порівнянні з відомими, є можливість об'єднання перемішування розплаву високотемпературним газом з регульованим нагрівом (залежить від електричної потужності плазмотрону). Температура розплаву в реакційній зоні плазмового струменя, що занурений в рідкий метал, при наближенні до сопла плазмотрону збільшується до 4500 С та більше [1]. При таких високих температурах випаровуються: алюміній (>2700 К), мідь (2820 К), марганець (2370 К), магній (1360 К), цинк (1180 К). Ці компоненти в різних кількостях містяться в алюмінієвих сплавах. При обробці алюмінієвого сплаву АК7 плазмотроном (18-20 кВт) швидкість випаровування компонентів в розплаві досягає 180 г/хв.

Зі зростанням потужності плазмотрону маса компонентів, що випаровуються з розплаву збільшується. Частина пари компонентів, що сформувалася, надходить в газові бульбашки і разом з ними виноситься з реакційної зони струменями в перифе-

рійні об'єми ванни. Решта пари перебуває в розплаві та миттєво охолоджується до його середньомасової температури («конденсується»). Внаслідок дроблення газових бульбашок і об'єднання їх в збільшені пари металів вони надходять до розплаву та охолоджуються. При охолодженні парів в розплаві утворюються часточки конденсату та мікрооб'єми, які в залежності від розміру інтенсифікують процес зародкоутворення в сплавах і сприяють виникненню бульбашок водню. Утворені при охолодженні пари мікрооб'єми можуть деякий час знаходитись у розплаві в якості кластерів з великою кількістю активованих атомів. При конденсації парів компонентів виділяється теплота фазового переходу, яка збільшує час існування в розплаві активованих атомів та мікрогрупувань.

Використання глибинної обробки сплавів плазмою дозволяє перевести матричний розплав до рівноважного мікрооднорідного стану з подальшим перетворенням його компонентів та добавок у пар. У результаті цього суттєво підвищується інтенсивність процесів фізико-хімічних та міжфазних взаємодій у розплаві з конденсацією пароподібних фаз і створенням значних концентраційних та температурних градієнтів у матричному охолоджувачі (середньомасова температура розплаву ~ 1000 К). Такий спосіб обробки сплавів дозволить одержувати нові матеріали, у яких армуючі високо-температурні та нанорозмірні фази будуть споріднені з матричним металом та рівномірно розподілені в ньому.

У цій роботі визначили розподіл температур та напрямок переміщення рідкого алюмінієвого сплаву АК6 в реакційній зоні плазмового струменя. Дослідження проводили з використанням обчислювального експерименту, математичного та комп'ютерного моделювання. В основу математичної моделі покладено фундаментальні рівняння тепломасопереносу з відповідними граничними умовами. Плазмовий нагрів моделювали у вигляді концентрованого джерела, яке має постійну температуру. Джерело розташовано в реакційній зоні зануреного в метал плазмового струменя. Об'єм реакційної зони при цьому дорівнював $3141,5 \text{ см}^3$ (визначено експериментально).

При плазмовому нагріванні рідкий метал біля концентрованого джерела швидко нагрівається. Спочатку швидкості нагрівання розплаву перевищують 1000 град/хв. Після утворення в реакційній зоні парової фази (температура кипіння ~ 2500 градусів) швидкість нагрівання металу зменшується до 200 і нижче градусів за хвилину. Нагрівання металу плазмою відбувається рівномірно по всіх напрямках. В результаті цього границя нагрітого до високої температури металу має сферичну форму. Швидкість

переміщення такої границі знижується в міру збільшення об'єму парової фази в розплаві. Це обумовлено меншими значеннями коефіцієнту теплопровідності при підвищених (> 1800 K) температурах розплаву і великими витратами тепла на процес пароутворення різних фаз у реакційній зоні. Теплота плавлення алюмінію складає 393,6 Дж/г, а теплота його пароутворення у 2,7 разів більше і дорівнює 10530 Дж/г.

При плазмовій обробці протягом ~ 5 хв. режим нагрівання металу в реакційній зоні струменя переходить у квазістаціонарний стан. При нагріванні розплаву в такому стані кількість тепла, що підводиться з плазмою, дорівнює теплу, що відводиться нагрітими об'ємами сплаву в більш холодні шари рідкометалевої ванни, та витрачається на процеси пароутворення і синтезу фаз у розплаві. Зона теплового впливу на рідкий метал при квазістаціонарному режимі нагрівання стабілізується на відстані 35-40 мм від концентрованого джерела.

Список літератури

1. *Найдек В. Л., Наривский А. В.* Повышение качества отливок из алюминиевых и медных сплавов плазмореагентной обработкой их расплавов. – К.: Наук. Думка, 2008. – 185 с.

УДК 621.74.043:669.715:620.186

А. М. Недужий, А. Г. Вернидуб

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

Тел./факс: 0444246823, e-mail: onmlptima@ukr.net

ВПЛИВ ПОТОКОТЕПЛОСИЛОВОЇ ОБРОБКИ МЕТАЛУ НА ФОРМУВАННЯ ВИЛИВКІВ З НЕДЕНДРИТНОЮ ГЛОБУЛЯРНОЮ СТРУКТУРОЮ ПЕРВИННОЇ ФАЗИ ІЗ ТВЕРДО-РІДКОГО АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АК7ч

На сьогоднішній день відомо, що застосування зовнішнього силового впливу або діяння на метал чи сплав, який твердне, дозволяє одержувати виливки з підвищеними фізико-механічних властивостями. Тому дослідження, направлені на встановлення закономірностей впливу зовнішніх діянь на алюмінієві сплави, які кристалізуються, є актуальними. Метою проведення експериментів було одержати фасонні виливки з недендритною глобулярною структурою первинної фази після попереднього

«підстужування» розплав на металевому жолобі та подальшої імпульсної силової обробки сплаву в твердо-рідкому стані.

Експерименти проводили на ливарному алюмінієвому сплаві марки АК7ч. Досліджуваний сплав розплавляли в плавильній печі опору з чавунним тиглем, який покривали всередині вогнетривкою обмазкою для попередження забруднення розплаву інтерметалідами заліза. Після розплавлення металу і очищення дзеркала розплаву від шлаку, проводили термічний експрес-аналіз сплаву. Для заливки розплаву на металевий жолоб використовували заливальний ківш, який попередньо покривали всередині і зовні спеціальною протипригарною фарбою. Вказаний жолоб для «підстужування» розплаву також покривали аналогічною протипригарною фарбою. В заливальному ковші встановлювали і закріплювали хромель-алюмелеву термопару з діаметром дроту 0,3 мм для контролю температури заливки розплаву на жолоб. Заливальним ковшем із тигля печі відбирали задану порцію розплаву та при досягненні необхідної температури заливки, розплав заливали на жолоб. Заливку розплаву на жолоб проводили в низькоперегрітому стані. Після «підстужування» розплаву на жолобі, сплав надходив в проміжну тонкостінну сталеву форму для часткового тверднення металу. В проміжній формі попередньо встановлювали аналогічні термопари для контролю температури сплаву з метою регулювання кількості твердої фази. При досягненні в проміжній формі потрібної температури частково закристалізованого сплаву, і відповідно, необхідної кількості твердої фази, твердо-рідкий сплав за допомогою спеціального технічного пристосування переміщали в камеру пресування попередньо нагрітої прес-форми установки лиття під тиском. Після надходження порції сплаву з потрібною кількістю твердої фази із проміжної форми в камеру пресування установки лиття під тиском, на вказаній установці здійснювали силовий вплив на досліджуваний сплав в твердо-рідкому стані. В результаті одержували фасонний вилівок з середньою вагою 145 г, який представляв собою зразок для механічних випробувань з надливом у вигляді прес-залишка та нижнього диску з системою промивників. Після проведення механічних випробувань литих зразків, із їх робочої частини вирізали темплети та виготовляли шліфи для металографічних досліджень. Металографічні дослідження зразків сплаву виконували на оптичному мікроскопі МІМ-8М. До вказаного мікроскопу під'єднували цифрову камеру DCM130, яка за допомогою програмного забезпечення ScopePhoto дозволяла виводити зображення мікроструктури сплаву на дисплей персонального комп'ютера. Мікроструктуру сплаву досліджували в центра-

льній частині зразків, на відстані 0,5 радіусу від центру та в приповерхневій зоні зразків.

Після аналізу одержаних результатів було встановлено, що попереднє «підстужування» розплаву на металевому жолобі при заливці проміжної сталеві форми та подальший імпульсний силовий вплив на твердо-рідкий метал дозволяє одержувати фасонні виливки з недендритною глобулярною структурою первинної фази з середнім розміром глобуля 38 – 55 мкм із алюмінієвого сплаву АК7ч. При цьому потрібно зазначити, що в структурі сплаву спостерігали також розеткоподібні кристали первинної алюмінієвої фази розміром близько 150 – 200 мкм, а їхня кількість в зразках металу змінювалася в залежності від умов проведення експериментів. Евтектична складова досліджуваного сплаву представлена тонкодиференційованими евтектичними колоніями.

УДК 621.74:669.715:620.186

А. М. Недужий, А. Г. Пригунова, Л. К. Шеневідько

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

Тел./факс: 0444246823, e-mail: onmlptima@ukr.net

ДІАГРАМА РОЗПОДІЛУ СТРУКТУРИ ПЕРВИННОЇ ФАЗИ В СИСТЕМІ КООРДИНАТ ТЕМПЕРАТУРА ЗАЛИВКИ – ПОЧАТКОВА ТЕМПЕРАТУРА ФОРМИ ПІСЛЯ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ДООЕВТЕКТИЧНИХ СИЛУМІНІВ

При аналізі мікроструктури первинної алюмінієвої фази виливків із доевтектичних силумінів можна спостерігати структуру твердого розчину алюмінію, яку складно чи не можливо віднести тільки до одного типу структури, наприклад, дендритної або розеткоподібної. Часто морфологія первинної фази у виливках із алюмінієвих сплавів має риси одночасно двох типів структур або вона є наче «перехідною» із одного типу структури в інший. Останнім часом в наукових публікаціях з ливарного виробництва, присвячених одержанню виливків з недендритною структурою із алюмінієвих сплавів, можна зустріти словосполучення «вироджений дендрит». Ймовірно, що «вироджений дендрит» є проміжною формою кристалу від «традиційного» дендриту, для якого характерним є перпендикулярність бічних гілок, до «розетки». Сьогодні це питання залишається не до кінця зрозумілим. Враховуючи вищевказане, метою досліджень бу-

ло встановити можливість «переходу» дендритної структури первинної фази в недендритну, і зокрема, в розеткоподібну структуру.

Для проведення експериментів вибрали промисловий алюмінієвий сплав марки АК7ч. В якості ливарної форми для заливки розплаву використовували витрушувальний циліндричний сталевий кокіль з середнім внутрішнім діаметром 45 мм. Вибраний алюмінієвий сплав заливали в ливарну форму при наступних значеннях температури заливки ($T_{\text{зал}}$): 620, 630, 640, 650, 660, 680, 700, 750 та 800 °С. Початкову температуру форми ($T_{\text{ф}}$) змінювали від кімнатної (20 °С) до 620 °С. Досліджуваний сплав розплавляли в печі опору з чавунним тиглем. Заливальним ковшем відбирали задану порцію розплаву для заливки в кокіль. Для контролю температури заливки розплаву, в заливальному ковші встановлювали термопару типу К з діаметром дроту 0,3 мм. Після досягнення потрібної $T_{\text{зал}}$ сплаву в ковші, розплав заливали в кокіль. При досягненні температури металу в кокілі 585 – 580 °С сплав разом з формою гартували у воді. Одержані результати мікроструктури досліджуваного сплаву наносили на прямокутну декартову систему координат Температура заливки – Початкова температура форми.

Після аналізу результатів мікроструктури сплаву АК7ч встановили, що за різних теплових умов ($T_{\text{зал}}$, $T_{\text{ф}}$) заливки розплаву в ливарну форму, в одержаних виливках формується: дендритна (Д), дендритно-розеткоподібна (Д-р), розеткоподібно-дендритна (Р-д), розеткоподібна (Р) та глобулярна (Г) структура первинної фази. Нанесенням результатів структури твердого розчину алюмінію на координатну площину $T_{\text{зал}}T_{\text{ф}}$ отримали діаграму розподілу структури первинної фази в системі координат Температура заливки – Початкова температура форми після кристалізації досліджуваного сплаву (рис. 1).

Із аналізу діаграми видно, що дендритна структура первинної алюмінієвої фази (Д) утворюється у виливках в інтервалі температур заливки 679 – 800 °С при заливці розплаву в кокіль кімнатної температури (див. рис. 1). З подальшим зниженням температури заливки розплаву дендритна структура твердого розчину алюмінію змінюється на дендритно-розеткоподібну (Д-р), розеткоподібно-дендритну (Р-д), розеткоподібну (Р) та близьку до глобулярної (Г) структуру первинної фази (рис. 1).

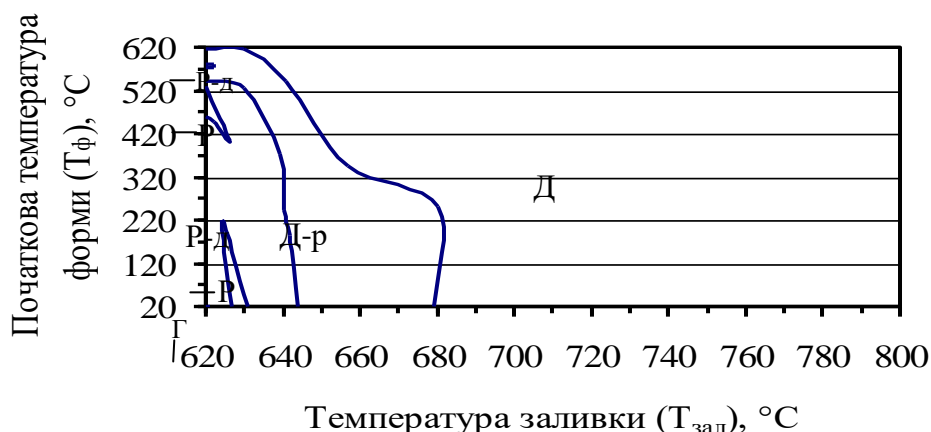


Рис. 1 – Діаграма розподілу структури первинної фази в системі координат Температура заливки – Початкова температура форми після кристалізації доевтектичного силуміну АК7ч.

Аналіз діаграми розподілу структури первинної фази дозволив встановити, що дендритна структура сплаву АК7ч може «переходити» в недендритну, розеткоподібну структуру поступово, спочатку змінюючись на дендритно-розеткоподібну та розеткоподібно-дендритну.

УДК 621.74:669.715

А. М. Недужий, А. Г. Пригунова, А. Г. Вернидуб

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

Тел./факс: 0444246823, e-mail: onmlptima@ukr.net

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ МЕХАНІЧНОГО ПЕРЕМІШУВАННЯ ТА ПОДАЛЬШОЇ СИЛОВОЇ ОБРОБКИ НА ФОРМУВАННЯ НЕДЕНДРИТНОЇ ГЛОБУЛЯРНОЇ СТРУКТУРИ ПЕРВИННОЇ ФАЗИ У ВИЛИВКАХ ІЗ ЧАСТКОВО ЗАКРИСТАЛІЗОВАНОГО АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АК7ч

Перемішування металів та сплавів широко використовується в ливарному виробництві для одержання якісної металопродукції з підвищеними фізико-механічними та експлуатаційними властивостями. Відомо, що перемішування сплавів, зокрема алюмінієвих, дозволяє одержувати виливки з однорідною, рівномірною структурою фазових складових та сприяє зменшенню розміру їх кристалів. Це в свою чергу приводить до підвищення фізико-механічних властивостей металу у виливках. Сьогодні

створено багато способів перемішування сплавів, які відрізняються принципом дії та мають свої особливості. Серед великої кількості різних способів перемішування, механічне перемішування, виділяється простотою реалізації, економічністю та не потребує значних промислових площ в ливарних цехах, в порівнянні з багатьма іншими способами перемішування сплавів.

В роботі досліджували вплив попереднього механічного перемішування розплаву з подальшою імпульсною силовою обробкою твердо-рідкого металу на формування фасонних виливків з недендритною глобулярною структурою первинної фази. В якості мішалки для механічного перемішування розплаву використовували циліндричний стержень із алюмінієвого сплаву. Механічне перемішування здійснювали в заливальному ковші, попередньо покритому всередині і зовні спеціальною протипригарною фарбою. У вказаному ковші встановлювали і закріплювали хромель-алюмелеву термопару з діаметром дроту 0,3 мм для контролю температури металу під час перемішування. Алюмінієвий сплав марки АК7ч розплавляли в чавунному тиглі плавильної печі опору, покритому всередині вогнетривкою обмазкою для попередження насичення розплаву домішками заліза. Після розплавлення досліджуваного алюмінієвого сплаву в плавильній печі опору та при досягненні потрібної температури розплаву в тиглі, заливальним ковшем відбирали задану порцію розплаву, вмикали перемішувачий пристрій і занурювали мішалку в ківш з розплавом. Швидкість перемішування розплаву в ковші змінювали від 120 об./хв. до 400 об./хв. Після досягнення необхідної температури алюмінієвого розплаву в ковші, систему перемішування вимикали, а оброблений сплав із ковша заливали в проміжну тонкостінну сталеву форму або в прес-форму установки лиття під тиском з вертикальною камерою пресування. В центрі проміжної форми та біля її стінки попередньо встановлювали аналогічні термопари. У випадку заливки перемішаного розплаву із ковша в проміжну сталеву форму, після досягнення в ній потрібної температури металу та відповідно необхідної кількості твердої фази, твердо-рідкий сплав за допомогою спеціального технічного пристосування переміщали із проміжної форми в прес-форму установки лиття під тиском. Після подачі порції сплаву, обробленої механічним перемішуванням, в камеру пресування установки лиття під тиском, здійснювали імпульсний силовий вплив на твердо-рідкий метал. В результаті одержували фасонний виливок, який представляв собою зразок для механічних випробувань з надливною частиною у вигляді прес-залишка та нижнього диску з двома промивниками. Після проведення механічних випробувань литих зразків, із їх робочої частини вирізали

темплети та виготовляли шліфи для виконання металографічних досліджень. Металографічні дослідження зразків сплаву виконували на оптичних мікроскопах МІМ-7 та МІМ-8М.

Аналізом одержаних результатів встановлено, що використання циліндричного стержня із алюмінієвого сплаву в якості мішалки для механічного перемішування та подальша силова обробка твердо-рідкого металу є ефективним технологічним рішенням для одержання виливків з недендритною глобулярною структурою первинної фази із алюмінієвого сплаву АК7ч. Ймовірно, що при механічному перемішуванні вказаного досліджуваного сплаву, циліндричний стержень із алюмінієвого сплаву, який обертається в розплаві, створює велику кількість центрів кристалізації та рівномірно розподіляє їх в об'ємі металу. Все це сприяло одержанню фасонних виливків з недендритною глобулярною структурою первинної фази із частково закристалізованого алюмінієвого сплаву АК7ч.

УДК 669.15-194.3:621.671

**В. Г. Новицкий, С. Я. Шипицын, В. Л. Лахненко,
В. А. Локтионов-Ремизовский, Н. Н. Грибов.**

*Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины,
г. Киев*

Тел. +380 44 4241322, e-mail: v_novytskyy@ukr.net

ХРОМИСТЫЕ СТАЛИ ДЛЯ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧ “GREEN TRIBOLOGY”

На мировых трибологических конгрессах в Японии 2009 г., Италии 2013 г., Китае 2017 г. отмечено, что повышение долговечности машин и механизмов за счет новых материалов дает большой положительный эффект в области экологии окружающей среды, уменьшении энергозатрат и повышении безопасности здоровья людей. Особое внимание уделяется новому направлению в трибологии – "Green Tribology" [1, 2], где отмечается, что 23 % вырабатываемой в мире энергии расходуется на трибологических контактах. На трение расходуется 20 % энергии, а 3 % энергии расходуется на замену изношенных деталей. За счет результатов исследований в области трибологии можно экономить до 1,4 % валового внутреннего продукта страны (GDP).

Одним из основных элементов тепломеханического оборудования тепловых и атомных электростанций являются насосные агрегаты, ремонт которых связан с огромными материальными и трудовыми затратами. Надежность, долговечность и экономичность этих агрегатов в большой мере определяется работоспособностью узлов уплотнений, работающих в сложных условиях трения скольжения и коррозионно-эрозионного разрушения.

Использование для узлов уплотнений стали 20X13 не позволяет минимизировать технологические зазоры, отвечающие мировым стандартам, из-за склонности стали к схватыванию и сильному износу, что не позволяет уменьшить величину зазоров в уплотнениях рабочих колес и системах гидроразгрузки, а также увеличить КПД насосов и уменьшить расход электроэнергии, потребляемой центробежными насосами. Применение литых сталей 120X15Г и 120X15Д [3] для деталей уплотнений позволит уменьшить их трение и износ, что отвечает задачам "Green Tribology".

Исследовались трибологические характеристики стали 120X15Г и стандартной стали 20X13 в условиях граничного трения (в зону контакта подавали воду) и процесс формирования вторичной структуры при трении скольжении. Схема испытаний - вал (контртело – сталь 20X13) – вкладыш (исследуемые стали). Скорость скольжения 1 м/с и удельная нагрузка 5 МПа. Микроструктура стали 20X13 после отпуска представляет собой феррито-карбидную смесь, состоящую из высокохромистого феррита и карбида типа $Cr_{23}C_6$, а стали 120X15Г – феррито-карбидную смесь из высокохромистого феррита и карбида типа Me_7C_3 с эвтектикой ($\alpha + Me_7C_3$) по границам зёрен.

Трибологические испытания сталей показали, что износ стали 120X15Г в 4,4 раза меньше, чем стали 20X13. Уменьшение износа стали 120X15Г обусловлено появлением эвтектики в исходной структуре стали 120X15Г, а также предварительным накоплением дефектов кристаллической структуры в стали 20X13 в процессе её получения. В поверхностном слое стали 20X13 после трения не наблюдается $\alpha \leftrightarrow \gamma$ превращения, и диссипация энергии трения осуществляется за счёт тепловых полей и изменения характеристик структуры α -фазы, которые выражаются в увеличении микроискажений III рода ($\sqrt{u^2}$) $_{\alpha}$ в 1,5 раза и плотности дислокаций (ρ) $_{\alpha}$ в 2,2 раза.

Для стали 120X15Г наблюдается уменьшение количества α -фазы в 2 раза и появление γ -фазы. Дополнительным фактором для диссипации энергии трения является протекание $\alpha \leftrightarrow \gamma$ превращений в слоях трения и в них устанавливается динамическое равновесие между α - и γ -фазами, а также равенство плотностей дислока-

ций в α - и γ -фазах. Полученные результаты будут использованы при разработке сталей для деталей проточной части центробежных насосов (Рис. 1).



Рис. 1 – Детали узла разгрузки ротора от осевого усилия

Список литературы

1. *Nosonovsky M., Bhushan B.* Green tribology: principles, research areas and challenges // *Philosophical transactions of the royal society, A.* – 2010. - 368. – P. 4677-4694.
2. *Holmberg K., Erdemir A.* Influence of tribology on global energy consumption, costs and emissions // *Friction.* – 2017. – 5, no 3. – P. 263-284.
3. *Novytskyy V. G., Havryliuk V. P., Tikhonovich V. I.* Effect of copper on wear rate of stainless Fe-Cr-C-Cu steel for power industry under sliding friction // *Proceedings of 4th European Stainless Steel Science and Market Congress, June 10-13, 2002, Paris, France.* – P. 380-385.

УДК 621.771.062:669.715

**О. В. Ноговіцин, А. С. Нурадинов, О. Л. Гончаров, І. Р. Баранов,
Д. О. Петренко, І. А. Нурадинов**

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

Тел.: +38 044 424-04-52, e-mail: alexey.nogovitsyn@gmail.com

ВПЛИВ ГАРЯЧОЇ ДЕФОРМАЦІЇ ТА ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАС- ТИВОСТІ ЛИТОЇ СТРІЧКИ ЗІ СПЛАВУ Д16

Сплав Д16 (EN 2024) відносяться до сплавів серії 2xxx, що містить в якості основних легуючих елементів мідь і магній. Додатково легований марганцем. Листи з

цих сплавів знайшли широке застосування в промисловості в виробках, що працюють при кімнатних і підвищених температурах. Лист зі сплаву Д16, отриманий прокаткою зі зливка, зміцнюється термічною обробкою, загартуванням і старінням, набуваючи при цьому високих механічних властивостей і зберігаючи задовільну технологічну пластичність. В роботі запропоновано принципово новий підхід до виробництва алюмінієвого прокату шляхом валкового прокатування з рідкого стану. Проте технологію отримання штаб із зазначених матеріалів способом валкового розливання-прокатування досі не розроблено, що пов'язано з великим, більше 100 °С, інтервалом кристалізації алюмінієвих сплавів цих систем (135 °С).

В дослідженнях застосовувалась валкова машина, прототип якої розроблено в Науково-дослідному інституті спеціальних видів лиття (м. Одеса). Алюмінієвий сплав Д16 розливали в валках за температури 645 °С зі швидкістю 0,32 м/с з отриманням полоси товщиною 3,5 мм. Механічні властивості досліджували при комплексному впливі «валкова розливка + гаряча прокатка + термічна обробка». Обрано різні поєднання вказаних факторів, а саме:

0 – «валкова розливка + гаряча прокатка» (температура прокатки $T=400$ °С, накопичена деформація $\varepsilon=0, 50, 63, 75, 87$ %);

1 – «валкова розливка + термічна обробка» (відпал при $T=415$ °С, $t=2$ год + охолодження з піччю до 150 °С + охолодження на повітрі);

2 – нагрівання (при $T=495$ °С, $t=30$ хв + гартування у воді + витримка за кімнатної температури більше 3-х діб);

3 – нагрівання (при $T=495$ °С, $t=30$ хв + гартування у воді + витримка протягом доби в печі при $T=120$ °С + охолодження на повітрі).

Результати механічних випробувань наведено на Рис. 1. З графіків видно, що гаряча деформація стрічки зі сплаву Д16 з подальшою її термічною обробкою істотно впливає на механічні властивості листів, особливо на пластичність. Максимального відносного видовження ($\delta=20...22\%$) цей сплав набуває при 6...8-кратному обтисненні з наступним загартуванням і природному старінні на спокійному повітрі за кімнатної температури. Максимальна межа міцності ($\sigma_s=442...462$ МПа) сплаву Д16 після гартування є майже однаковою як при природному, так і при штучному старінні. Отримані властивості перевищують наведені в аналітичному огляді і є значно вищими від вимог стандартів.

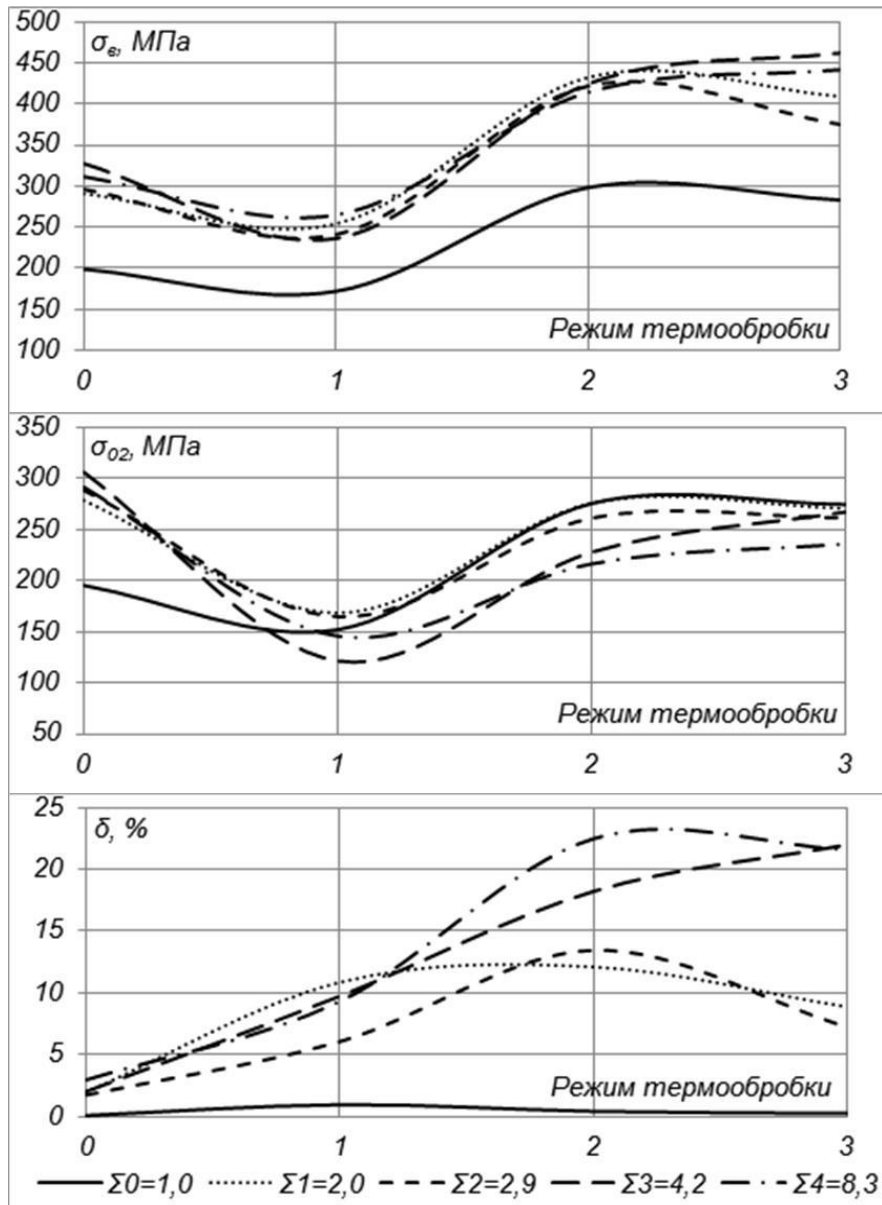


Рис. 1 – Вплив режимів термічної обробки на механічні властивості стрічки зі сплаву Д16 при різних ступенях обтиснення Σ . Режимы термічної обробки: 0 – після гарячої прокатки; 1 – відпал; 2 – гартування з природним старінням; 3 – гартування зі штучним старінням.

УДК 621.771.062:669.715

**О. В. Ноговіцин, А. С. Нурадинов, О. Л. Гончаров, І. Р. Баранов,
Д. О. Петренко, І. А. Нурадинов**

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

Тел.: +38 044 424-04-52, e-mail: alexey.nogovitsyn@gmail.com

ВПЛИВ ГАРЯЧОЇ ДЕФОРМАЦІЇ ТА ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАС- ТИВОСТІ ЛИТОЇ СТРІЧКИ ЗІ СПЛАВУ В95

Серед високоміцних сплавів найбільше застосування в промисловості отримав сплав В95 (EN 7075). Відноситься до сплавів серії 7xxx, що містять в якості основних легуючих елементів цинк, магній, мідь. Додатково легований хромом. Зі сплаву В95 виготовляють різні напівфабрикати, в тому числі й листи. Лист зі сплаву В95, отриманий прокаткою зі зливка, поставляють у відпаленому, загартованому і штучно зістареному станах. У природно зістареному стані (зістареному за кімнатної температури) листи мають низьку межу плинності, тому в конструкціях їх застосовують тільки в штучно зістареному стані. В даній роботі запропоновано принципово новий підхід до виробництва алюмінієвого прокату шляхом валкового прокатування з рідкого стану. Проте технологію отримання штаб із зазначених матеріалів способом валкового розливання-прокатування досі не розроблено, що пов'язано з великим інтервалом кристалізації алюмінієвих сплавів цих систем (160 °С).

В дослідженнях застосовувалась валкова машина, прототип якої розроблено в Науково-дослідному інституті спеціальних видів лиття (м. Одеса). Алюмінієвий сплав Д16 розливали в валках за температури 620 °С зі швидкістю 0,62 м/с з отриманням полоси товщиною 2 мм. Механічні властивості досліджували при комплексному впливі «валкова розливка + гаряча прокатка + термічна обробка». Обрано різні поєднання вказаних факторів, а саме:

0 – «валкова розливка + гаряча прокатка» (температура прокатки $T=370$ °С, накопичена деформація $\epsilon=0, 64, 72, 76, 88$ %);

1 – «валкова розливка + гаряча прокатка + термічна обробка» (відпал): $T=400$ °С, $t=2$ години + охолодження з піччю до 150 °С + охолодження на повітрі;

2 – «валкова розливка + гаряча прокатка + термічна обробка (гартування з природним старінням)»: нагрівання при $T=470$ °С, $t=30$ хв + гартування у воді + витримка за кімнатної температури більше 3-х діб;

З – «валкова розливка + гаряча прокатка + термічна обробка (гартування зі штучним старінням)»: нагрівання при $T=470\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t=30\text{ хв}$ + гартування у воді + витримка протягом доби у печі при $T=120^{\circ}\text{C}$ + охолодження на повітрі.

Результати механічних випробувань наведено на Рис. 1. З графіків видно, що гаряча деформація стрічки зі сплаву В95 з подальшою її термічною обробкою істотно впливає на механічні властивості листів, особливо на пластичність. Максимального відносного видовження ($\delta=20\dots22\%$) цей сплав набуває при 6...8-кратному обтисненні з наступним загартуванням і природному старінні на спокійному повітрі за кімнатної температури. Сплав В95 максимально зміцнюється ($\sigma_{\epsilon}=568\text{ МПа}$) після гартування зі штучним старінням зразків, які отримали 4-кратне обтиснення. Отримані властивості є значно вищими від вимог стандартів.

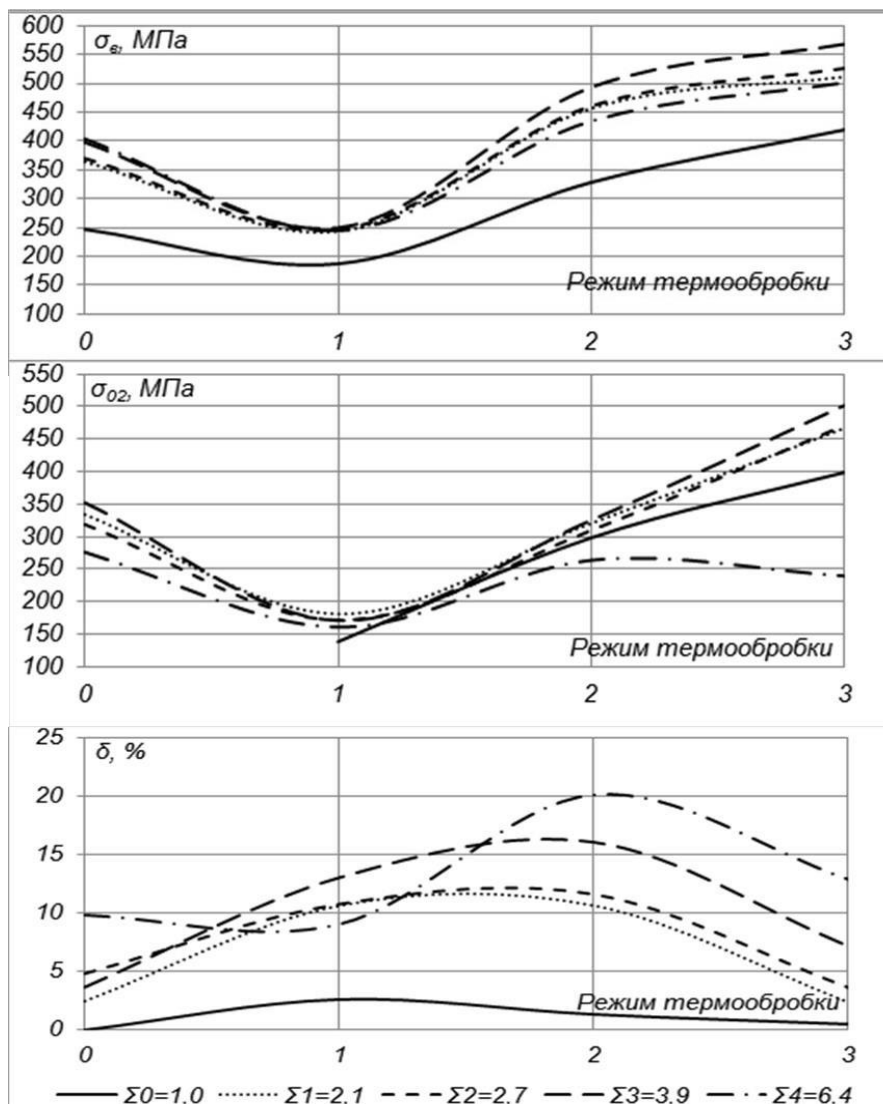


Рис. 1 – Вплив режимів термічної обробки на механічні властивості стрічки зі сплаву В95 при різних ступенях обтиснення Σ . Режими термічної обробки: 0 – після

гарячої прокатки; 1 – відпал; 2 – гартування з природним старінням; 3 – гартування зі штучним старінням.

УДК 621.771.062:669.715

**О. В. Ноговіцин, А. С. Нурадинов, О. Л. Гончаров, І. Р. Баранов,
Д. О. Петренко, І. А. Нурадинов**

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

Тел.: +38 044 424-04-52, e-mail: alexey.nogovitsyn@gmail.com

ВПЛИВ ГАРЯЧОЇ ДЕФОРМАЦІЇ ТА ЗМІЦНЮЮЧОЇ ОБРОБКИ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЛИТОЇ СТРІЧКИ ЗІ СПЛАВУ АМГ5

Сплав АМг5 (EN 5086) відноситься до сплавів серії 5xxx, що містить в якості основного легуючого елемента магній. Сплави на основі системи *Al-Mg* відносяться до термічно незміцнюючих і листи з них випускають у відпаленому і нагартуваному стані. Підвищення міцності листів зі сплаву АМг5, отриманих прокаткою зі зливка, досягається нагартуванням на 20-40 %, при цьому зберігається задовільна технологічна пластичність. В роботі запропоновано принципово новий підхід до виробництва алюмінієвого прокату шляхом валкового прокатування з рідкого стану.

В дослідженнях застосовувалась валкова машина, прототип якої розроблено в Науково-дослідному інституті спеціальних видів лиття (м. Одеса). Алюмінієвий сплав АМг5 розливали в валках за температури 660 °С зі швидкістю 0,62 м/с з отриманням полоси товщиною 1,5 мм. Механічні властивості досліджували при комплексному впливі «валкова розливка + гаряча прокатка + відпал + нагартування». Обрано різні поєднання вказаних факторів, а саме:

0 – «валкова розливка + гаряча прокатка» (температура прокатки $T=450$ °С, накопичена деформація $\epsilon= 0, 28, 44, 60, 78\%$);

1 – «валкова розливка + гаряча прокатка + відпал»: температура відпалу $T=325$ °С, $t=2$ години + охолодження з піччю до 150 °С + охолодження на повітрі;

2 – «валкова розливка + гаряча прокатка + відпал + нагартування»: холодна прокатка з обтисненням 30% + стабілізуючий відпуск при 120 °С протягом 2 годин;

3 – «валкова розливка + гаряча прокатка + відпал + нагартування» (напівнагартований): холодна прокатка з обтисненням 30 % + відпал при 250 °С протягом 4 годин.

Результати механічних випробувань наведено на Рис. 1. З графіків видно, що для сплаву АМг5 найкраще поєднання міцності ($\sigma_{\epsilon}=348$ МПа) і пластичності ($\delta=13\%$) забезпечує режим 2 (нагартований) при попередній гарячій прокатці з обтисненням, що перевищує 4-кратне. Отримані властивості перевищують наведені в аналітичному огляді і є значно вищими від вимог стандартів.

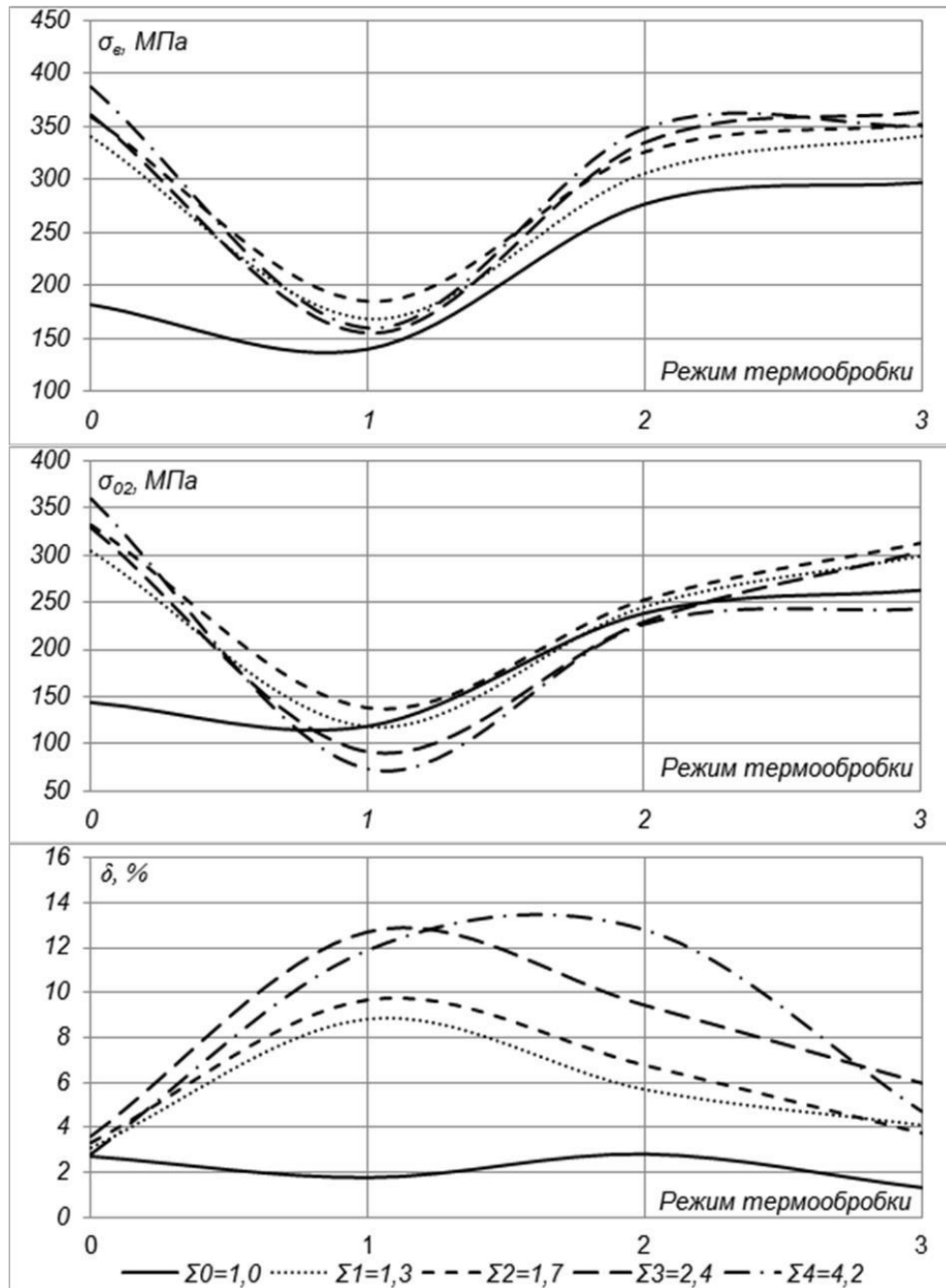


Рис. 1 – Вплив режимів термічної обробки на механічні властивості стрічки зі сплаву АМг5 при різних ступенях обтиснення Σ . Режими термічної обробки: 0 – після гарячої прокатки; 1 – відпал; 2 – нагартований; 3 – напівнагартований.

УДК 539.216:194:541.182

А. С. Нурадинов¹, С. С.-С. Ахтаев², Н. С. Уздиева², В. Ю.сШейгам¹

¹Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, г. Киев
тел.: +38 068 706 43 33, e-mail: nla_73@ukr.net

²Грозненский государственный нефтяной технический университет им. акад.
М.Д. Миллионщикова, г. Грозный

ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ОДНОРОДНОСТЬ И ДИСПЕРСНОСТЬ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА

Из практики известно, что промышленные сплавы кристаллизуются с образованием двухфазной зоны, и происходящие в ней процессы разделительной диффузии приводят к значительному развитию ликвации примесей по сечению литой заготовки и анизотропии физико-механических и эксплуатационных свойств металла. Принято считать, что одним из мощных средств подавления разделительной диффузии является значительное ускорение процессов теплоотвода и затвердевания путем использования различных приемов внешних воздействий [1, 2]. Макроструктуры опытных слитков из алюминия А-5 подтверждают такую возможность (рис. 1).

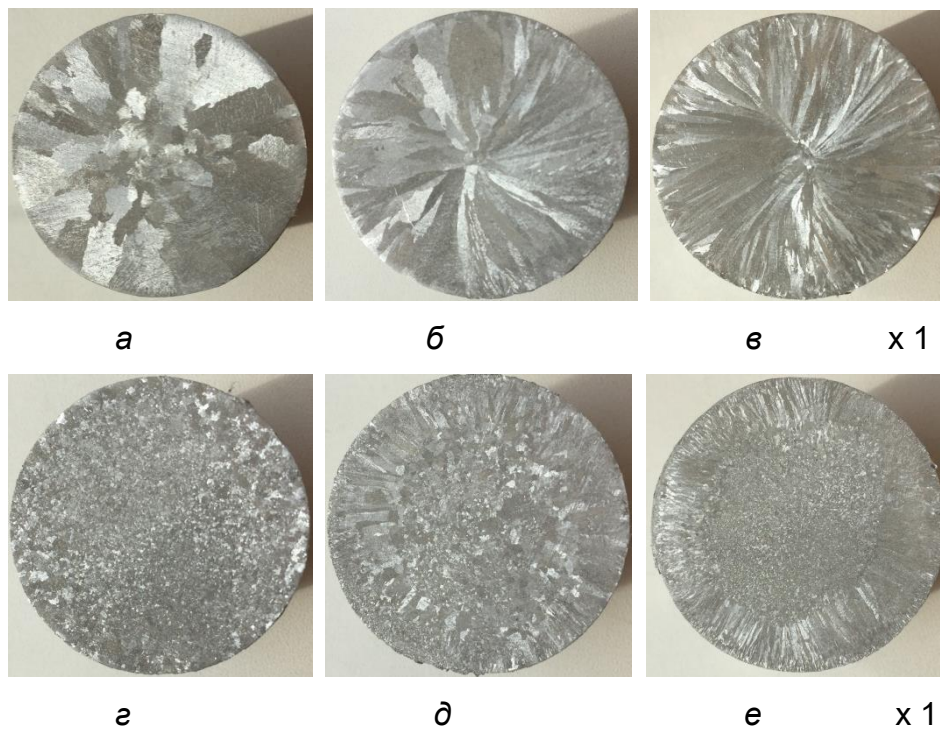


Рис. 1. Макроструктуры опытных слитков из алюминия марки А5:

а, г – металлическая форма с $\delta = 1$ мм; б, д – $\delta = 10$ мм; в, е – $\delta = 20$ мм;
а, б, в – без вибрации; г, д, е – под воздействием вибрации

При кристаллизации в металлических формах (коэффициент теплопроводности в рассматриваемом интервале температур $\lambda = 36 \text{ Вт/м}\cdot\text{°C}$) структура полученных слитков состоит из зон столбчатых и равноосных кристаллов, размер и форма которых определяются интенсивностью теплоотвода (ср. рис. 1, а, б и в). При затвердевании слитка в металлической форме с толщиной стенки $\delta = 1 \text{ мм}$ примерно 70 % площади макрошлифа занимает зона крупных столбчатых кристаллов, а остальные 30 % площади – зона грубых равноосных кристаллов (рис. 1, а). Если использовать формы с $\delta = 10 \text{ мм}$ и $\delta = 20 \text{ мм}$, то все 100 % площади макрошлифа слитков занимает зона столбчатых кристаллов, при этом дисперсность кристаллов тем выше, чем выше интенсивность теплоотвода (ср. рис. 1, б и в). При вибрационном воздействии на затвердевающий расплав слитки имеют иную структуру. При низкой интенсивности теплоотвода равномерная зернистая структура высокой дисперсности занимает все 100 % площади макрошлифов слитков (рис. 1, г). При повышении интенсивности теплоотвода в сечении слитков сохраняется небольшая зона дисперсных столбчатых кристаллов по периметру и зона мелких равноосных кристаллов на остальной поверхности шлифов (рис. 1, д и е).

Таким образом, полученные результаты подтверждают возможность управления дисперсностью и однородностью кристаллической структуры литого металла путем внешних воздействий на затвердевающий расплав.

Список литературы

1. Ефимов В.А., Эльдарханов А.С. Технологии современной металлургии. – М.: Новые технологии, 2004, 784 с.
2. Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С., Ахтаев С.С-С., Саипова Л.Х-А. Влияние внешних термо-силовых воздействий на формирование структуры литых заготовок // Сталь. – 2019. – №6. – С. 9-13.

УДК 621.365.5

К.В. Островерхова, К.В. Волощук, К.О. Костик

Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут», Харків

ВИЗНАЧЕННЯ ЕЛЕКТРОМАГНІТНИХ ПАРАМЕТРІВ ІТП З КУСКОВИМ ЗАВАНТАЖЕННЯМ ШИХТИ ДЛЯ ВИПЛАВКИ ЗАЛІЗО-ВУГЛЕЦЕВОГО СПЛАВУ

В даний час одним з найбільш перспективних методів плавки металів є плавка в індукційних тигельних печах (ІТП). У ньому поєднується контрольований термічний вплив на розплавлений метал з електромеханічним впливом, що викликає інтенсивне перемішування металу в тиглі.

Метою даної роботи є дослідження електромагнітних параметрів індукційної плавильної установки для виплавки залізо-вуглецевого сплаву.

В роботі приведена характеристика типів і особливості індукційних пристроїв з провідним завантаженням; проведений аналіз електромагнітного впливу на розплавлення металу і розрахунки параметрів ІТП; визначені основні параметри системи індуктор-завантаження та основні електромагнітні параметри печі, такі як потужність, необхідна мінімальна робоча частота джерела живлення, опір завантаження індуктора, коефіцієнт корисної дії, число витків індуктора та ін. Також отримані залежності настилу струму, повної потужності системи «індуктор-метал» і сили струму в індукторі від частоти струму; розглянуті принципи дії, циркуляція залізо-вуглецевого сплаву в ІТП та вплив меніска на процес плавки.

Представлена математична модель параметрів печі з кусковим завантаженням шихти при початковій температурі враховує електромагнітний вплив, що викликає наведення вихрових струмів в металі, які розігрівають і розплавляють метал; частоту струму мережі живлення, фізичні властивості розплавленого металу, неоднорідність властивостей металу, кусковий характер завантаження печі в початковий період плавки вуглецевої сталі.

В роботі встановлена залежність розмірів кускової шихти і число витків індуктора від частоти струму; отримана залежність робочої частоти генератора для індукційної ливарної установки від розмірів кускової шихти сталі 35Л, що є найважливішим фактором, який визначає якісні показники індукційної тигельної печі та забезпечує ефективний нагрів шихти і плавки за короткий проміжок часу.

УДК 669.187.56

Є. М. Парахнєвич, Є. І. Івахненко

Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя

ЕЛЕКТРОШЛАКОВИЙ МЕТОД ВІДНОВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ ЕЛЕКТРОВОЗІВ

Проблема вторинного використання деталей, що вийшли із ладу, стоїть досить гостро для машинобудівної галузі України. Однією з ефективних технологій відновлення зношених деталей є технологія, яка базується на електрошлаковому наплавленні (ЕШН). Використання цього методу особливо перспективне для відновлення деталей рухомого складу залізничного транспорту.

Проблемним є придбання запасних частин до електровозів ЧС - 4, ЧС - 8 і ін. випуску 1980-1990 років, тому що вони випускалися в Чехії і на сьогодні неможливо замовити нові деталі. Тому задача відновлення зношених деталей електровозів є досить актуальною і своєчасною й має державне значення.

Під час експлуатації електровозів із ладу виходить лише частина деталі, маса якої складає (10...12) % від загальної маси деталі. Для деталі «серга» у процесі експлуатації характерна робота на злам. В ній зносу піддається шийка. Через «сергу» вага електровозу передається на колісну пару, тому вона є основною деталлю ресорної підвіски електровоза.

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. Процес електрошлакового відновлення включає підготовку: з деталі підвіски електровозу «серга» зрізується зношена частина [1]. 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 підбирається в залежності від розміру частини деталі, яку відновлювали. Місце контакту витратного електрода з витратним опором засипали порошкоподібним флюсом АНФ–6-1.

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.

Як показали результати випробувань, метод електрошлакового відновлення де-

талей електровозів дозволяє знизити приблизно у десять разів вартість деталі, значно скорочує час ремонту електровозів, ресурс відновлених деталей збільшився у 1,5-2 рази.

Список літератури

1. Парахневич Є.М. Відновлення деталей електрошлаковим методом / Є.М. Парахневич, Б.С. Сперанський, Ю.П. Петруша // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2000. - №2. - С. 49 – 51.

УДК 669.35:621.9.048

Р. В. Петровський, А. М. Верховлюк, І. Ф. Червоний, Л. Д. Таранухіна

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

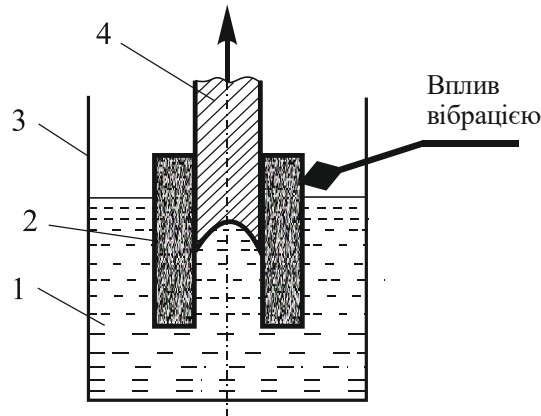
тел. 044 4243402, e-mail:vam@ptima.kiev.ua

ВПЛИВ УЛЬТРАЗВУКОВОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЛИ- ТИХ ЗАГОТОВОК НА ОСНОВІ МІДІ

Часто для покращення властивостей чорних та кольорових металів використовується ультразвукова обробка [1-3]. Ультразвукові коливання, які прикладено до розплаву приводять до додаткового переміщення та інтенсифікують процес дегазації. Окрім того вони протидіють виникненню дендритної ліквіації та концентрації неметалевих включень на границях зерен, що позитивно впливає на формування однорідної структури металу в процесі кристалізації.

В результаті, ультразвукова обробка розплавів при їх кристалізації приводить до подрібнення зерна, руйнування та видалення неметалевих включень, що виражається у вигляді підвищення пластичності металу. Щодо використання заготовок, які було одержано при дії ультразвуку, то вони проявляють підвищену здатність до волочіння, відпалювання, скручування та ущільнення, підвищується вихід гідного, суттєво зменшуються затрати, які пов'язані з проведенням окремих технологічних операцій. Крім того, готова продукція, яку одержано при використанні ультразвуку, має однорідну структуру та підвищену пластичність.

В роботі було використано ультразвуковий генератор марки Makita DVR850RTE. Датчик коливань встановлювали над розплавом у верхній частині кристалізатора. Схему установки датчика коливань представлено на рис.1.



1 – розплав; 2 – кристалізатор; 3 – вана з розплавом; 4 - заготовка

Рис. 1. Схема установки датчика коливань при литті мідних заготовок

Проведені дослідження показали, після обробки рідкої міді в предкристалізаційному температурному інтервалі приводить до суттєвого зменшення розміру зерна (рис.2). При цьому, ультразвукове обладнання за принципом дії, є більш простим в порівнянні з альтернативними системами (наприклад, електромагнітне перемішування або динамічне м'яке обтиснення), що дозволяє одержати подібні позитивні ефекти.

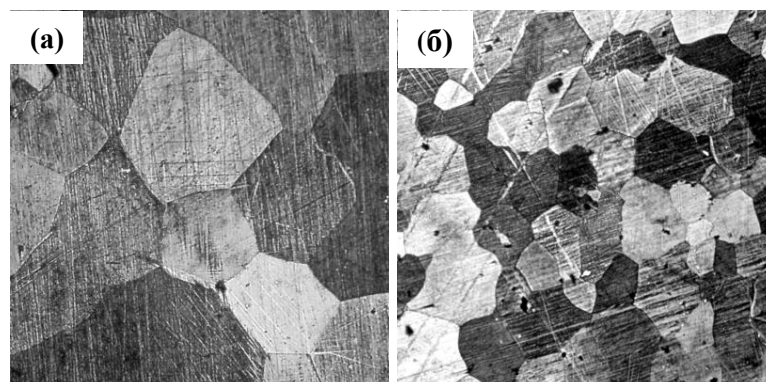


Рис. 2. Вплив ультразвукової обробки на структуру мідного дроту:

а) без обробки, б) обробка УЗК, x1000

Список літератури

1. Абрамов В. О., Абрамов О. В., Артемьев В. В. Мощный ультразвук в металлургии и машиностроении. М: Янус, 2006. – 688 с.
2. Ефимов В. А., Эльдарханов А. С. Технология современной металлургии. М.: Новые технологии, 2004. – 784 с.
3. Эскин Г. И. Обработка и контроль цветных металлов ультразвуком. М.: Металлургия, 1992. – 124 с.

УДК 675.92.027

О. І. Пономаренко, І.А. Грімзін, Т.В. Бе рлізева, Н.С. Євтушенко

Національний Технічний Університет
«Харківський Політехнічний Інститут», Харків

ВЛАСТИВОСТІ ХОЛОДНОТВЕРДЮЧИХ СУМІШЕЙ З ВИКОРИСТАННЯМ ЕФІРНОГО ЗАТВЕРДЖУВАЧА ФІРМИ PROTEC FOND S.R.L (ІТАЛІЯ)

У ливарному виробництві добре відомий спосіб отримання форм і стрижнів на рідкому склі з використанням пропіленкарбонату. Проте на ринок України пропіленкарбонат не поставляється. В даний час на ринку України з'явилися нові матеріали для холоднотвердіючих сумішей (ХТС) фірми Protec Fond S.r.l (Італія).

До складу матеріалів входять:

- Рідкий затверджувач DUR-SIL ECO SSC L 13 на основі пропілен карбонату для затвердження піщаних форм і стрижнів на силікатної основі (не є в'язучою речовиною).

- RECSIL SLOW SET D / 14 – в'язуча речовина на основі силікату натрію, придатне для виробництва ХТС для форм і стрижнів з рідким затверджувачем.

Рідкий затверджувач додають до піску в пропорції 10-12% по відношенню до маси RECSIL. Після повного диспергування затверджувача до піску додають RECSIL в кількості 2-4% від маси використовуюваного піску.

Суміш готували наступним чином: спочатку вводили спеціальну добавку і перемішували суміш протягом 3 хв, потім додавали рідке скло і перемішували ще 2 хвилини.

Експериментально визначені і встановлені закономірності наростання міцності суміші з використанням в'язучим матеріалів на основі силікатів для виготовлення ливарних форм і стрижнів фірми Protec Fond S.r.l (Італія), такі як міцність, довговічність, обсипальність і залишкова міцність; з використанням різних ефірних затверджувачів, досліджені її фізико-механічні та технологічні властивості.

Показники міцності за технологічною пробою на стиснення суміші, в середовищ-ньому, становить: через 1 годину - 1,19 ... 1, 2 МПа; через 1,5 години - 1,35 ... 1,37 МПа; через 3 години - 1,85 ... 1,9 МПа; через 24 години - 3,34 ... 3,5 МПа.

Дослідження сумішей показали, що обсипальність становить менше 0,1 ... 0,2%, живучість в межах від 3 до 5 хвилин. Залишкова міцність становить 4,0 ... 4,2 МПа. У порівнянні з CO₂ процесом залишкова міцність сумішей з в'язучих матеріалів на основі силікатів для виготовлення ливарних форм і стрижнів фірми Protec Fond S.r.l (Італія), ФОПЦК знижена в 3,0 ... 3,5 разів.

Розроблено математичні моделі властивостей сумішей на основі планованого експерименту з використанням матеріалів для ливарних форм і стрижнів фірми Protec Fond S.r.l (Італія), оптимізовано її склад і побудована номограма для стабілізації властивостей ХТС в умовах ливарного виробництва;

Аналіз математичних моделей показав, що вплив варійованих факторів на параметри оптимізації (міцність на стиск, живучість, залишкова міцність) відповідає теоретичним уявленням про формування властивостей суміші під час її приготування. Міцність на стиск і залишкова міцність збільшуються з підвищенням кількості RECSIL SLOW SET D / 14 та DUR-SIL ECO SSC L 13. Живучість зменшується зі збільшенням DUR-SIL ECO SSC L 13 і збільшуються з підвищенням вмісту RECSIL SLOW SET D / 14 та DUR- SIL ECO SSC L 13 в суміші.

Побудована номограма для оперативного управління властивостями суміші і визначена область оптимальних значень: для RECSIL SLOW SET D / 14 та DUR-SIL ECO SSCL13 від 2,25 до 4,0 мас.%, Для DUR-SIL ECO SSC L13 від 0,30 до 0,48 мас.%.

УДК 621.742

О. И. Пономаренко, Н.С. Евтушенко, А.А. Шейка, С.Д. Евтушенко

Национальный Технический Университет
«Харьковский Политехнический Институт», Харьков

ВЛИЯНИЕ КВАРЦЕВЫХ ПЕСКОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПЕСЧАНОСМОЛЯНЫХ ФОРМОВОЧНЫХ СМЕСЕЙ

Формовочные пески – основной компонент формовочных и стержневых смесей: в формовочных смесях они составляют до 95% всей массы смеси, а в стержневых – 95 – 97%. В настоящее время наиболее широко применяются кварцевые формовочные пески: более 90% всех песков, потребляемых литейным производством. К наполнителям формовочных смесей предъявляются следующие требования: высокая огнеупорность, невысокая газотворность, возможность многократного повторного использования, недефицитность, низкая себестоимость. По химическому составу наполнитель должен иметь максимальное содержание основного компонента и минимальное вредных примесей.

С целью установления влияния кварцевых песков Староверовского и Шаровского (вновь разрабатываемого) месторождений на свойства ХТС на смолах были исследованы их физико-механические и технологические свойства формовочных смесей. Марка Староверовского песка, взятая для сравнения – 2К₁О₁025 ГОСТ 2138 – 91, как основная для этого карьера. Марка Шаровского песка – 1К₁О₄02 ГОСТ 2138 – 91.

Сравнительный анализ наиболее песков показывает, что оба они относятся к группе кварцевых формовочных песков (табл.1.). Глинистая составляющая в Шаровском песке, по сравнению со Староверовским меньше, что относит Шаровский песок к первой группе кварцевых песков в зависимости от содержания глинистой составляющей. Староверовский песок является более однородным по зерновому составу (92,94%) с преобладанием фракции 0,20 (83,7 %). Гранулометрический состав Шаровского песка более рассредоточен по фракциям, что обуславливает его меньшую однородность (52,8 %). Преобладающим зерном в Шаровском песке также является фракция 0,20 (63,1%). Кроме того, Шаровский песок имеет сравнительно меньший средний размер зерна, чем Староверовский (0,2 против 0,247 мм соответственно). Обе разновидности песков имеют округлую и полуокруглую форму зерен.

Таблица 1. Сравнительная характеристика песков Шаровского и Староверовского месторождений

Песок	Массовая доля глинистой составляющей, %	Массовая доля диоксида кремния, %	Коэффициент однородности, %	Средний размер зерна, мм	Марка по ГОСТ 2138-91
Шаровский	0,2	99,98	52,80	0,2	1К ₁ О ₄ 02
Староверовский	0,34	99,66	92,94	0,247	2К ₁ О ₁ 025

С целью установления влияния кварцевых песков этих марок на свойства ХТС на смолах в данной работе были исследованы их физико-механические и технологические свойства формовочных смесей.

В качестве связующего для приготовления формовочных смесей с разными наполнителями использовалось новое экологическое связующее на основе олигофурфурилоксисиланов (ОФОС). ХТС на ОФОС для изготовления форм и стержней получали при смешивании кварцевого песка с кислотным катализатором и затем с олигомерным связующим.

Смесь готовили следующим способом. На 100 в.ч. кварцевого песка добавляли 1...2 в.ч. 50...70 % водного раствора кислоты. Смесь тщательно перемешивали на протяжении 60 секунд, потом к этой смеси добавляли 1,2...2 в.ч. связующего ОФОС и снова тщательно перемешивали на протяжении 120 секунд. Физико-механические и технологические свойства смесей приведены в таблице 2.

Таблица 2. Физико-механические и технологические свойства смесей

Марка песка	Прочность на сжатие, средняя, через 24ч., МПа	Живучесть, мин.	Газотворность, см ³ /г	Осыпаемость, %
1К ₁ О ₄ 02	4,32	7...8	10,2	0,2
2К ₁ О ₁ 025	4,3	7...8	10,1	0,22

Сравнительный анализ Староверовских и Шаровских песков показывает, что прочность смесей со Староверовским песком меньше, чем с Шаровским (4,32 МПа против 4,3 МПа), что объясняется увеличенным содержанием глинистой составляющей в Староверовском песке. Кроме того, Шаровский песок имеет меньший коэф-

фициент однородности, т. е. более рассредоточенный фракционный состав, что обеспечивает большую плотность контактной поверхности зерен этого наполнителя, и, следовательно, большую прочность. Живучесть, газотворность и осыпаемость смесей примерно одинакова.

УДК 621.474.53

С.В. Порохня

Донбаська державна машинобудівна академія, Краматорськ

ДОСЛІДЖЕННЯ ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ СТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ ПРИ ЛИТТІ ПО МОДЕЛЯХ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ

При литті по пінополістироловим моделям відбувається значне науглецювання поверхневого шару сталевих виливків, що утрудняє механічну їхню обробку, а в деяких випадках впливає на службові властивості виливків [1,2]. Використання зволоженого кварцового піску, для обкладки окремих ділянок поверхні пінополістиролової моделі з метою створення окисної атмосфери навколо цих ділянок при заливанні металом і протікання реакцій взаємодії продуктів розкладання моделі з парами води, дозволило б зменшити або ліквідувати процес науглецювання поверхневого шару сталевих виливків [3], для чого досліджували вплив формувального матеріалу на протікання процесу науглецювання, вимірюючи твердість поверхні виливків і вивчаючи мікроструктуру.

Сталеві виливки, отримані при литті в сухий кварцовий пісок по пінополістироловим моделям, виготовлених за традиційною технологією мають високу твердість поверхні. Найменшу твердість поверхні мають сталеві виливки, виготовлені по пінополістироловим моделям з гаданою щільністю 20 кг/м^3 і товщиною $50 \cdot 10^{-3} \text{ м}$ - 363 НВ, а щонайбільшу, спостерігали у виливків, виготовлених з пінополістиролових моделей з гаданою щільністю 40 кг/м^3 і товщиною $10 \cdot 10^{-3} \text{ м}$. Зі збільшенням товщини сталевих виливків від 10 до $50 \cdot 10^{-3} \text{ м}$, твердість поверхні зменшується в 1,19...1,23 рази.

Використання пінополістиролових моделей з високої гаданої щільністю веде до збільшення твердості поверхневого шару сталевого виливка, так збільшення гаданої щільності з 20 до 40 кг/м³, підвищує твердість поверхні в 1,11...1,14 рази.

Використання "динамічного" теплового режиму й запропонованого циклічного режиму охолодження [3] практично дозволило наблизитися до створення умов одержання рівноважної структури пінополістиролу, але все-таки, наявні невеликі відхилення в характерах протікання процесу нагрівання й охолодження не дозволили створити ідеально рівноважну структуру пінополістиролу. Зі збільшенням товщини сталевих виливків спостерігали зменшення твердості поверхневого шару. Використання пінополістиролових моделей підвищеної гаданої щільності (40 кг/м³) веде до збільшення твердості поверхні виливка, але застосовуючи фактор - час витримки моделей на повітрі перед заливанням, можна досягти твердості зовнішнього шару виливка, як у виливків, але виготовлених з меншої гаданої щільності. Так, твердість поверхні сталевих виливків, отриманої при литті по пінополістиролової моделі з $P=20 \text{ кг/м}^3$, $l=50 \cdot 10^{-3} \text{ м}$, $\tau_{\text{мод}}=24$ години становила

321 НВ, таку ж твердість спостерігали у виливків, виготовлених по пінополістироловим моделям з $P=40 \text{ кг/м}^3$, $l=50 \cdot 10^{-3} \text{ м}$, $\tau_{\text{мод}} = 1$ година. Отже, при використанні пінополістиролових моделей підвищеної гаданої щільності, необхідно скорочувати час їх витримки на повітрі перед заливанням, щоб запобігти збільшенню твердості поверхневого шару сталевих виливків.

Зі збільшенням часу витримки пінополістиролових моделей на повітрі перед заливанням, твердість зовнішнього шару сталевих виливків, як і при литті в сухий кварцовий пісок, зростає, але меншою мірою, в 1,08...1,16 рази. Як бачимо й у випадку лиття по пінополістироловим моделям у сухий кварцовий пісок, з збільшенням товщини виливків, при використанні зволоженого піску як формувального матеріалу, твердість поверхні виливків зменшується, незалежно від гаданої щільності моделей, крім того, як показали дослідження мікроструктур, з'являється знеуглецьований шар.

Таким чином, твердість поверхні сталевих виливків при литті по пінополістироловим моделям, отриманих при застосуванні розроблених заходів в 1,9...2,14 рази менше, в порівнянні з виливками, виготовленими за традиційною технологією.

Список літератури

1 Управление формированием структуры поверхностного слоя стальных отливок при литье по газифицируемым моделям / В.И, Семенов, И.Г. Конашко, Ю.А. Степанов // Литье по газифицируемым моделям. – Киев. – ИПЛ АН УССР. – ҚДНТП, 1975. - вып. 2 - С. 67-74.

2 Механизм формирования пригара при литье по газифицируемым моделям / О.И. Шинский // Процессы литья. –1997. –N1. –С.57 - 64.

3 Регулирование свойств поверхностного слоя стальных отливок при литье по газифицируемым моделям / С.В. Порохня.// Вістник ДДМА №.3(5)-2007.-С.20-23

4. Исследование «динамического» теплового режима обработки гранул пенополистирола / С.В Порохня // Металл и литье Украины.-1999.-№1-2.- С.49-50.

УДК 621.474.53

С.В. Порохня

Донбаська державна машинобудівна академія, Краматорськ

ТЕПЛОВИЙ РЕЖИМ ЛИВАРНИХ ФОРМ З МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ

Теплообмін між розплавом і формою є одним з головних факторів, що визначають формування властивостей виливків. Процес затвердіння виливків, одержуваних по газифікованим моделям у формах із сипучих формувальних матеріалів, має ряд особливостей. При литті по пінополістироловим моделям крім проблеми одержання точних моделей, а по них виливків, існують труднощі, що полягають у тому, що відбувається науглецювання поверхні маловуглецевих сталевих виливків, у результаті твердість поверхні виливків зростає й отже утрудняється їхня механічна обробка.

Найбільш ефективним заходом впливу на середовище у формі може бути - регулювання складу газового середовища за рахунок зв'язування вуглецевих газів у хімічних реакціях. Застосовуючи різні формувальні матеріали можна міняти інтенсивність охолодження форм при затвердінні виливків. Крім того, більш вигідно управляти процесом науглецювання хімічним шляхом, уведенням у форму, у фарби, речовини здатні створювати окисне середовище навколо виливка [1-3].

Питання керування взаємодією продуктів розкладання пінополістиролової моделі й металу стає дуже гостро.

Ціль дослідження – розробити заходи, які б забезпечили зменшення протікання процесу насичення вуглецем поверхневого шару сталевих виливків.

Одним зі шляхів створення окисної атмосфери може стати лиття по пінополістироловим моделях у вологий кварцовий пісок. Досліджували охолодження сталевих виливків товщиною 10, 30 і $50 \cdot 10^{-3}$ м у сухий і зволожений кварцовий пісок.

Аналіз дозволяв зробити слідуючи висновки: Для даного формувального матеріалу початкова швидкість остигання виливка швидко зменшується зі збільшенням її товщини. Початкова й середня швидкість остигання виливка є найменшим при формуванні у сухий кварцовий пісок. Для виливків з меншою товщиною стінок і при формуванні у вологий пісок початкова швидкість остигання вище, чим при формуванні у сухий пісок. Різниця між початковими швидкостями остигання при використанні сухого й зволоженого піску, у якості формувального матеріалу, поступово зменшується в міру збільшення товщини виливка, але у випадку формування у зволожений пісок все-таки залишається високої.

Використання зволоженого кварцового піску, дозволяє створити умови, що наближаються до способу лити в піщано-глинисті форми. Твердість поверхневого шару сталевих виливків, отриманих у таких умовах, поменшалася практично в 1,6-1,7 рази, що дозволило наблизитися до вимог, пропоновані ДСТ до виливків зі сталі 30Л.

З метою запобігання від змін геометричних розмірів пінополістиролової моделі при обкладці окремих поверхн звоженим піском, пропонується наносити на поверхню моделі шар покриття з рідкоскляної смеси, що самотвердіє (ЖСС). Використання комбінованого формування пінополістиролових моделей, а саме: обкладка звоженим піском поверхонь моделей, які утворюють при заливанні у виливку поверхні, що зазнають механічній обробці, а інші поверхні моделей - сухим кварцовим піском, у результаті, ці поверхні у виливку мають високу твердість, отже високою зносостійкістю, тобто одержимо виливок з диференціальними властивостями поверхні.

Таким чином, використання зволоженого кварцового піску при формуванні пінополістиролових моделей дозволяє побільшати швидкість кристалізації металу і як наслідок веде до здібнювання структурних складових сплаву й до зменшення або усунення науглецювання поверхневого шару сталевих виливків.

Список літератури

1 Исследование процессов науглероживания и газификации углеродистой и перлитной сталей с кристаллизацией под давлением./ О.И. Шинский, Н.П. Александрова, В.И. Валигура // Процессы литья.– 1996. – №1. – С. 65 –77.

2 Экологические аспекты литья по газифицируемым моделям // О.И. Шинский, Шуляк В.С., Хвастухин Ю.И. // Литейное производство.– 1993.–№7. –С. 17-19.

3 Исследование условий остановки потока металла в форме с газифицируемой моделью / О.И. Шинский //Процессы литья. –1997. –N1. –С. 14-22.

УДК 621.74

А. Є. Русабров, Д.В. Мариненко, О. І. Пономаренко

Національний технічний університет

«Харківський політехнічний інститут»

м. Харків

ВДОСКОНАЛЕННЯ ЛИВНИКОВИХ СИСТЕМ ДЛЯ СТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ

Неметалеві включення у навантажених складних виливках працюють як концентратори напруги, тим самим прискорюють руйнування деталі. Зменшення кількості таких включень досягається шляхом ретельної багатоетапної очистки металу, використанні фільтрів та формувальних сумішей з великою міцністю поверхні.

Усі вище зазначені методи потребують додаткових затрат, але зменшити кількість включень можна правильною конструкцією ливникової системи на етапі проектування.

Класичною системою є шлаковловлювач більший за поперечним перерізом та в якому живильники розташовані у нижній частині. Але ця система не підходить до сифонної ливникової системи, яка в свою чергу є найбільш пріоритетною для сталевих тонкостінних виливків. На рис. 1. Неведена конструкція шлаковловлювача для сифонних ливникових систем.

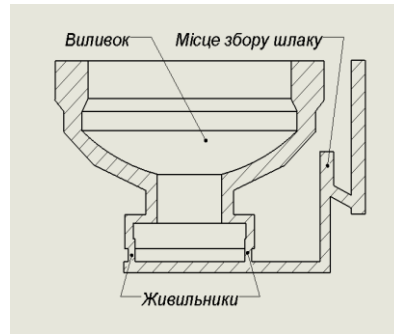


Рис. 1. – Сифонна ливникова система.

З метою дослідження була використана така та класична сифона ливникова система у формах ХТС. Були взяті зразки для огляду на мікроскопі. Було визначено що за використанням даної ливникової системи в металі спостерігається на 20% менше великих шлакових включень (Рис. 2).

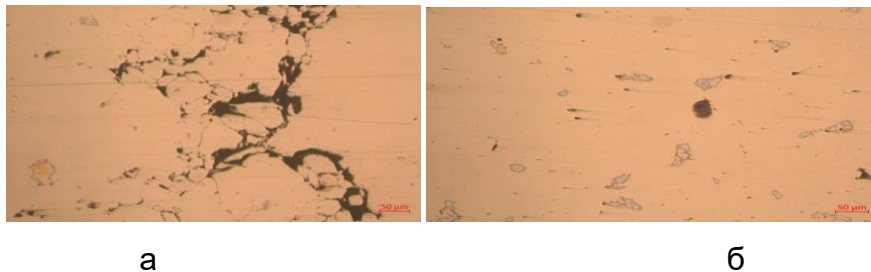


Рис. 2.: а – класична ливникова система; б – сифонна ливникова система.

Отримані дані є відправною точкою для подальшого вдосконалення ливникових систем тонкостінних сталевих виливків які отримують у разові ХТС форми.

УДК 669.141.25

В. М. Сажнів, Г. В. Сніжної

Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя

МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМАРГАНЦЕВИХ АУСТЕНІТНИХ СТАЛЕЙ ПРИ НИЗЬКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Виливки з високомарганцевої сталі типу 110Г13Л широко застосовуються як швидкозношувані змінні деталі машин в таких засадничих галузях народного господарства держави як гірничо-збагачувальна промисловість, сільське господарство, транспорт. З цієї сталі виготовляють ланки гусениць тракторів, футерувальні деталі дробарок, млинів збагачувального обладнання, хрестовини та стрілки залізничного

транспорту, трамвайних шляхів, робочі органи сільськогосподарських та землерийних машин, екскаваторів.

Значна кількість деталей з цієї номенклатури працює на відкритому повітрі, і відповідно, в зимовий час – при температурах нижче 0 °С. В умовах негативних температур одною з найважливіших характеристик надійності деталей з високомарганцевої сталі є ударна в'язкість. Тому представляло інтерес, як впливає зниження температури на цей показник, особливо при зниженні концентрації марганцю в сталі, що інколи використовується виробниками для зменшення собівартості виливків.

Дослідження проводили на сталях 110Г8Л, 110Г10Л і 110Г13Л, які виплавляли в індукційній тигельній печі ICT-0,06 з основною футеровкою. Вміст останніх елементів хімічного складу підтримувався в сталях на одному рівні у межах держстандарту для сталі 110Г13Л.

Ударну в'язкість (КСУ) визначали на копрі МК-30А при температурах +20 °С, -20 °С, -40 °С, -60 °С на литих зразках (без обробки), загартованих у воді з температури 1050 °С.

Результати досліджень показали, що зниження концентрації марганцю в сталі привело до зниження значень ударної в'язкості при всіх температурах випробувань (табл. 1).

Таке значне зниження ударної в'язкості сталі можна пояснити зниженням стабільності аустеніту, яке приводить до виникнення дефектів упаковки, утворення мартенситних α - і ε -фаз, а також карбідів [1].

Таблиця 1.

Ударна в'язкість досліджуваних сталей

Температура випробувань, °С	КСУ, Дж/см ²		
	110Г8Л	110Г10Л	110Г13Л
20	71	171	208
-20	24	108	197
-40	19	67	155
-60	9	41	99

В представлених дослідженнях це було підтверджено визначенням вмісту феромагнітних мартенситних фаз і карбідів в сталях при 20 °С. Випробування проводили чутливим магнітометричним методом, який дозволяє визначати феромагнітну фазу в об'ємних відсотках навіть при дуже низьких значеннях. Зниження стабільності

аустеніту та полегшення утворення нерівноважних фаз, у тому числі мартенситних, проявилось при зниженні концентрації марганцю. Вірогідно, що обсяг мартенситних перетворень, як α -, так і ε - фаз, при мінусових температурах збільшується, ε -фаза утворюється у вигляді тонких пластин, що перетинаються під певними кутами та нагадують двійники, що приводить до зниження значень ударної в'язкості.

Таким чином, для деталей з високомарганцевої сталі, які працюють в режимі низьких ударних навантажень при температурах нижче 0 °С, можливе зниження концентрації марганцю до нижнього рівня за держстандартом для сталі 110Г13Л. Для виливків, які працюють при високих ударних навантаженнях та при низьких температурах, таких як зуби та передні стінки ковшів екскаваторів, траки гусеничних машин та ін., таке зниження концентрації марганцю може привести до суттєвого зниження їх надійності.

Перелік літератури

1. Богачев И. Н., Еголаев В. Ф. Структура и свойства железомарганцевых сплавов. – М.: Металлургия, 1973. – 295 с.

Удк 620.18:621.746

В. Ю. Селівьорстов, Ю. В. Доценко

Національна металургійна академія України, дніпро

ВИКОРИСТАННЯ КАРБІДУ КРЕМНІЮ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ВИЛИВКІВ ІЗ СПЛАВУ СИСТЕМИ AL-SI ПРИ ЛИТТІ В КОКІЛЬ

Відомо, що ультрадисперсні модифікатори успішно використовуються в практиці ливарного виробництва [1]. Для поліпшення структури і механічних властивостей алюмінієвих ливарних промислових сплавів регулюють режими плавки і лиття, умови кристалізації виливків, в тому числі, при використанні комбінованих технологій [2, 3].

В умовах ливарного цеху пао «дніпропетровський агрегатний завод» литтям в сталевий витряхний кокіль виготовляли циліндричні виливки із сплаву ак12 (табл. 1) середнім діаметром 55 мм, висотою 150 мм з використанням модифікування ультра-

дисперсним модифікатором карбідом кремнію (SiC) з розміром часток 2 – 5 мкм у кількості 0,1, 0,2, 0,3 мас. %.

Таблиця 1 - хімічний склад сплаву, мас.%

Марка сплаву	Mg	Cu	Si	Al	Fe	Zn	Ni	Ti
AK12	0.39	0,05	12.3	Осн.	0,65	0,03	0,01	0,058

Механічні властивості матеріалу виливків визначали відповідно до ДСТУ 1583 - 93 на стандартних зразках вирізаних з циліндричних виливків. Дослідження макроструктури та механічних властивостей виливків сплаву АК12 показали доцільність модифікування ультрадисперсним модифікатором – карбідом кремнію. Зокрема, при введенні SiC щільність сплаву збільшується на 18 % (з 2,929 г/см³ до 3,430 г/см³). Межа міцності збільшується майже на 5% (з 152 МПа до 159 МПа). Відносне подовження збільшується з 2,5% до 6,04%. Дослідження також показали, що модифікування ультрадисперсним карбідом кремнію (SiC) в кількості 0,2 і 0,3 мас.% призводить до ефекту перемодифікування.

У виливку, що виготовлений із сплаву без застосування модифікування, утворилася закрита усадкова раковина неправильної форми глибиною 35 мм, присутня розосереджена усадкова шпаристість у вигляді раковин діаметром 1-1,2 мм, а також більш дрібна розосереджена усадкова шпаристість по всьому об'єму виливка. Макроструктура виливка, що піддавався модифікуванню ультрадисперсним карбідом кремнію у кількості 0,1 мас. % включає концентровану усадкову раковину неправильної форми глибиною 35 мм, однак розосереджена усадкова шпаристість відсутня. Макроструктура виливка, що піддавався модифікуванню в кількості 0,2 мас. % включає усадкову раковину правильної форми на глибиною 15 мм. Окрім того, присутня розосереджена усадкова шпаристість у вигляді раковин розмірами 3, 5 та 10 мм, що розповсюджується на глибину 30 мм від концентрованої усадкової раковини вглиб виливка. Також спостерігається більш дрібна усадкова шпаристість, що розосереджена по всьому об'єму виливка. Макроструктура виливка, при модифікуванні у кількості 0,3 мас. % включає усадкову раковину правильної форми на глибині 24 мм. Присутня розосереджена усадкова шпаристість неправильної форми розмірами 2×1×1 мм, 3×5×3 мм та 12×10×5 мм. Загальна глибина залягання концентрованих усадкових дефектів – 50 мм. Також наявна більш дрібна розосереджена усадкова шпаристість по всьому об'єму виливка.

Отримані результати показали перспективність проведення подальших досліджень у даному напрямку.

Список літератури

1. *Хрычиков В.Е.* Ультрадисперсные модификаторы для повышения качества отливок / В.Е. Хрычиков, В.Т. Калинин, В.А. Кривошеев, В.Ю. Селиверстов, Ю.В. Доценко // Литейное производство. – 2007. - №7. – С.2 – 5.
2. *Доценко Ю.В.* Особенности затвердевания отливок из алюминиевых сплавов при нарастающем давлении и модифицировании / Ю.В. Доценко, В.Ю. Селиверстов // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. – 2012. – № 1/5 (55). – С. 18 – 22.
3. *Selivorstov V.* Using gas-dynamic influence and modification to improve operational properties of the alloy SC51A / Selivorstov V., Dotsenko Y., Dotsenko N., Selivorstova T. // XVII International scientific conference. New technologies and achievements in metallurgy, material engineering and production engineering. A collective monograph edited by Jarosław Boryca, Rafał Wyczółkowski. Series: Monographs No 56. Czestochova 2016. p.174-178.

УДК 537.84:669.18:621.746.5

А. Ю. Семенко, О. П. Верзілов, Ю. Ю. Куліш, Д. І. Гойда

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

СУЧАСНІ МЕТОДИ ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ВПЛИВУ НА РОЗПЛАВ У МБЛЗ

Електромагнітні пристрої стають невід'ємною частиною прогресивної технології поліпшення якості безперервнолитої продукції. В умовах сьогодення, електромагнітний вплив на розплав у машинах безперервного розливання (МБЛЗ) може зробити вагомий внесок за рахунок підвищення економічної ефективності шляхом збільшення продуктивності та якості безперервнолитих заготовок. Це обґрунтовано великою кількістю переваг, що надає застосування такого методу [1, 2].

У залежності від вимог до якості безперервнолитої заготовки, електромагнітні пристрої встановлюють на наступних ділянках МБЛЗ: кристалізатор (M-EMS), зона вторинного охолодження (S-EMS), зона тверднення заготовки (F-EMS) (рис. 1).

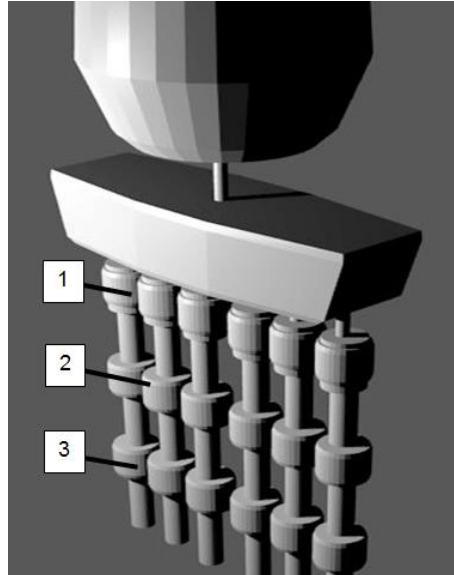


Рис. 1 – Ділянки МБЛЗ для встановлення електромагнітних пристроїв: 1 – кристалізатор (M-EMS); 2 – зона вторинного охолодження (S-EMS); 3 – зона тверднення заготовки (F-EMS)

Позитивний вплив, за допомогою локально встановлених електромагнітних пристроїв, можливий між проміжним ковшем та кристалізатором МБЛЗ, про що свідчить обладнання таких виробників як Ergolines Lab (Італія) та ABB (Швейцарія). Встановлено, що застосування електромагнітних перемішувачів ABB у індукційних печах для алюмінієвих сплавів забезпечує: покращення продуктивності печі до 25%, зменшує утворення окалини на 15%, зменшує споживання електроенергії на 10%.

Виходячи з вищезазначеного обґрунтування розробки електромагнітного пристрою, що забезпечить вплив на струмінь, який перетікає з проміжного ковша у кристалізатор було визначено першочергові характеристики для його конструювання.

По-перше, необхідно визначити бажаний результат дії електромагнітного пристрою на розплав (перемішування та його траєкторія(ї), звуження струї розплаву), виходячи з цього встановлюється тип конструкції та характер магнітного поля.

По-друге, такий пристрій має бути уніфікованим, з урахуванням кількості струмків, форми заготовки та габаритних розмірів МБЛЗ на певному виробництві. Визна-

чивши вищезазначені параметри та місце, де такий пристрій буде встановлено, можна прорахувати його максимальні розміри з метою дотримання значення мінімального проміжку між, наприклад, кристалізаторами МБЛЗ.

Не дивлячись на складність наведених факторів, у нинішній час існує можливість математичного дослідження особливостей процесу електромагнітного впливу на розплав, що є подальшим етапом дослідження.

Список літератури

1. Furumai K., Matsui Y., Murai T., Y. Miki. Evaluation of Defect Distribution in Continuously-Cast Slabs by Using Ultrasonic Defect Detection System and Effect of Electromagnetic Brake on Decreasing Unbalanced Flow in Mold // ISIJ Int. 2015. Vol. 55. No. 10. P. 2135–2141.

2. Vdovin, K.N., Shahov, S.I. Electromagnetic mixing of metal for CCM // The theory and process engineering of metallurgical production. 2019, vol. 28, no. 1, pp. 4-8.

УДК 669.018.72:539.213

Р. А. Сергієнко, О. А. Щерецький, А. М. Верховлюк, Д. С. Каніболоцький

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів

НАН України, м. Київ

Тел.: +38044 424-10-65, e-mail: rsruslan17@gmail.com

ОДЕРЖАННЯ НАНОСТРУКТУРНИХ МАТЕРІАЛІВ ШЛЯХОМ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ АМОРФНИХ СПЛАВІВ

Створення матеріалів з аморфно-нанокристалічною структурою є перспективним напрямком на сьогоднішній день і може вирішити проблему, пов'язану з низькою пластичністю аморфних сплавів [1]. Для формування аморфно-нанокристалічної структури використовують різні методи впливу на аморфні сплави - це тепловий або деформаційний впливи; імпульсна фотонна і лазерна обробки; плазмова обробка; іонна імплантація; височастотне (ультразвукове) механічне навантаження і ряд інших [2, 3]. Відомо, що за допомогою термічної обробки аморфні сплави, які кристалізуються у кілька стадій, можна перевести в змішаний (аморфно-нанокристалічній)

стан. У даній роботі ізотермічну обробку аморфного сплаву $Zr_{65}Cu_{17,5}Ni_{10}Al_{7,5}$ у вигляді прутків та стрічок, проводили у вакуумі в температурному інтервалі – між температурою склування (T_g) і кристалізації (T_x), при різних режимах обробки: 370 °С – 1 год., 2 год.; 400 °С – 5 хв., 40 хв., 2 год.; 410 °С – 1 год.; 420 °С – 1 хв., 30 хв., 1 год.; 430 °С – 1 год.; 440 °С – 0,5 год.; 450 °С – 20 хв. Встановлено, що витримка аморфних сплавів при температурі вище температури склування (T_g) зменшує частку аморфної фази в матеріалі. Для отримання аморфно-нанокристалічної стану, час витримки аморфного сплаву при низькій температурі (близько T_g) повинен бути значним (кілька годин), так як дифузійна рухливість атомів при цій температурі досить низька. Термообробка в інтервалі температур між T_g і T_x не повинна тривати більше ніж 0,5 год. Термообробка вище температури кристалізації (T_x) повинна тривати не більше хвилини, а швидкість нагріву і охолодження зразку повинні бути максимальними, щоб частинки, які виділяються при кристалізації, були нанорозмірні. Кінетику кристалізації аморфного сплаву вивчали рентгенофазовим методом на аналізаторі ДРОН-3 з кобальтовим випромінюванням ($\lambda = 0.17902$ нм), для аналізу результатів вимірювання використовували модель Колмогорова-Джонсона-Мейла-Аврамі (КДМА) [4]. З побудованих графіків (рис. 1) визначали кінетичний показник Аврамі n , що

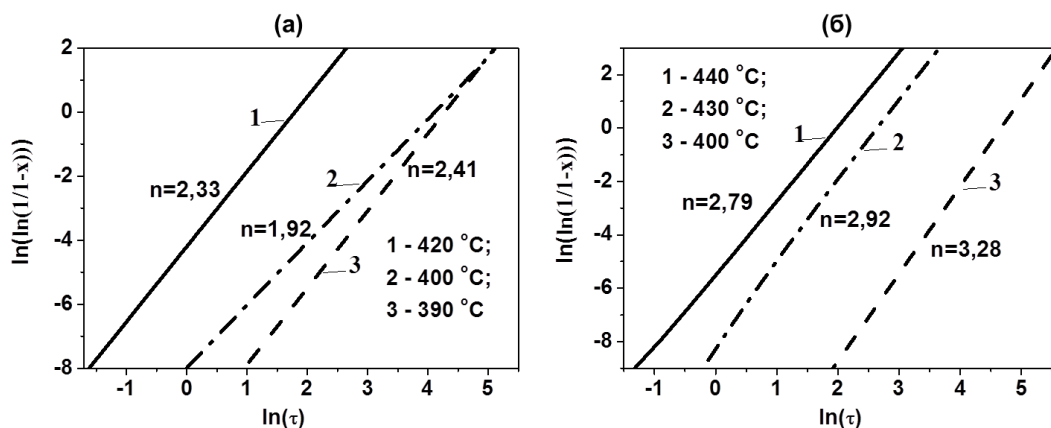


Рис. 1 – Залежність зростання кристалічної фази в аморфній матриці, яка представлена моделлю кінетики кристалізації КДМА: а) пруток, б) стрічка. Об'ємна частка x кристалічної фази в різні моменти часу \square .

відповідає за розмірність зростаючих кристалів і частоту появи кристалічних зародків. Значення показника Аврамі $n = 1,92; 2,33; 2,41$ для пруткових зразків (рис. 1а) згідно з моделлю КДМА відповідає випадку зародження нової фази на межах зерен і зростанням кристалів в двох напрямках, при цьому кристалізація лімітується дифузійними процесами. А для стрічкових зразків (рис. 1б), так як показник n ближче до значення 3 ($n = 2,79; 2,92; 3,28$), то зростання кристалів відбувається в трьох напрямках при

нульовій або зменшуваній швидкості зародження нових кристалів. У даній роботі методом просвічувальної електронної мікроскопії вивчали мікроструктуру аморфних стрічок із сплаву $Zr_{65}Cu_{17.5}Al_{10}Ni_{7.5}$ після ізотермічної витримки при 420 °С протягом 30 хв. Зразки для дослідження виготовляли електрополіровкою з подальшим іонним потоншуванням стрічок. Виявлено, що після термообробки в аморфній матриці виділяються частинки двох типів: нанокристали розміром, що не перевищують кілька десятків нанометрів та більші кристалічні частинки, розміром близько 1 мкм. Розшифровка електронограм показала, що нанокристали відносяться до фази Zr_2Cu з тетрагональною об'ємно-центрованою решіткою (S.G. I4/mmm (139)), а великі частинки Zr_2Ni з тетрагональною об'ємно-центрованою решіткою (S.G. I4/mcm (140)). Встановлений фазовий склад відповідає даним отриманим методом рентгенівського фазового аналізу. Не виключається також присутність потрійних фаз $ZrNi_{0,48}Al_{2,52}$ з кубічною примітивною решіткою (S.G. Pm-3m (221)), та Zr_6NiAl_2 з гексагональною примітивною решіткою (S.G. P62m (189)).

Перелік літератури

1. Глезер А. М., Шурьгина Н. А. Аморфно-нанокристаллические сплавы. – М.: Физматлит, 2013. - 452 с.
2. Inoue A., Fan C., Saida J., Zhang T. High-strength Zr-based bulk amorphous alloys containing nanocrystalline and nanoquasicrystalline particles// Sci. Technol. Adv. Mat.- 2000.- vol.1, №2.- P. 73-86.
3. Bakai S.O., Scheretskiy O.A., Bakai K.S., Gorbatenko V.M., Volchok O.I. Effect of high frequency preload on mechanical and thermo-physical properties of bulk metallic glass ($Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$)₉₉Y₁// PAST.- 2016.- № 2(102).- P. 78-85.
4. Алексеечкин Н. В. О вычислении объёмных долей конкурирующих фаз// Физика твёрдого тела - 2000. - т. 42, № 7. - С. 1316-1321.

УДК 621.74:669.131.6

И.О. Серженко, В.Т. Калинин

Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепр, Украина

ОСОБЕННОСТИ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ЗАТВЕРДЕВАНИИ НАНОДИСПЕРСНОГО ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ОТЛИВКИ В ФОРМЕ

Одним из направлений в области разработки новых материалов является создание поверхностного рабочего слоя в чугунных отливках ответственного назначения, армированного нанодисперсными частицами размером 20 - 100 нм на основе тугоплавких соединений типа TiCN, WC, B₄C и др. Основным способом получения такого литого композиционного слоя является нанесение частиц на стенки форм и стержней в виде паст или красок. После заливки расплава на поверхности отливки образуется насыщенный твердыми наночастицами износостойкий слой. При этом свойства такого композиционного материала зависят не только от вида и объемной доли введенных частиц, но и от соразмерности их с величиной центров кристаллизации при затвердевании металлической матрицы [1]. Локально введенные в расплав тугоплавкие наночастицы в связи с соразмерностью являются дополнительными центрами кристаллизации, на их поверхности происходит зарождение и рост первичной фазы.

Влияние размера частиц на величину удельной поверхности и удельную поверхностную энергию приведены на рисунке.

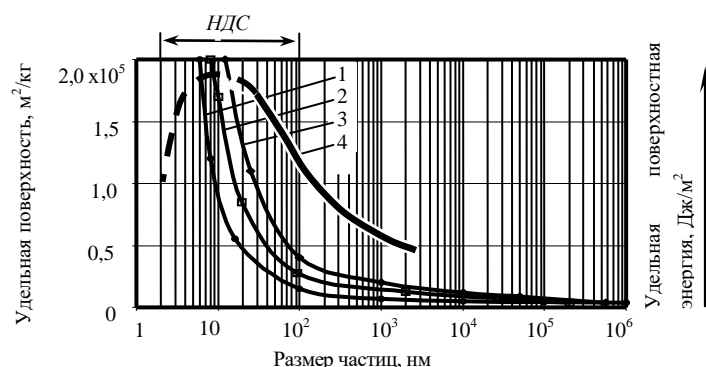


Рис.1. - Влияние размера частиц на величину удельной поверхности (1 – WC; 2 – TiCN; 3 – B₄C) и удельную поверхностную энергию (4).

Видно что интенсивное снижение удельной поверхностной энергии начинается при уменьшении размера частиц менее 10-20 нм. Поэтому в основной области нанодисперсной системы (НДС) удельная поверхностная энергия нанодисперсной системы максимальна, частицы обладают высокой адсорбционной активностью и зарождение нанооболочки на их поверхности имеет высокую вероятность. Если же частица не обладает свойствами тугоплавкого модификатора, то нанооболочка твердой фазы может отсутствовать. Установлено [2], что наиболее удовлетворяют требованиям, предъявляемым к тугоплавким соединениям, являются наночастицы TiCN. Структура отлитого композиционного слоя толщиной 12-15 мм имеет субмелкодисперсное строение, состоит из карбонитридных включений титана и титанокарбидной эвтектики. Износостойкость образцов, вырезанных из композиционного слоя, в 3,5-4,5 раза выше.

На основании полученных данных можно сказать, что механизм взаимодействия расплава чугуна со слоем нанодисперсного соединения включает следующие процессы: нагрев слоя порошка (возможно пасты) за счет физического тепла расплава; фильтрация расплава в поры порошка и дальнейший разогрев его; распределение частиц нанопорошка в жидкой фазе в момент фильтрации расплава; дальнейшее распределение частиц нанопорошка в жидкой фазе после заполнения межзеренного пространства; диффузионные процессы при охлаждении пропитанного металла в твердом состоянии.

Технология применения нанопорошков в качестве упрочняющих веществ для получения износостойкого литого композиционного слоя является перспективным направлением в литейном производстве.

Список литературы

1. Musiienko I. O., Kalinin V. T. Influence of nanodispese materials particle sizes on metal composites producing / I. O. Musiienko., V. T. Kalinin // XV Міжнародна конференція "Стратегія якості в промисловості та освіті": Матеріали.-2019, м.Варна, Болгарія,с.78-82.

2. Калинин В. Т. Перспективы применения ультра- и нанодисперсных модификаторов для повышения качества чугунного литья / В. Т. Калинин, В. Е. Хрычиков, В. А. Кривошеев // Журн. «Процессы литья». – К. : ФТИМиС, 2005, № 1. – С. 29–33.

УДК 542.4

А. Г. Слуцкий, Б. М. Немененок, Г. А. Румянцева, В. А. Шейнерт
Белорусский национальный технический университет, г. Минск

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПРОДУКТОВ ДРОБЕОЧИСТКИ КОТЛОВ ТЭЦ ДЛЯ ЛЕГИРОВАНИЯ ЧУГУНА

Для борьбы с золовыми отложениями на поверхности нагрева котлов тепловых электростанций, работающих на мазуте, используют водную обмывку и последующую дробеструйную очистку. В составе золы мазута содержится до 18 % пятиокси ванадия, а также такие элементы, как никель, марганец и титан. Результаты химического анализа отходов дробеочистки котлов показали, что в них содержится значительное количество железа (50 %), порядка 11 % ванадия, около 2 % никеля, более 5 % кремния, до 1,5 % алюминия и 0,5 % меди. При этом все элементы находятся в виде соединений с кислородом.

Ванадий присутствует в отходах в виде оксидов V_2O_3 , VO_2 , которые входят в состав сложных шпинелидов. Термодинамический анализ показал, что косвенное восстановление ванадия из оксидной фазы проблематично, поскольку невозможно создать условия для получения равновесного состава газовой фазы, содержащей 100 % CO. Для восстановления твердым углеродом температура должна составлять 2800 К. Поэтому наиболее реальным способом восстановления ванадия является алюмотермический, так как термичность восстановительной смеси на основе оксида ванадия и алюминия достаточно высокая и составляет 4500 Дж/г, что позволяет эффективно вести восстановительную плавку без внешнего подогрева смеси. Эксперименты по алюмотермическому восстановлению ванадия проводили в лабораторных условиях по методике, описанной в работе [1].

На первом этапе исследовали особенности получения лигатуры с использованием в составе смеси чистых компонентов (порошки оксидов ванадия, железа, кальция и в качестве восстановителя порошок алюминия). Установлено, что степень восстановления ванадия достаточно высокая и составляет 92–96 %, при этом реакция протекает активно без существенных выбросов продуктов за пределы тигля. Были получены образцы компактных слитков лигатуры с содержанием в них ванадия 50–55 %.

В лабораторных условиях провели эксперименты по легирования чугуна за счет дисперсной фракции отходов дробеочистки котлов. Плавку осуществляли на высокоскоростной индукционной установке. В графитошамотный тигель загружали 500 г чугуна в виде прутков диаметром 15 мм предварительно сплавленного в печи ИСТ-006. На дно тигля засыпали навеску дисперсной фракции ванадийсодержащих отходов. После расплавления и перегрева чугуна отливали образцы для исследования химического состава и свойств полученного сплава. Результаты химического анализа полученного чугуна приведены в таблице.

Таблица – Влияние добавок дисперсной фракции отходов дробеочистки котлов на химический состав чугуна

Величина добавки, %	C	Si	Mn	S	P	V
Исходная	3,42	1,94	0,61	0,062	0,051	–
10	3,36	1,90	0,59	0,070	0,053	0,092
20	3,32	1,86	0,56	0,073	0,054	0,174

Анализ показал, что использование в шихте добавок дисперсной фракции отходов дробеочистки позволяет за счет эффективного восстановления осуществлять легирование чугуна ванадием. При этом степень его извлечения высокая и составляет 92 %.

Список литературы

1. Слуцкий, А. Г. Энергосберегающая технология получение лигатур на основе молибдена / А. Г. Слуцкий, А. С. Калиниченко, В. А. Шейнерт // Литье и металлургия. – 2014. – № 2. – С. 91–94,

УДК 621.74

А.Н. Смирнов, Т.В. Лысенко, Д.С. Васильев

Одесский национальный политехнический университет, Одесса

ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ СТОЙКОСТИ ГИЛЬЗ КРИСТАЛЛИЗАТОРОВ МНЛЗ

Одним из важнейших элементов современного сталеплавильного производства является непрерывная разливка стали, позволяющая получать металлопродукцию высокого качества, обеспечивающая существенную экономию металла.

Кристаллизатор машины непрерывного литья является основным функциональным элементом МНЛЗ, а его стойкость определяет эксплуатационные и экономические показатели процесса. Заливаемая жидкая сталь и образовавшаяся твердая корочка оказывают интенсивное тепловое и механическое воздействие на поверхность кристаллизатора. Кристаллизатор, по сути, является теплообменником, поэтому основное требование к материалу для его изготовления – высокая теплопроводность. Для гильз кристаллизаторов сортовых МНЛЗ в настоящее время широко применяют медь или низколегированные сплавы на ее основе [1].

Однако, как показывает практика, для материала гильз не достаточно иметь высокую теплопроводность. С учетом большого перепада температур сталь→поверхность кристаллизатора→водоохлаждаемая поверхность, в стенке гильзы возникают значительные температурные напряжения и соответствующие им деформации. Движущаяся корочка заготовки вызывает при контакте сильный износ поверхности гильзы. После появления зазора из-за неравномерной деформации гильзы, ромбичности заготовки износ поверхности ускоряется.

Поэтому основной механизм появления дефектов (риски, раковины, истирание поверхности) и разрушения гильз преимущественно связан с износом.

Необходимо учитывать и влияние кристаллизатора с нарушенной геометрией на качество непрерывнолитого слитка. Неравномерный износ кристаллизатора ухудшает условия теплоотвода, что приводит к появлению трещин в заготовке и изменяет форму слитка. Медь кристаллизатора, попадая в частично застывшую сталь, провоцирует образование так называемых паукообразных трещин [2].

Перечисленные дефекты обусловлены низкой механической прочностью материала кристаллизатора – меди. Одним из направлений повышения эксплуатаци-

онной стойкости является нанесение на рабочую поверхность защитного покрытия. В настоящее время наиболее широко применяют однослойные хромовые покрытия гильз [1]. Это объясняется тем, что хром имеет весьма высокую твердость и, соответственно, сопротивление абразивному износу. Хромовое покрытие также хорошо сопротивляется высокотемпературному окислению, технология его нанесения достаточно простая [3].

Но любое защитное покрытие ухудшает основное свойство материала кристаллизатора – высокую теплопроводность. Поэтому от разработчиков и изготовителей гильз требуется обеспечение оптимальной толщины хромового слоя по износу, механической прочности и теплопроводности, его надежного соединения с основным металлом. Отступление от этого требования будет вызывать изменение температурного перепада в стенке гильзы и вести к преждевременному выходу гильзы из строя. В соответствии с большинством рекомендаций покрытие должно быть около 80-100 мкм и зависеть от толщины стенки кристаллизатора и ряда других эксплуатационных факторов [1].

Надежных и доступных потребителю неразрушающих методов контроля качества покрытия нет, имитировать в лаборатории условия работы кристаллизатора достаточно затруднительно. Все дефекты в изготовлении гильзы проявляются, преимущественно, только в процессе эксплуатации изделия и не могут быть обнаружены обычными методами контроля.

Увеличение производительности МНЛЗ связано с повышением скорости разливки. При этом возрастают тепловая и механическая нагрузки на гильзу, проявляются технологические дефекты в их изготовлении, что повышает вероятность разрушения покрытия и выхода кристаллизатора из строя.

Были проведены исследования причин преждевременного выхода из строя гильз сортовых кристаллизаторов, работающих при повышенной скорости разливки.

Список литературы

1. Николаев А.К., Материалы для кристаллизаторов непрерывного литья слитков / Николаев А.К. // Современные материалы для кристаллизаторов, новые конструкции и покрытия кристаллизаторов. Киров, 27.11.02 – 28.11.02. – С. 1-15.
2. Куклев А.В., Соснин В.В., Виноградов В.В., Поздняков В.А. Физическая модель образования поверхностных трещин в слябах // Сталь. – 2004. – № 1. – С. 95 – 98.

3. Дубинин Г.Н., Диффузионное хромирование сплавов / Дубинин Г.Н. // М.: Машиностроение. – 1994. – С. 451.

УДК 621.74

Л. И. Солоненко¹, С. И. Репях², А. П. Белый², Т. А. Гуцу¹

¹ Одесский национальный политехнический университет, г. Одесса

² Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепр

РАСЧЕТ МИНИМАЛЬНО–ДОПУСТИМОЙ ПРОЧНОСТИ КЛЕЕВЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЛИТЕЙНЫХ СТЕРЖНЕЙ

В настоящее время в литейных цехах склеиванием скрепляют не только полу-формы, но также собирают стержни сложной конфигурации, состоящие из отдельных частей, стержни консольного крепления приклеивают стержневым знаком к одной из полу-форм во избежание всплытия стержня или его смещения при заливке (см. рис. 1). При формовке в стержнях стержни также могут склеивать между собой для предупреждения их относительного смещения при заливке и ухода залитого в форму металла по поверхностям сопряжения стержней.

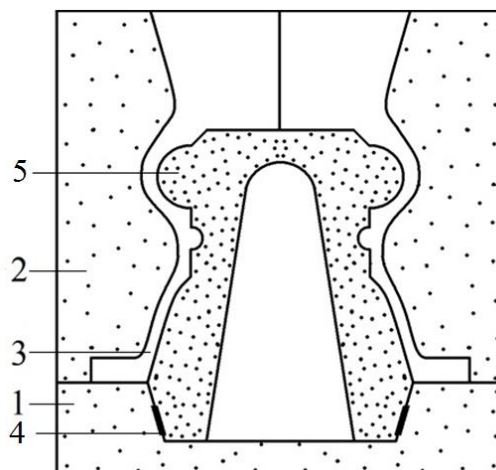


Рис. 1 – Схема приклеивания стержня к форме: 1 – нижняя полу-форма; 2 – верхняя полу-форма; 3 – полость отливки; 4 – клеевое соединение; 5 – полый стержень

Величину прочности клеевого соединения (σ_{PKC}) при растяжении рассчитывали по формуле:

$$\sigma_{PKC} = \frac{k \cdot V_{cm} \cdot (\rho_{Me} - \rho_{cm})}{F_{KC}}, \quad (1)$$

где k – коэффициент, учитывающий динамический удар расплава при заливке о верхнюю полу-форму ($k = 1,3 \dots 1,5$); $V_{ст}$ – объем тела стержня, m^3 ; ρ_{Me} – плотность жидкого металла в форме, kg/m^3 ; $\rho_{ст}$ – плотность стержня, kg/m^3 ; F_{KC} – площадь поверхности клеевого соединения, cm^2 :

$$F_{KC} = l \cdot h,$$

где l – длина нанесенного шва, m ; h – ширина клеевого шва, m .

Используя формулу (1), где подставив $h = 1 \text{ cm}^2$, а $k = 1,5$, построили номограмму для определения величины минимально-допустимой прочности клеевого соединения при растяжении для стержня, представленную на рис. 2.

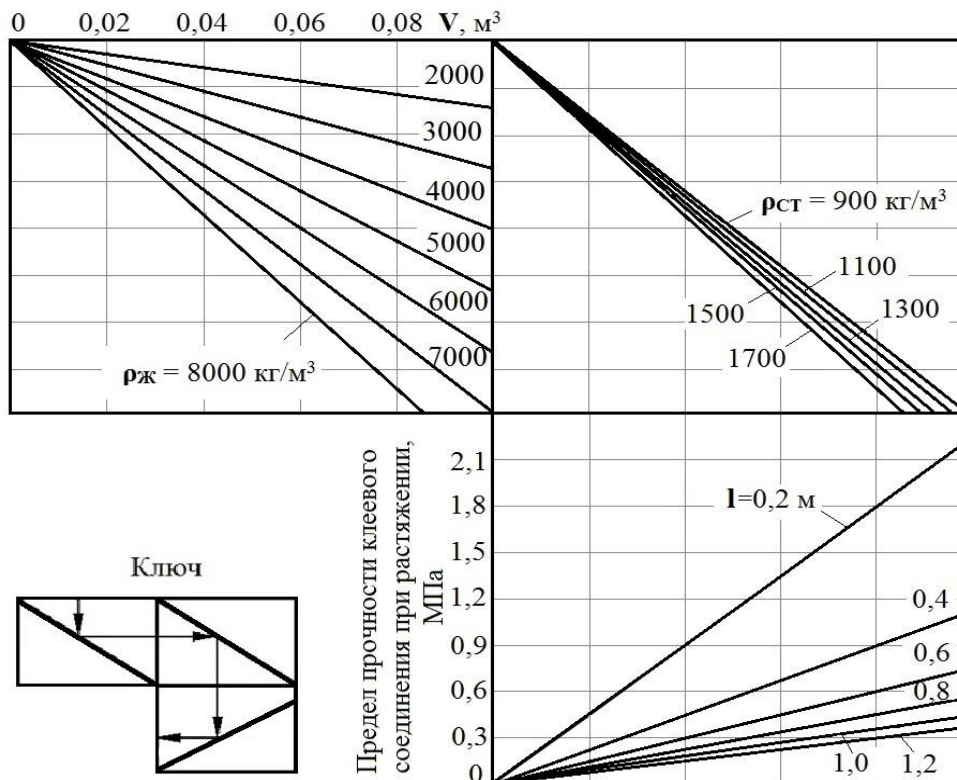


Рис. 2 – Номограмма для определения минимально допустимой прочности при растяжении клеевого соединения стержня в форме

Используя формулу (1) или номограмму на рис. 2, можно в первом приближении определить величину минимально-допустимого предела прочности при растяжении клеевого соединения, что позволит обеспечить целостность клеевого соединения между стержнем и формой либо между стержнями.

УДК 621

В. О. Стригун, Н. М. Волошин, С. В. Гнилоскуренко, Л. С. Чаплигіна,

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України

e-mail:standartfims@gmail.com

РОЗШИРЕННЯ СФЕРИ ВПЛИВУ СТАНДАРТІВ У ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

Стандартизація продукції та послуг - це застосування загальних правил та норм з метою упорядкування показників та норм якості продукції, а також встановлення єдиних вимог до технологічних процесів та операцій.

Визначальним елементом, який найбільше впливає на процес виробництва та постачання на ринок конкурентоспроможної продукції, є стандартизація та сертифікація.

Розроблення стандартів здійснюється з урахуванням рівня розвитку науки та техніки, екологічних вимог, вимог щодо техніки безпеки, економічної доцільності тощо. Стандарти мають бути гармонізованими з міжнародними, регіональними стандартами та бути узгодженими з нормативними документами усіх рівнів.

Згідно нових нормативноправових документів вимоги національних стандартів не обов'язкові до використання суб'єктами господарювання. Але застосування цих нормативних документів є гарантією для споживачів продукції щодо її якості, безпеки тощо.

Систематизацією та розробкою стандартів у сфері ливарного виробництва, як базової підгалузі машинобудування, здійснюється технічним комітетом ТК 177 «Ливарне виробництво» разом із іншими спеціалістами ФТІМС НАН України.

У результаті дослідження положень міждержавних нормативних документів, вивчення регіональних та міжнародних стандартів та з урахуванням досягнень науки в галузі ливарного виробництва, ТК 177 розроблено національні стандарти на такі

виливки: зі сталі, сірого чавуну, чавуну з пластинчастим графітом, із легованого чавуну зі спеціальними властивостями. Також технічним комітетом ТК 2 розроблено або розробляються різноманітні методи аналізу хімічного складу металів.

Нагальною стала потреба у розробленні національних стандартів щодо єдиної термінології у ливарному виробництві, вимог стосовно якості виливків, а також щодо унормування допусків, припусків на механічне оброблення виливків.

У результаті досліджень дефектів, які утворюються в процесі лиття, розроблено проект ДСТУ «Виливки з чавуну та сталі. Дефекти. Терміни та визначення понять», який унормовує українські терміни. Терміни, установлені цим стандартом, рекомендовано вживати у всіх нормативних документах, які стосуються довідкової та навчально-методичної літератури, у роботах зі стандартизування, які стосуються галузі знань, пов'язаних з ливарною та металургійною промисловістю. Проект національного стандарту розроблено з використанням міждержавного стандарту ГОСТ 19200 - 80 «Отливки из чугуна и стали. Термины и определения дефектов» та міжнародних і регіональних стандартів. Визначена нормативним документом термінологія максимально наближена до міжнародної.

Завданням національного НД - ДСТУ 8990:2020 «Показники якості виливків» є сприяння покращанню якості продукції ливарного виробництва за рахунок встановлення номенклатури показників якості виливків, у тому числі уніфікація цих показників; сприяння підвищенню якості процесів виготовлення виливків за рахунок впровадження передових технологій ливарного виробництва. Пріоритетними питаннями, вирішенню яких має сприяти розроблений національний стандарт є створення уніфікованої системи показників якості виливків для розроблення інших нормативних документів у сфері ливарного виробництва; усунення технічних бар'єрів у торгівлі та запобігання їх виникненню, підтримання конкурентоспроможності вітчизняної продукції на міжнародному ринку.

В процесі розроблення стандарту досліджені кваліфікаційні вимоги до виливків (границя міцності, границя плинності, відносне видовження, мікроструктура тощо), показники економного використання металу та технологічності (припуски на механічне оброблення, коефіцієнт необробленої поверхні, шорсткість поверхні тощо), економічні показники (собівартість продукції).

Важливим для ливарного виробництва є розроблений ДСТУ 8981:2020 «Виливки з металів та сплавів. Допуски розмірів, маси та припуски на механічне оброблення», який поширюється на виливки з чорних та кольорових металів і сплавів та вста-

новлює допуски розмірів, форми, розташування та нерівностей поверхні, допуски маси та припуски на механічне оброблення, визначені терміни та визначення понять стосовно розмірів та точності поверхні виливків, а також допусків напусків та припусків для механічного оброблення тощо.

Джерелом інформації щодо допусків розмірів, маси та припусків на механічне оброблення, які викладені у НД, є, в основному, діючий НД - ГОСТ 26645-85 «Отливки из металлов и сплавов. Допуски размеров, массы и припуски на механическую обработку», основні нормативні положення ISO 8062-3 «General dimensional and geometrical tolerances and machining allowances for castings» (Загальні розмірні і геометричні допуски та припуски для обробки виливків), а також інші нормативні документи. У результаті досліджень механічних процесів оброблення виливків дещо розширені допуски механічного оброблення.

Впровадження вищезазначених стандартів дозволить наблизити якість вітчизняної продукції до якості кращих зразків світової продукції.

УДК 621.746.047:62-418

Тарасевич Н.И., Тарасевич И.Н., Наривский А.В., Корниец И.В., Кошевой И.К.

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

Тел.: (044) 424-34-50; E-mail: nit@ptima.kiev.ua

ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЯ КОНВЕКТИВНЫХ ПОТОКОВ В ПРОЦЕССЕ ЗАЛИВКИ И ФОРМИРОВАНИИ КРУПНОГО СЛИТКА

В настоящее время получение крупных слитков связано, как правило, с технологией непрерывной разливки стали на установках МНЛЗ. Но часть жидкого металла и сегодня разливается в изложницы. Поэтому работы связанные с повышением качества стальных слитков, раскрытие механизмов их формирования не потеряли актуальность. Физическая и химическая неоднородность стального слитка во многом зависит от условий разливки и процессов тепломассопереноса в ходе его затвердевания [1,2]. Одним из лимитирующих факторов, влияющих на изменение температуры и перераспределение примеси в объеме затвердевающего металла, является перераспределение гидродинамических потоков в процессе затвердевания.

Поэтому цель настоящей работы - исследовать перераспределение гидродинамических потоков в процессе заливки и затвердевании крупного слитка и, попытаться определить их связь с зональной неоднородностью затвердевшего слитка. Исследования проводились с использованием методов математического и компьютерного моделирования.

В работе рассмотрено перераспределение конвективных потоков в процессе заливки и формирования 142 тонного слитка (сталь 25ХНЗМФА).

В результате вычислительного эксперимента установлено, что при заполнении изложницы жидким металлом можно выделить несколько стадий гидродинамического состояния жидкого расплава. При заполнении хвостовой и нижней части изложницы, в начале заливки вектор скорости по центру изложницы направлен в сторону донной поверхности. По мере заглубления в расплав, скорость жидкого потока падает и в нижней части появляется его горизонтальная составляющая, направленная в сторону боковой поверхности. Достигнув боковой поверхности, наблюдаем формирование восходящего потока, который в верхней части разворачивается к центру (рис. 1, а). Это обуславливает формирование циркуляционного вихря. После снятия перегрева в области двухфазного состояния движение расплава, в связи с повышением его вязкости, происходит в основном за счёт перемещения конвективных потоков обусловленных градиентом температур. Скорость конвекции падает по мере снижения температуры расплава. В нижней части двухфазной области в центре имеют место восходящие конвективные потоки, которые вверху разворачиваются в сторону боковой поверхности. Вдоль боковой поверхности наблюдаем нисходящие потоки, которые впоследствии меняют направление и формируют замкнутый вихрь (рис. 1, б). Снятие перегрева с нижних областей слитка приводит к продвижению зоны двухфазного состояния вверх. В это же время над областью двухфазного состояния наблюдаем зону гидродинамики, которая формируется за счет струи заливаемого металла (рис. 1, б). В центральной части струя, заливаемого металла, создаёт вертикальный вектор скорости, направленный в сторону донной поверхности изложницы, величина которого по мере заглубления в жидкий металл падает. Достигнув области, где температура расплава ниже температуры ликвидус, векторная составляющая скорости, разворачивается в сторону боковой поверхности. Вдоль боковой поверхности наблюдаем восходящие потоки, которые в верхней части разворачиваются в сторону центра и, таким образом, формируют замкнутый вихрь второго яруса. Обращает на себя внимание тот факт, что между этими двумя

разнонаправленными вихрями (сверху – нисходящий, а снизу - восходящий вихри) образуется область разделения (сепарации) сформировавшихся потоков.

При заполнении изложницы на $1/3$ ее высоты наблюдаем установившуюся зону конвективных потоков в двухфазной области нижней части слитка и зону конвекции перегретого металла. Эта зона имеет две характерные области – область формирования потоков, вызванных струей поступающего металла, и ниже зону преимущественно конвективных потоков, расположенную над двухфазной зоной, затвердевающего слитка (рис. 1, в). В верхней части струя металла, попадая в жидкий расплав, имеет определённую скорость (в соответствии с массовой скоростью разлива), которая падает по мере заглубления в расплав. Достигнув определённой глубины, на движение металла определяющую роль оказывает горизонтальная составляющая, направленная в сторону внутренней поверхности изложницы. Здесь потоки расплава движутся вверх и у свободной поверхности перемешиваются с объёмом поступающего металла. Под этим нисходящим вихрем, за счёт градиента температур в объёме перегретого расплава над областью двухфазного состояния по центру формируется восходящий поток, который после встречи с верхним вихрем разворачивается в сторону боковой поверхности. Протяжённость каждой из областей зависит от начальной скорости струи заливаемого металла, его температуры перегрева, а также геометрии изложницы. По мере заливки наблюдаем продвижение этих зон в сторону свободной поверхности, заливаемого металла, и прибыльной надставки. После полного заполнения изложницы в нижней части в области двухфазного состояния наблюдаем значительное затухание конвективных потоков. Над ними сформировались восходящие потоки в высокотемпературной области двухфазной зоны. Затем формируется зона нисходящих потоков, скорость которых зависит от массовой скорости разлива, а в верхней части сформирован восходящий тепловой поток, обусловленный градиентом температур (рис 1г).

Таким образом, мы видим, что в процессе заливки и формирования слитка затвердевание металла сопровождается формированием послойных разнонаправленных вихрей, разделенных зонной нулевых скоростей.

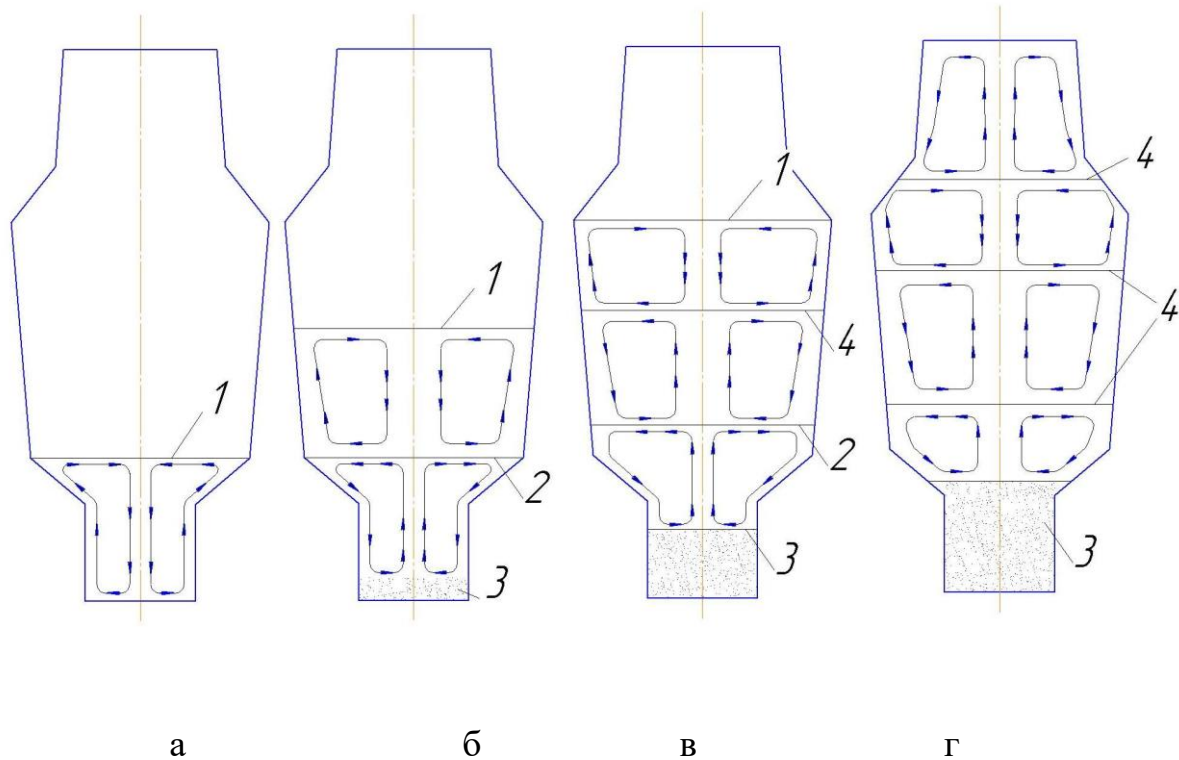


Рис. 1 - Схема движения гидродинамических потоков жидкого металла при заполнении изложницы.

1 – уровень залитого металла; 2 – уровень раздела жидкого металла и металла, находящегося в двухфазном состоянии; 3 – затвердевший металл; 4 – линия раздела разнонаправленных потоков.

Список литературы

1. Дуб В.С., Новицкий В.К., Ребрик Ф.Ф., Волков Ф.Г., Бакуменко В.Я., Маркаров И.И., Берман Л.И., Ключарев В.Е., Трухин М.К., Сенопальников В.М. Влияние теплофизических факторов на условия образования шнуров внецентренной химической неоднородности в крупных кузнечных слитках. – Теплофизика стального слитка (сб. научных трудов). – Киев: ИПЛ НАН Украины. - 1980, с. 66-70

2. Ефимов В.А., Легенчук В.И., Буклан Б.А. Изучение роста кристаллов и формирование физической и химической неоднородности стального слитка. – Физико-химические воздействия на кристаллизацию стали (сб. научных трудов). – Киев: ИПЛ НАН Украины – 1982. С. 3-10.

УДК 669.185:66-932

**Н. И. Тарасевич, А. В. Ноговицын, И. В. Корниец, О. О. Токарева,
А. И. Рыбицкий**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, г.Киев

Тел.: (044)-424-34-50, e-mail: ivk@ptima.kiev.ua

ВЫБОР ОПТИМАЛЬНЫХ УСЛОВИЙ ФОРМИРОВАНИЯ ТОНКОЙ ПОЛОСЫ В ВАЛКОВОМ КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ

В современных условиях для получения алюминиевой полосы широко применяется технология двухвалковой разливки. Технология обладает рядом преимуществ – исключает отливку и зачистку сляба, повторный нагрев и горячую прокатку, сокращает потери металла на окалину, снижает выбросы парниковых газов при существенном уменьшении затрат на капитальное строительство и др. Поэтому вопросы связанные с условиями формирования тонкой полосы в валковом кристаллизаторе несомненно являются важными и актуальными.

Методами математического и компьютерного моделирования было изучено комплексное влияния геометрических и технологических параметров валковой разливки на условия формирования тонкой полосы. Используя методы планирования экспериментов и статистический анализ для высокопрочных алюминиевых сплавов (АД35, АМг5, Д16, В95) был построен план вычислительных экспериментов относительно четырех технологических параметров: толщина полосы (δ - 2÷4 мм), угол мениска (β - 10÷33 °), радиус вала (R - 200÷400 мм) и температура перегрева расплава (ΔT – 10 ÷60 °С). Уровень металла в кристаллизаторе (H , мм) определяли из соотношения $H = R \cdot \sin\beta$.

Из результатов вычислительных экспериментов, проведенных согласно плана, для всех исследуемых сплавов были получены данные о скорости разливки расплавов, которые обеспечивают затвердевание полосы различной толщины на уровне выхода из валков при достижении в ее центре температуры солидус. Методом пошаговой регрессии с последовательным исключением малозначащих факторов были построены уравнения вида $v=f(\delta, \beta, R, \Delta T)$ с коэффициентом детерминации не ниже 98,5 % (коэффициент детерминации показывает, какой процент экспериментальных данных может быть объяснен моделью). Полученные результаты могут быть использованы при отработке технологии и выборе рационального соотношения техно-

логических параметров при создании и усовершенствовании валкового оборудования.

УДК 669.046

**Л. В. Трибушевский, Б. М. Немененок, Г. А. Румянцева, А. В. Арабей,
П. С. Шманай**

Белорусский национальный технический университет, г. Минск

ПОЛУЧЕНИЕ НОВЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ РАСКИСЛЕНИЯ СТАЛИ ИЗ НИЗКОСОРТНЫХ ОТХОДОВ АЛЮМИНИЯ

Разнообразие отходов алюминиевых сплавов, подлежащих переработке, требует их тщательной предварительной подготовки и сортировки с целью получения продукции с высокой добавленной стоимостью. Наиболее часто встречающиеся отходы алюминия и его сплавов содержат в своем составе промасленную бумагу, теплоизолирующую пену, пластик, каучук, стекло. С введением обязательной сортировки бытовых отходов возросла доля лома и отходов алюминия 4 сорта класса Г, содержащего бутылочные пробки, водочные дозаторы, металлические банки из-под напитков при производстве которых используются пищевые алюминиевые сплавы высокой степени чистоты.

Для переработки таких материалов была предложена схема их подготовки, позволяющая в дальнейшем использовать все компоненты, содержащиеся в отходах. На первой стадии подготовки отходы алюминия подвергали обработке в молотковой дробилке для удаления стекла. В дальнейшем полимерно-металлический концентрат проходил магнитную сепарацию на установке с постоянными магнитами и отсортированную магнитную составляющую использовали в составе шихты при производстве чушкового раскислителя. Немагнитная часть отходов поступала в шредерную установку для измельчения до фракции 10–15 мм, которую в дальнейшем подвергали магнитной и вихревой сепарациям. Вихревую сепарацию проводили с использованием ленточного конвейера с многополюсным магнитным ротором. При вращении многополюсной магнитной системы в металлических частицах индуцировались вихревые токи, которые в свою очередь создавали магнитное поле, противоположное по направлению роторной магнитной системе. В результате взаимодействия

магнитных полей металлические частицы, содержащиеся в немагнитной фракции, выбрасывались из движущегося потока и отделялись от неэлектропроводящей фракции. Извлеченную металлическую немагнитную фракцию использовали в дальнейшем в качестве компонента шихты при плавке в короткопламенной роторной печи (КПП). Неметаллическая фракция, состоящая преимущественно из пластика, подлежала переработке с получением гранул вторичного пластика, реализуемого потребителям.

После расплавления измельченного и очищенного алюминия в КПП, расплав переливали в печь дозатор «KROWNOMATIC», где выдерживали при температуре 740–760 °С и по подогретому лотку металл подавали в металлоприемник установки «CENTAUR». В нижней части металлоприемника размещались специальные отверстия для вытекания расплава. В зависимости от интенсивности работы ударного механизма вытекающая струя дробилась на капли, которые затвердевали в виде гранул размером 5–10 мм на поверхности вращающегося водоохлаждаемого стола. Удаление готовых гранул производили потоком сжатого воздуха. Алюминиевые гранулы, полученные по такой технологии из отходов 4 сорта класса Г соответствовали по составу АВ87 и имели несколько большие размеры по сравнению с алюминиевой дробью, полученной охлаждением капель расплава в воде.

Испытание опытной партии гранул в условиях Молдавского металлургического завода подтвердило возможность использования их для раскисления стали по технологии «ASIS». Образующийся бой стекла потребляется стеклозаводами, а пластик полностью используется для получения вторичного гранулированного пластика. Реализованная безотходная технология переработки отходов алюминия 4 сорта класса Г обеспечивает получение экологического и экономического эффекта.

УДК 621.74.046

М. А.¹ Фесенко, А. М.² Фесенко

¹Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», м. Київ

²Донбаська державна машинобудівна академія, м. Краматорськ

**ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ОТРИМАННЯ ЧАВУННИХ ВИЛИВКІВ ІЗ ДИФЕРЕНЦІЙОВАНОЮ СТРУКТУРОЮ ТА ВЛАСТИВОСТЯМИ
З БАЗОВИХ РОЗПЛАВІВ ЧАВУНІВ**

При виготовленні горизонтально розташованих у формі двобічних чавунних виливків із диференційованою структурою та властивостями в їх частинах за запропонованою нами технологією з базового чавуну з використанням методу внутрішньоформового диференційованого модифікування розплаву [1] необхідно підготувати розплав заданого хімічного складу і температури, забезпечити ефективне оброблення розплаву модифікувальними добавками при заливанні його в ливарну форму, а також при цьому виключити перемішування різномодифікованих потоків у порожнині ливарної форми.

Попередньо проведені нами дослідження із застосуванням методів математичного та фізичного моделювання, а також експериментальні лабораторні випробування на дослідних виливках показали, що без додаткових заходів щодо запобігання перемішування різнорідних потоків рідкого металу в порожнині форми в процесі заливання форми та твердіння вилівка отримати вилівок із диференційованою структурою та властивостями в різних частинах практично не є можливим. Для виключення перемішування різнорідних потоків розплаву необхідно передбачати бар'єр. Таким бар'єром може бути тверда розділова пластина, яка попередньо розміщується в порожнині форми перед заливанням її рідким металом на межі частин вилівка, в яких необхідно отримати диференційовану структуру та властивості. При цьому розділова пластина не повинна плавитися завчасно до твердіння вилівка і, в той же час, повинна з'єднуватися з обома частинами вилівка, забезпечуючи надійний зв'язок, не викликаючи утворення будь-яких дефектів або неоднорідностей, а також вносячи мінімальне спотворення в перехідному шарі для забезпечення його властивостей не нижче властивостей основного металу в частинах вилівка. Для обґрунтування оптимального варіанту технологічного процесу отримання двобічних чавунних виливків із диференційованими властивостями потрібне проведення комплексу досліджень.

Метою даної роботи є дослідження впливу типу та товщини розділових перегородок, що запобігають перемішуванню різнорідних потоків розплаву, а також температурних режимів лиття на процеси отримання в окремих частинах виливка диференційованої структури та властивостей.

Для досліджень обрано розплави чавунів двох типів: з вуглецевим еквівалентом $CE=3,00...3,20\%$, схильним до кристалізації з вибіленням, і з вуглецевим еквівалентом $CE=4,20...4,5\%$, схильним до кристалізації з виділенням графіту. Заливання розплавів чавунів у ливарну форму проводили при температурах 1380, 1420 і $1480 \pm 10^{\circ}C$. З метою запобігання перемішуванню розплаву в порожнині форми між різними частинами виливка в якості твердого бар'єру використовувалися обрізи листового прокату розміром 250×30 мм з вуглецевої сталі Ст3пс ГОСТ 380-90 та сталі Ст08кп ГОСТ 14918-80 товщиною 0,5; 1,0, 1,5, 2,0 і 3,0 мм, а також із сірого чавуну товщиною 1,0; 3,0; 5,0; 7,0 і 10,0 мм. Пластини зі сталі Ст08кп з обох сторін були покриті шаром металевого цинку Ц0...Ц1 ГОСТ 3640-94 товщиною 60...80 мкм. В якості експериментальних виливків обрані горизонтальна плита з розмірами 240×240 мм і товщиною 25 мм і брус з розмірами 240×120 мм і товщиною 50 мм. Щоб виключити вплив інших факторів, крім досліджуваних, випробовувані розділові пластини різної товщини попередньо розміщувалися в порожнині загальної ливарної форми з відстанню між окремими пластинами 60 мм і між краєм робочої порожнини форми і пластинами в 60 мм. Підведення рідкого металу в форму забезпечувалося через загальну ливникову систему, з чотирма живильниками з перерізом $0,5 \times 1,0$ см. Схема ливарної форми з розміщеними в ній розділовими пластинами для виливка горизонтальна плита представлена на рис. 1, а, б, а отриманий виливок – на рис.1, в.

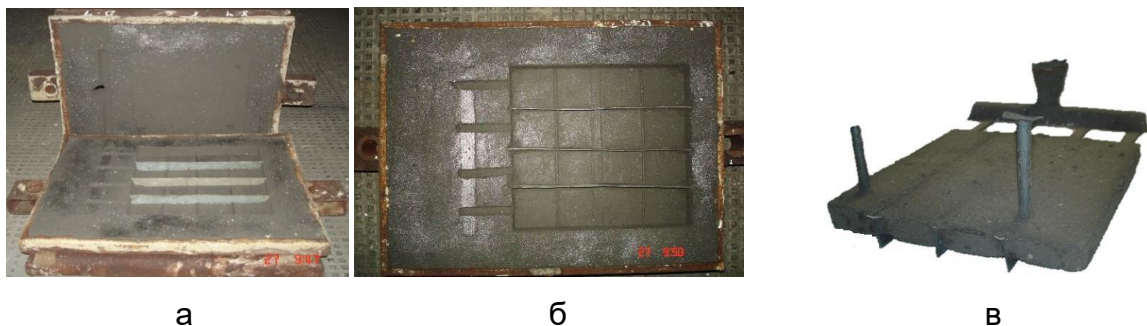


Рисунок 1 – Ливарна форма з розміщеними в порожнині сталевими пластинами (а, б) і загальний вид отриманого виливка «Горизонтальна плита» (в)

Для аналізу результатів експерименту кожну плиту після її твердіння й охолодження до кімнатної температури ударним навантаженням руйнували по осі симетрії перпендикулярно розділовим пластинам, після чого досліджували характер зламу,

макроструктуру та після вирізання зразків і підготовки мікрошліфів – мікроструктуру в районі розташування пластин і на різній відстані від них.

Як показав аналіз проведених експериментальних досліджень чавунні перегородки товщиною до 7,0 мм при заливанні рідким чавуном навіть при температурі 1380...1400 °С практично повністю розплавляються теплом розплаву, який поступає в порожнину форми, та не запобігають перемішування різних потоків розплаву в порожнині форми, що не дозволяє забезпечити диференціацію структури в окремих частинах вилівка. При підвищенні температури рідкого чавуну, що заливається, швидкість розплавлення перегородок зростає, що зміщує час початку перемішування розплаву в окремих частинах вилівка на більш ранні етапи заливання порожнини форми й ускладнює отримання диференційованої структури та властивостей в вилівку.

Перегородки з вуглецевої сталі і з оцинкованого сталевих листа зберігаються в вилівку практично при всіх досліджених температурах заливання. У той же час при використанні в якості твердого бар'єру пластин з вуглецевої сталі навіть після їх ретельного оброблення та підготовки перед установленням у форму в перехідній зоні вилівка висока ймовірність утворення дрібних раковин і пористості. Надійне сплавлення перегородок із щільними перехідними шарами забезпечує застосування листової оцинкованої сталі.

За результатами досліджень отримані дані щодо впливу товщини таких перегородок і температури заливання чавуну в форму на товщину, структуру, а також характеристики міцності перехідних зон у вилівку. Розроблено технологічні рекомендації щодо виготовлення вилівок типу горизонтальна плита та брус із базових розплавів чавунів із структурою та властивостями білого чавуну в одній частині, а також високоміцного чавуну з кулястим графітом в іншій частині вилівка.

Список літератури

1. Фесенко, М. А. Внутриформенное модифицирование для получения чугуновых отливок с дифференцированными структурой и свойствами / М. А. Фесенко, А. М. Фесенко, В. А. Косячков // Литейное производство. – 2010. – №1. – С.7 – 13.

УДК 621.74

М.А. Фесенко¹, А. М. Фесенко²

¹Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», м. Київ

²Донбаська державна машинобудівна академія, м. Краматорськ

ФІЗИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ВНУТРІШНЬОФОРМОВОГО МОДИФІКУВАННЯ ЧАВУНУ

У чавуноливарному виробництві одним із ефективних і розповсюджених методів впливу на структуру та властивості металу в виливках є модифікування розплаву. Серед відомих методів виділяється оригінальністю й ефективністю процес оброблення рідкого чавуну модифікувальними сплавами (реагентами) безпосередньо в ливарній формі (Інмолд-процес).

При обробленні рідкого чавуну в ливарній формі модифікувальний сплав (реагент) перед складанням форм завантажують у спеціальну реакційну камеру, яка є складовим елементом ливникової системи й являє собою резервуар між стояком і шлаковловлювачем частіше розташований у нижній півформі. В процесі заливання рідкий чавун в реакційній камері взаємодіє з модифікувальним сплавом, розчиняє його та надходить в порожнину ливарної форми, в якій формується вилівок із заданою структурою та властивостями [1].

Серед визначальних факторів, що впливають на структуру, властивості та якість виливків, одержуваних методом внутрішньоформового оброблення розплаву, є тип і хімічний склад модифікаторів (реагентів). Для модифікаторів певного хімічного складу ступінь засвоєння основних його елементів чавуном в значній мірі залежить від температурних режимів лиття і модифікування, кількості та зернистості добавки, геометричної форми реакційної камери, ступеня заповнення її добавками та положення каналів, які підводять розплав до неї.

Під час розроблення технологічного процесу виробництва виливків різного типорозміру із застосуванням внутрішньоформового оброблення розплаву всі перераховані параметри необхідно відпрацьовувати та оптимізувати. Однак на сьогоднішній день дослідження прямими методами на розплавленому металі з візуалізацією явищ і процесів, які відбуваються при заливанні та кристалізації чавуну в ливарній формі,

для оптимізації внутрішньоформового модифікування не є можливим, тому в даній роботі для досліджень обрано метод фізичного моделювання.

Експерименти проводили на спеціально сконструйованій фізичній моделі, яка являє собою ливарну форму, виконану у вигляді прозорої плоскої плити з прозорою ливниково-модифікувальною системою з змінними її елементами. В якості речовини, що моделює рідкий чавун, використовувалась вода кімнатної та підігрітої до певної температури, розплавлені парафін і гіпосульфат натрію. Речовинами, що імітують модифікувальні добавки виступали деревна тирса, кухонна сіль, мелений парафін та кава, порошок гіпосульфату натрію. Вибір модельних матеріалів для досліджень проводили з урахуванням співвідношення теплофізичних їх характеристик, а також рідкого чавуну й реальних модифікувальних сплавів (графітизувальних, сфероїдизувальних і карбідотворювальних), які широко використовуються в чавуноливарному виробництві. Внутрішньоформове оброблення моделювали з використанням реакційних камер циліндричної та сферичної форми з прямим, відцентровим і дотичним підведенням каналів до них на різних рівнях по висоті. Для забезпечення необхідного коефіцієнту їх заповнення (25, 50, 75 і 100%) завантажували добавки з розміром часток менше 1,0 мм, 1,0...2,5, 2,5...5,0 мм, більше 5,0 мм.

В результаті проведених багаточисельних досліджень на фізичній моделі встановлені основні закономірності процесу внутрішньоформового оброблення розплаву в реакційних камерах різної форми, визначені оптимальні технологічні характеристики модифікувальних сплавів (реагентів) при різному коефіцієнті заповнення ними реакційних камер. Розроблено практичні рекомендації щодо технологічних процесів виробництва дрібних (масою до 100 кг) промислових чавунних виливків різної конфігурації з застосуванням технології внутрішньоформового модифікування розплаву.

Список літератури

1. Фесенко, М. А. Перспективные направления использования метода внутрiformенного модифицирования расплава для изготовления отливок с заданными эксплуатационными свойствами / М. А. Фесенко, А. Н. Фесенко // Литье и металлургия. – 2013. – Т. 4(73). – С. 35–41.

УДК 669.715

М. А. Фон Прусс, М. М. Ворон

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

СТВОРЕННЯ СТРУКТУРНО-МОДИФІКОВАНОЇ ШИХТИ СИЛУМІНІВ З ВИСОКИМ ВМІСТОМ ЗАЛІЗА ШЛЯХОМ НАДШВИДКОЇ КРИСТАЛІЗАЦІЇ РОЗПЛАВУ

Алюмінієві сплави за обсягом виробництва займають друге місце після сплавів на основі заліза. Поєднання їх властивостей робить цей вид матеріалів корисним та необхідним для сучасної промисловості. Алюмінієві сплави є також важливою сировиною з огляду на надзвичайну придатність для вторинного використання. Тим не менш, з кожним циклом їх переробки відбувається підвищення вмісту заліза, що має дуже негативний вплив на механічні властивості даного типу матеріалів. Особливо це стосується силумінів [1].

Для зменшення негативного впливу заліза в силумінах широко застосовують різні види модифікування. Найбільш популярним є додавання до сплавів марганцю, який ефективно змінює несприятливу голчасту морфологію залізовмісних фаз на більш розгалужену у формі ієрогліфа. Серед інших модифікаторів також виділяють нікель, хром, кобальт і ванадій, які є досить дорогими, а їх вміст часто обмежується [2]. Іншими ефективними методами є різні прийоми фізичного модифікування або обробки розплаву температурними або силовими полями [3]. В той же час, найбільш простим та досить вживаним є метод структурного наслідкового модифікування [4].

В даний час авторами проводиться робота по встановленню особливостей структуроутворення та фазового стану швидко закристалізованих гранул алюмінієвого сплаву АК12М2 з вмістом заліза 2-2,5 % мас. та нікелю 0,5 % мас. При цьому, вміст марганцю був у 10 разів нижчим за вміст заліза.

Алюмінієвий сплав готували в лабораторній печі опору, використовуючи в якості шихтових матеріалів 100 % відходів низької якості – стружку, лом та ін. Розплав, перегрітий до температур 850 ± 10 °С та 880 ± 10 °С заливали через графітовий розсікач у воду, в результаті чого утворювалися гранули алюмінієвого сплаву. Таким чином намагалися максимально подрібнити голки β -фази Al_5SiFe , спробувати зафіксувати метастабільні фази та первинні фази перитектичного походження.

Гранули, одержані з температури 850 ± 10 °С мали в своїй структурі залізовмісні фази лише голчастого типу (Al_5SiFe) з розмірами 20–100 мкм. Гранули, одержані з

температури 880 ± 10 °C суттєво відрізнялися, маючи в своєму складі фазу $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ з розміром гілок в перетині ~ 15 мкм та β -фазу Al_5SiFe значно дещо менших розмірів та більш тонкої будови. Особливістю другого досліджу є те, що для фази $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ зазвичай є характерним сумарний вміст марганцю та заліза близько 25 % мас. В нашому випадку ця цифра складала 30–31 % мас, при вмісті марганцю $4 \pm 0,5$ % мас.

Список літератури

1. *Лебедев, В.М.* Применение литейных алюминиевых сплавов в сельском хозяйстве // Литейное производство. – 1991. – № 3. – С. 5-6
2. *Стеценко В. Ю.* Модифицирование вторичных сплавов / В. Ю. Стеценко // Литейное производство. – 2015. – № 3. – С. 54-56.
3. *Марукович Е. И., Стеценко В. Ю.* Модифицирование сплавов. Минск: Беларуская наука, 2009. 192 с.
4. *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 доступа: <http://elib.sfu-kras.ru/handle/2311/13236>.

УДК 669.715

М.А. Фон Прусс, М.М. Ворон

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

СТВОРЕННЯ СТРУКТУРНО-МОДИФІКОВАНОЇ ШИХТИ СИЛУМІНІВ З ВИСОКИМ ВМІСТОМ ЗАЛІЗА ШЛЯХОМ НАДШВИДКОЇ КРИСТАЛІЗАЦІЇ РОЗПЛАВУ

Алюмінієві сплави за обсягом виробництва займають друге місце після сплавів на основі заліза. Поєднання їх властивостей робить цей вид матеріалів корисним та необхідним для сучасної промисловості. Алюмінієві сплави є також важливою сировиною з огляду на надзвичайну придатність для вторинного використання. Тим не менш, з кожним циклом їх переробки відбувається підвищення вмісту заліза, що має

дуже негативний вплив на механічні властивості даного типу матеріалів. Особливо це стосується силумінів [1].

Для зменшення негативного впливу заліза в силумінах широко застосовують різні види модифікування. Найбільш популярним є додавання до сплавів марганцю, який ефективно змінює несприятливу голчасту морфологію залізовмісних фаз на більш розгалужену у формі ієрогліфа. Серед інших модифікаторів також виділяють нікель, хром, кобальт і ванадій, які є досить дорогими, а їх вміст часто обмежується [2]. Іншими ефективними методами є різні прийоми фізичного модифікування або обробки розплаву температурними або силовими полями [3]. В той же час, найбільш простим та досить вживаним є метод структурного наслідкового модифікування [4].

В даний час авторами проводиться робота по встановленню особливостей структуроутворення та фазового стану швидко закристалізованих гранул алюмінієвого сплаву АК12М2 з вмістом заліза 2-2,5 % мас. та нікелю 0,5 % мас. При цьому, вміст марганцю був у 10 разів нижчим за вміст заліза.

Алюмінієвий сплав готували в лабораторній печі опору, використовуючи в якості шихтових матеріалів 100 % відходів низької якості – стружку, лом та ін. Розплав, перегрітий до температур 850 ± 10 °С та 880 ± 10 °С заливали через графітовий розсікач у воду, в результаті чого утворювалися гранули алюмінієвого сплаву. Таким чином намагалися максимально подрібнити голки β -фази Al_5SiFe , спробувати зафіксувати метастабільні фази та первинні фази перитектичного походження.

Гранули, одержані з температури 850 ± 10 °С мали в своїй структурі залізовмісні фази лише голчастого типу (Al_5SiFe) з розмірами 20–100 мкм. Гранули, одержані з температури 880 ± 10 °С суттєво відрізнялися, маючи в своєму складі фазу $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ з розміром гілок в перетині ~ 15 мкм та β -фазу Al_5SiFe значно дещо менших розмірів та більш тонкої будови. Особливістю другого дослідження є те, що для фази $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ зазвичай є характерним сумарний вміст марганцю та заліза близько 25 % мас. В нашому випадку ця цифра складала 30–31 % мас, при вмісті марганцю $4 \pm 0,5$ % мас.

Список літератури

1. Лебедев, В.М. Применение литейных алюминиевых сплавов в сельском хозяйстве // Литейное производство. – 1991. – № 3. – С. 5-6

2. Стеценко В. Ю. Модифицирование вторичных сплавов / В. Ю. Стеценко // Литейное производство. – 2015. – № 3. – С. 54-56.

3. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Модифицирование сплавов. Минск: Беларуская наука, 2009. 192 с.

4. 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 доступа: <http://elib.sfu-kras.ru/handle/2311/13236>.

УДК 621.785.5:669.018.25

Я.О. Чейлях¹, О.П. Чейлях¹, К. Шимізу², К.В. Голюк¹

(¹ДВНЗ «ПДТУ», м. Маріуполь;

²Муроранський інститут технологій, м. Муроран, Японія)

МІЖФАЗНИЙ РОЗПОДІЛ ЛЕГУЮЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ В СТРУКТУРІ НАПЛАВЛЕНОГО Fe-Cr-Mn МЕТАЛУ З МЕТАСТАБІЛЬНИМ АУСТЕНИТОМ

Вирішення проблеми підвищення зносостійкості та довговічності багатьох видів деталей машин та обладнання що відновлюються наплавленням пов'язана з ефективним розумінням та використанням фазово-структурних переваг зносостійких наплавлених сталей з метастабільним аустенітом [1].

Зразки розробленого та дослідженого наплавленого електродуговим способом Fe-Cr-Mn металу марок 12Х13Г12САФ і 40Х13Г12САФ з метастабільним аустенітом підвергали відпуску при температурах 500, 600 і 700 °С з витримками 1, 3, 5 годин. Мікроструктура є переважно аустенітною с дисперсійним зміцненням частинками твердих надлишкових фаз. В залежності від температури відпуску з аустеніту виділяються дисперсні частинки надлишкових твердих фаз (як при старінні), що викликає дестабілізацію аустеніту, внаслідок підвищення точки M_n вище кімнатної температури і утворюється мартенсит гарту при охолодженні з температур відпуску. В результаті цього аустенітна структура набуває різну ступінь метастабільності і, відповідно, здатності до деформаційного мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha'$ перетворення при зношуванні (ДМПЗ) [2].

Дослідженнями зразків за допомогою скануючого електронного мікроскопу «JEOL JSM-6510» методом мікрорентгеноспектрального енергодисперсійного мікроаналізу встановлено диференцьований розподіл легуючих елементів в фазових складових мікроструктури. Підтверджено ступінчасто-пошаровий характер розподілу легуючих елементів та вуглецю після відпуску наплавленого металу при вивчених температурах та витримках (табл.): в другому шару (№2) зміст легуючих елементів більш ніж в першому (№1): хрому на 2,5...4,4 %, марганцю на 2,44... 2,85 %, кремнію на 0,38...0,76 %, ванадію на 0,25...0,4 %. Розподіл легуючих елементів між аустенітом і мартенситом в цілому більш-менш рівномірний та відповідає середньої концентрації в наплавлених шарах.

В структурі наплавленого металу незалежно від шару спостерігаються включення сферичної форми (чорного та білого кольорів), які розподілені рівномірно. Включення чорного кольору ідентифіковані як силіконітриди марганцю $(Mn)Si_xN_y$, в складі яких висока кількість марганцю 27,5...52,11 %, кремнію 5,46...15,19 %, азоту 4,58...18,72 %. При цьому розміри включень силіконітридів сферичної форми різняться від достатньо крупних 3...3,9 мкм до вельми дисперсних – 130...220 нм, більшість з яких є середніх розмірів 0,85...1,3 мкм.

Таблиця – Розподіл легуючих елементів в наплавленому металі 12X13Г12САФ після відпуску при 500 °С, витримка 5 год.

Шар №, вид фази	Вміст легуючих елементів, мас. %				
	Cr	Mn	Si	V	N
1	9,73...10,61	8,82...10,09	1,11...1,21	0,77...0,88	0,1...0,35
2	12,24...15,02	11,26...12,93	1,49...1,97	1,02...1,29	0,28...0,35
$(Mn)Si_xN_y$ (велике)	0,69	52,11	15,19	0,23	18,72
$(Mn)Si_xN_y$ (середнє)	9,15	32,26	8,0	0,76	8,09

Примітка: додатково міститься 0,03...0,15 % Мо.

Високодисперсні частинки сферичної форми білого кольору - нанорозмірів 220...650 нм, більшість яких розмірів 400...430 нм, склад яких не розрізняється енергодисперсійним методом мікроаналізу. Тому можна припустити, що вони відповідають нітридам або карбонітридам ванадію. Таким чином, в наплавленому металі зосереджуване комплекс механізмів зміцнення – твердорозчинний, дислокаційний, ди-

сперсійний частинками силіконітридів марганцю і нітридів або карбонітридів ванадію (VCN), та $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПЗ. Виділення дисперсних частинок надлишкових твердих фаз при відпуску з одного боку зміцнює наплавлений метал, з другого дестабілізує аустеніт, активізує таким чином розвиток $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПЗ, що забезпечує підвищення зносостійкості при оптимальних параметрах фазово-структурного складу та метастабільності аустеніту.

Список літератури

1. Рябцев, И. А. Наплавка деталей машин и механизмов / И. А. Рябцев. – К. : Екотехнологія, 2004. – 160 с.
2. Чейлях Я.А., Чейлях А.П., Чигарев В.В. Самоупрочняющиеся износостойкие сплавы. – Мариуполь: ООО «ППРС», 2016. - 264 с.

УДК 621.785:669.131.2

О.П. Чейлях¹, Я.О. Чейлях¹, К. Шимізу², О.О. Келін¹

¹(ДВНЗ «ПДТУ», м. Маріуполь)

²(Муроранський інститут технологій, м. Муроран, Японія)

ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ ГАРТУВАННЯ НА ФАЗОВИЙ СКЛАД, МЕСТАСТАБІЛЬНІСТЬ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗНОСОСТІЙКИХ Fe-Cr-Mn-C ЧАВУНІВ

Проблема підвищення зносостійкості багатьох деталей машин залишається актуальною. Її вирішення найбільш перспективно за рахунок створення метастабільних станів аустенітних фаз в зносостійких сплавах з використанням деформаційних мартенситних перетворень при зношуванні (ДМПЗ) та динамічного деформаційного старіння (ДДС), що забезпечує ефекти самозміцнення, самоадаптації, саморелаксації мікронапруг безпосередньо в процесі випробувань та експлуатації [1]. Метою роботи є підвищення зносостійкості легованих чавунів системи Fe-Cr-Mn-C з різним змістом вуглецю за рахунок оптимізації фазово-структурного складу та метастабільності аустеніту параметрами гартування.

Досліджувалися чавуни 90X23Г6С2Ф і 230X21Г7Д2 з близьким змістом хрому та марганцю але з різним змістом вуглецю (0,9 і 2,3 % С), та додатковим легуванням ванадію (0,25 % V) та міді (1,55 % Cu) в литому стані, після гартування з різних температур від 950 до 1150 °С, охолодженням на повітрі, відпуск 250 °С, 1 год.

Мікроструктура чавунів в литому стані складається з дендритів первинного аустеніту, продуктів його розпаду і евтектичних аустенитно-карбідних колоній. При цьому зміст карбідних фаз в чавуні 230X231Г7Д2 значно вище, ніж в чавуні 90X23Г6С2Ф, що пояснюється великим вмістом вуглецю. Після гартування з температури 950 °С мікроструктура чавунів диспергується внаслідок процесів перекристалізації, виділення дисперсних вторинних карбідів хрому $(Cr,Fe)_{23}C_6$ і розпадом дендритів первинного аустеніту з утворенням мартенситу. При цьому твердість чавунів зростає: сплаву 90X23Г6С2Ф з HRC29 до HRC36, а чавуну 230X231Г7Д2 з HRC50 до HRC63.

При подальшому підвищенні температури загартування до 1150 °С процес виділення вторинних карбідів конкурує з їх розчиненням в аустеніте, про що свідчить підвищення мікротвердості останнього: в 90X23Г6С2Ф з 380HV (в литому стані) до 537HV (гартування 1150 °С), в 230X231Г7Д2 з 586HV до 657HV, відповідно. Зі збільшенням температури нагріву з 950 °С до 1150 °С вміст мартенситу гарту зменшується, а аустеніту, навпаки, збільшується: в сплаві 90X23Г6С2Ф з 48 % до 84 %, в чавуні 230X231Г7Д2 з 49 % до 90 %. Комплексні випробування зносостійкості в умовах абразивного зношування кварцовим піском, а також в умовах ударно-абразивного зношування в середовищі литого чавунного дробу показали, що в залежності від температури гартування відносна зносостійкість змінюється екстремально (табл.).

Марка сплаву	$T_{\text{гарт.}}, ^\circ\text{C}$	HRC	ϵ_a	$\Delta M_a, \%$	$\epsilon_{y.a.}$	$\Delta M_{y.a.}, \%$
90X23Г6С2Ф	Литий	29	1,36	22	2,6	9
	950	36	1,42	26	5,3	17
	1050	37	1,3	23	4,6	15
	1150	35	1,4	17	3,4	10
230X21Г7Д2	Литий	50	3,1	14	9,7	3
	950	63	4,0	24	9,8	15
	1050	56,5	3,5	31	14,2	19
	1150	37,5	1,7	4	4,0	7

Максимум відносної абразивної зносостійкості (ϵ_a) для обох сплавів отримано при температурі гартування 950 °С, що співпадає з найбільшою твердістю та найбільшим приростом мартенситу деформації (ΔM_a) в наслідок $\gamma_{\text{зал.}} \rightarrow \alpha'$ ДМПЗ (див. табл.). Максимум відносної ударно-абразивної зносостійкості ($\epsilon_{y.a.}$) 90X23Г6С2Ф також відповідає температурі гартування 950 °С та найбільшому приросту $\Delta M_{y.a.}=17\%$, чавуна 230X21Г7Д2 максимум $\epsilon_{y.a.}$ - температури 1050 °С, та найбільшому приросту

мартенситу гарту $\Delta M_{y.a.} = 19\%$. (але це не відповідає максимальній твердості, див. табл.). Це пояснюється вирішальним внеском $\gamma_{зал.} \rightarrow \alpha'$ ДМПЗ в формуванні опору зношуванню, оскільки мартенсит деформації що отримується в тонкому поверхневому шарі зразків при зношуванні відрізняється від мартенситу гарту більш високими твердістю, величиною мікростворень. К тому ж на ДМПЗ і супроводжувальні його процеси структуроутворення витрачається значна частка зовнішній механічної енергії яка підводиться до зразка при випробуваннях, та менша частка залишається на зародження тріщин та руйнування металу. При цьому чавун 230X21Г7Д2 має в 2,5...3 рази більшу зносостійкість, ніж 90X23Г6С2Ф в кожному з умов випробувань на зношування. Це пояснюється більш високим змістом вуглецю, що обумовлює з одного боку більший зміст карбідних фаз, з другого – більш високий рівень зміцнення метастабільного аустеніту, та як результат більше зміцнення мартенситу деформації що отримується в наслідок розвитку $\gamma_{зал.} \rightarrow \alpha'$ ДМПЗ та ДДС.

Таким чином для абразивного характеру роботи необхідно проводити гартування таких сплавів з температури 950 °С, а для ударно-абразивних умов експлуатації – гартування з температури 1050 °С.

Список литературы

1. Чейлях А.П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии. – Мариуполь: ПГТУ, - 483 с.

УДК 621.785.5:669.131.2

А.П. Чейлях¹, Я.А. Чейлях¹, К. Шимизу²

¹(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

²(Муроранский институт технологий, г. Муроран, Япония)

МЕЖФАЗНОЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ХИМИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ В СТРУКТУРЕ ИЗНОСОСТОЙКОГО Fe-Cr-Mn-C ЧУГУНА

Формирование механических и эксплуатационных свойств износостойких легированных чугунов во многом определяется их фазово-структурным составом, зависящем от характера их легирования и режимов термической обработки [1]. При этом характер распределения легирующих элементов между фазами в их структуре

в зависимости от их состава и параметров обработки остается недостаточно изученным и представляет определенный научный и практический интерес.

Микрорентгеноспектральный энергодисперсионный анализ микроструктуры чугуна 230X21Г7Д2 после закалки с разных температур, выполненный на сканирующем электронном микроскопе "GSM JEOL 6510", показал дифференцированный характер распределения химических элементов в фазах. Углерод, хром, кремний, медь и марганец распределены между основными фазами (аустенитом, первичными и вторичными карбидами) неравномерно. Содержание углерода в крупных первичных карбидах типа Cr_7C_3 составило 6,24...6,53 %, одновременно в них содержится 2,7...3,14 % Mn и 29...39 % Fe, что свидетельствует о замещении части атомов хрома атомами железа и марганца. Содержание кремния (0,03...0,07 % Si) и меди (0,08...0,2 % Cu) в составе карбидов минимально, в основном они сосредоточены в твердорастворных фазах – аустените и мартенсите, либо продуктах их распада.

Для повышения износостойкости легированных чугунов отливки обычно подвергают закалке (нормализации) с выдержкой при 900...1170 °C и охлаждением изделий на воздухе [1]. С повышением температуры закалки в изученных пределах (950...1150 °C) содержание углерода в аустените сначала возрастает с 1,94 % (литое состояние) до 2,09 % (закалка с 1050 °C), затем снижается до 1,64 % (закалка с 1150 °C). Это показывает конкурирующее действие процессов растворение↔выделение частиц карбидов (вторичных) при нагреве и выдержке в интервале высоких температур (950...1150 °C). Содержание марганца в γ -фазе увеличивается с 2,1 % (литое состояние, закалка с 950 °C) до 3,21 % (закалка с 1150 °C), одновременно просматривается тенденция к увеличению содержания меди (1,75 %) в аустените с ростом температуры нагрева. Все эти концентрационные изменения являются факторами повышения степени стабильности аустенита к распаду при охлаждении до комнатной температуры и, очевидно, при последующей локальной деформации в процессе изнашивания. Важной особенностью и преимуществом исследованных сплавов является деформационная метастабильность аустенита в их структуре, способного к деформационному мартенситному $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращению при изнашивании (ДМПИ), что сопровождается эффектами самоупрочнения, самоадаптации, саморелаксации микронапряжений [2].

Характер распределения углерода и легирующих элементов по линии сканирования электронного луча, пересекающей дендриты первичного аустенита и карбидов в структуре чугуна 230X21Г7Д2 показывает следующее. В местах расположения

карбидов хрома кривые, характеризующие содержание Cr, C, Mn резко поднимаются до высоких значений, а при переходе к аустениту – напротив, падают, в то время как характер распределения железа противоположен.

Такой характер распределения химических элементов подтверждается и в поле зрения микрошлифов чугуна 230X21Г7Д2 после закалки с разных температур. В местах расположения карбидных фаз наблюдается высокая концентрация углерода, хрома, повышенная концентрация марганца. Содержание железа выше в твердых растворах (аустенит, мартенсит), чем в карбидных частицах, кремния – значительно больше в твердых растворах и минимально – в карбидах. Медь в структуре чугуна 230X21Г7Д2 распределена в целом равномерно.

Настоящим исследованием установлено, что карбиды хрома в своем составе содержат кроме хрома железо и марганец, соответствуют следующему стехиометрическому составу: $(Cr,Fe,Mn)_7C_3$ и $(Cr,Fe,Mn)_{23}C_6$, в отличие от большинства известных данных о частичном замещении атомов хрома атомами железа в сплавах близкого легирования [1]. Полученные данные об изменении распределения элементов в фазах структуры под влиянием закалки с разных температур позволят управлять степенью метастабильности аустенита и, соответственно, свойствами таких чугунов.

Список литературы

1. Чугун: Справочник / Под ред. А.Д. Шермана и А.А. Жукова.- М.: Metallurgy, 1991.- 576 с.
2. Чейлях А.П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии. – Мариуполь: ПГТУ, - 483 с.

УДК 669.162.267.6

К.І. Чубін, С.А. Стороженко, О.А. Чубіна, В.В. Сергін

Дніпровський державний технічний університет, Кам'янське

ДОСЛІДЖЕННЯ ТА РОЗРОБКА СПОСОБІВ УТИЛІЗАЦІЇ МЕТАЛОВІДХОДІВ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

Не для кого не секрет, що ливарне виробництво машинобудівних підприємств - джерело великої кількості металовідходів, що за вмістом заліза не поступаються і

навіть перевершують залізорудні концентрати. З технічної точки зору ці відходи ливарного виробництва можуть бути перероблені і повторно використані.

Проблему ефективного використання металовідходів найраціональніше вирішувати при організації їх переплавки безпосередньо на місці утворення - в ливарних цехах машинобудівних заводів без тривалого транспортування і безповоротних втрат металу.

Перспективу комплексного рішення проблеми утилізації металовмісних відходів відкриває застосування ротаційних печей, що нахилиються (РНП) та індукційних печей, які треба розглядати як активний рафінуючий агрегат.

Для відпрацювання дуплекс-процесу «РНП - індукційна піч» групою вчених в умовах дослідної лабораторії Дніпровського технічного університету було проведено декілька високотемпературних експериментів.

В основному тиглі 150-кг індукційної печі проводили рафінування розплаву, що за хімічним складом відповідає отриманому в РНП напівпродукту з чавунної і змішаної стружки.

Розплав, що містить 4,11 – 4,26 % С, 0,11 – 0,23 % Мп, 0,76 – 0,85 % Si, 0,045 – 0,050 % S і 0,042 – 0,058 % Р, з початковою температурою 1320 - 1330 °С обробляли диспергованим магнієм марки МГП-99, фракції 0,67 - 1,0 мм, що подавався в потоці аргону ($J_{Ar} = 0,12 \text{ м}^3 / (\text{т}\cdot\text{хв})$) за допомогою погрузної фурми з відкритим з торця випарником, розташованим на відстані 50 мм від днища тигля. Питанна інтенсивність обробки (J_{Mg}) складала 0,041 - 0,059 кг/ (т·хв).

Перед початком обробки магнієм з поверхні розплаву повністю видаляли первинний шлак і наводили новий шляхом присадки 2 кг доменного шлаку, що має склад: 47,4 % CaO, 39,4 % SiO₂, 1,04 % MnO, 4,5% Al₂O₃, 5,18 % MgO, 0,82 % FeO, 0,29 % Fe₂O₃, 0,51 % S, 0,44 % Na₂O і 0,42 % K₂O.

В процесі обробки відбирали проби розплаву спеціальним пробовідбірником з інтервалом 1,0 - 3,0 хв. Після закінчення плавки заміряли температуру розплаву і відбирали проби кінцевого металу і шлаку, які піддавали аналізу. В ході обробки підтримувалося індукційне підігрівання розплаву з поданням навантаження на індуктор 30-40% від номінальної.

Для з'ясування впливу складу газової фази над поверхнею оброблюваного розплаву в серії плавок створювали контрольоване повітряне і нейтральне (азот) газове середовище під кришкою, що накриває тигель.

Залежно від умов обробки магнієм, концентрації сірки і кисню в розплаві, складу газової фази і шлакового покриву над розплавом отримали різний рівень розвитку реакцій десульфурзації з видаленням сірки в шлакову фазу або з газопиловим потоком.

Присутність повітряної атмосфери над поверхнею металу супроводжується збільшенням частки сірки, що видаляється з газопиловим потоком, до 65,1-75,8%, в той час як десульфурация при створенні нейтрального (азот) газового середовища протікає з видаленням 58,1- 73,0% сірки.

В ході проведених досліджень була доведена доцільність переробки чавунної і змішаної стружки за допомогою ротаційних печей, що нахилиються, з наступним рафінуванням розплаву в індукційних печах з основною футерівкою, для чого був встановлений оптимальний склад шлаку.

Застосування дуплекс-процесу «РНП-індукційна піч» в умовах ливарного виробництва дозволяє не тільки використовувати дисперсні металовідходи без їх попередньої підготовки, но і дає можливість перейти до обробки рідкого металу в індукційній печі з подальшою витримкою і розливанням в ливарну форму для отримання фасонного литва минаючи стадію розплавлення, що збільшує продуктивність індукційних печей, значно понизивши питомі витрати електроенергії на плавку металу.

Список літератури

1. *Ровин С.Л.* Применение ротационных наклоняющихся печей для организации безотходного оборота металлов на машиностроительных предприятиях и производства отливок / С.Л. Ровин, А.С. Калиниченко. – "Литье Украины", 2017. – № 8 (204). – С. 2—8.

2. [Електронний ресурс]. — Режим доступу: <https://mash-xxl.info/info/432380/>

УДК 669.13 (03)

О. И. Шинский, В. С. Дорошенко, П. Б. Калюжный

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, г. Киев

КАК В ЧУГУННОЙ ИЛИ СТАЛЬНОЙ ОТЛИВКЕ ПОЛУЧИТЬ МАРТЕНСИТ ДЕФОРМАЦИИ, УПРОЧНЯЮЩИЙ ОТЛИВКУ ПРИ ЕЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Сплавы, образующие мартенсит деформации, можно отнести к адаптивным материалам, самопроизвольно реагирующим на внешние механические воздействия с изменением собственной структуры и характеристик. Образование в изделиях из чугуна или стали многофазной структуры с метастабильным остаточным аустенином, испытывающим при нагрузке динамическое деформационное мартенситное превращение, как механизм упрочнения и адаптации материала ко внешним воздействиям, описано в т. ч. украинскими учеными Малиновым Л. С., Волощенко С. М., Неижко И. Г. и др. (обзор работ и рисунки схем трип-эффекта с образованием мартенсита деформации приведены в статье [1]).

Сегодня в мире отливки из стали составляют 10% от общей массы, а из чугуна - 70%. На примере из диссертации д. т. н. Волощенко С. М., при закалке отливок из высокопрочного чугуна (ВЧ) с изотермической выдержкой в течение 1, 2 и 3 часа получено в структуре отливок, соответственно, 35, 31 и 27 % остаточного аустенита, а пластическая деформация отливки приводила к распаду примерно 1/5 от начального количества остаточного аустенита с формированием мартенсита, упрочняющего деформированный слой металла.

В целях получения изотермически закаленной отливки из чугуна или стали с остаточным аустенином для превращения его в мартенсит деформации нашим институтом получено ряд указанных ниже патентов Украины по совершенствованию литейного процесса. Как базовый использован способ литья по газифицируемым моделям (ЛГМ) в вакуумируемой форме из песка (без связующего), сыпучесть которого после снятия вакуума позволяет быструю выбивку из формы горячей отливки и ступенчатое ее охлаждения (СО) подобно изотермической закалке для получения, в частности ВЧ, с бейнитной структурой и остаточным аустенином (пат. UA 23731, 2018). В варианте этого способа СО изотермическую выдержку выполняют в нагретом песке, засыпая им отливку из черных сплавов в таком же контейнере, как и при формовке модели. Также при СО чугунную или стальную отливку могут засыпать

нагретыми пропантами повышенной «текучести», в т. ч. используя вибрацию или псевдооживление сыпучего материала (пат. UA 131581, 2019). Для удобства извлечения из сыпучего песка формы мелких горячих отливок в контейнерную опоку помещают сетчатую корзину, в которой после формовки, заливки и затвердевания отливок вынимают их из песчаной формы, и в этой корзине проводят СО отливок подобно изотермической закалке, минуя перлитное превращение в их металле и получая в нем остаточный аустенит (пат. UA 131907, 2019). Для достижения в отливке требуемого количества остаточного аустенита (парамагнитной фазы) при СО используют магнитный датчик (по методу магнитной ферритометрии), подающий сигнал об окончании цикла СО (пат. UA 131968, 2019). При СО этап закалки отливки из аустенитного состояния в литейной форме предложен методом псевдооживления ее песка в этой форме, адаптированным Калюжным П. Б. (пат. UA 133701, 2019). Для механизации и автоматизации ЛГМ-процесса с СО отливок для получения в них остаточного аустенита разработаны концепции литейного (пат. UA 140588, 2020) и роторно-конвейерного (пат. UA 137850, 2019) комплексов, а также для Укроборонпрома - способы литья боеприпасов (пат. UA 139559, 2020) и легковесных броне-преград (пат. UA 139560, 2020) [1]. Известно, что мартенсит деформации, упрочняя металл при импульсном разрушении, повышает эксплуатационные свойства как корпусов боеприпасов, так и преград [1]. Также нами предложены способы производства ВЧ (пат. UA 131906, 2019 и 139557, 2020), контроля жидкого (пат. UA 112646, 2016 и 131912, 2019) и твердого металла (для ВЧ - пат. UA 131910, 2019), способы ротационной обработки жидкого металла (пат. UA 131909, 2019) и фильтры для него (пат. UA 141852, 2020). Итак, встроив изотермическую закалку в процесс литья и назвав этот этап ступенчатым охлаждением (СО) отливки, вместо того, чтобы отливка в это время традиционно охлаждалась бы в песчаной форме, мы получаем метод литья изотермически закаленных чугуновых и стальных заготовок с остаточным аустенитом, способным к образованию мартенсита деформации.

Список литературы

1. *Дорошенко В. С.* О литье защитных и износостойких конструкций из изотермически закаленного высокопрочного чугуна // Литейное производство. – 2020. - №5. - С. 28-31.

УДК 621.74.045

О. Й. Шинський, В. С. Дорошенко

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

ТОНКОСТІННИЙ ВИЛИВОК З ВИСОКОМІЦНОГО СПЛАВУ ЯК ОДНЕ З ГОЛОВНИХ ЗАВДАНЬ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

Близько 38% вартості виробів світової промисловості складає продукція машинобудування, розвиток якого пов'язаний з виготовленням литих заготовок, підвищенням рівня їх характеристик разом зі зниженням металоємності, удосконаленням існуючих та створенням нових сплавів з розширеними функціональними можливостями. Особливий інтерес становить розробка і виробництво просторових виливків тонкостінної оболонкової чи (та комірчастої конструкції, що дозволяє знизити металоємність заготовок та підвищити їх ресурсоефективність. Для цього найбільш продуктивним є лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), способи якого протягом кількох десятиліть успішно удосконалюються і патентуються відділом ФХЛП, включно з застосуванням новітніх 3D-технологій для виготовлення ливарних разових моделей, ливарної металевої оснастки та контролю якості литва. Розкриттю потенціалу моделювання габаритних легковагих конструкцій сприяє виняткова легкість обробки застосовуваних для цього пінополістиролу та інших полімерів, в тому числі легкоплавких чи легкорозчинних. Такі матеріали вибрано для виготовлення разових моделей виливків в різних діапазонах автоматизації, серійності і маси металу вилівка від десятків чи сотень грамів до кількох тонн.

За технологічною функцією ливарна модель при ЛГМ формується в контейнері з сухим піском і в наших дослідженнях розглядається як разова фасонна та нерідко великогабаритна оснастка, що взаємодіє з двома текучими середовищами – металом, що заливається та заміщує модель зсередини, і рухомих піщаними середовищем, що оточує модель зовні при формовці. Концепція взаємодії моделі з двома плинними середовищами дала поштовх проектуванню нових легковагих литих металовиробів, в тому числі за аналогами конструкцій з природи і методами математичного та фізичного моделювання. При цьому дослідники відповідали на питання «як твердотільні конструкції можуть оптимально заповнити певний об'єм простору з найменшими витратами ресурсів?». По суті, в живій чи неживій природі відібрано еволюцією саме такі «підкоряючі» простір конструкції, що часто мають фрактальну, а не

евклідову геометрію, відповідають співвідношенням золотої пропорції та, нерідко мають поверхні, що визначені в математиці як мінімальні (за площею). Програми 3D-технологій сьогодні також за еволюційним алгоритмом (згідно з біонікою) конструюють виливки здебільшого тонкостінної та комірчастої структури з оптимальною кривизною оболонок, що знижує металоємність виробів та прийнятне для ЛГМ. Для живлення металом тонких периферійних стінок вилівка залучають різнофасонні ливникові системи (моделі з легких полімерів), для засмокування металу - вакуум форми та/чи надмірний тиск на метал. Таким чином, при ЛГМ на конструкцію вилівка впливає функція ливарної моделі як взаємодія її з двома текучими середовищами в поєднанні з експлуатаційними функціями отриманого по ній вилівка, що сприяє створенню легковагих вилівок оболонкової, каркасної чи стільникової будови за аналогами конструкцій з природи і способами математичного чи фізичного моделювання. Нами запатентовано більше десятка конструкцій та способів збирання таких моделей для ЛГМ. Також тонку стінку вилівка слід утворити з високоміцних сплавів, до яких сьогодні, замість конструювання нових, частіше застосовують управління структурою і, відповідно, властивостями сплавів, що вже існують.

Вплив на структуру ми досягали регулюванням швидкості охолодження вилівок аж до застосування режимів термообробки в процесах лиття для створення мікроструктури, що відповідає підвищеним властивостям металу. Останніми роками нами запатентовано способи виробництва вилівок з високоміцних чавунів та сталей для отримання двофазних чи багатофазних мікро- і макронеоднорідних структур методами ступінчастого охолодження з литого аустенітного стану (ізотермічне гартування тощо), що значно підвищує механічні і службові властивості вилівок, економить легуючі елементи та енерговитрати, а також, за потреби, дозволяє покращити оброблюваність різанням. Зазначені технології поліпшення експлуатаційних властивостей в комплексі з оптимальним моделюванням, у т. ч. з застосуванням автоматичних 3D-верстатів з ЧПУ, дозволять зниження товщин стінок литих конструкцій, а цифровізація і автоматизація підвищать швидкість технологічної підготовки та продуктивність виробництва, у тому числі великогабаритних, оболонкових та комірчастих вилівок, що, в цілому, завдяки поглибленню досліджень за цією темою сприятиме вирішенню актуальної проблеми зменшення металоємності та збільшення ресурсу експлуатації литих заготовок для машинобудування.

УДК 621.74.074:66.049.5

В. О. Щерецький, А. С. Затуловський, В. А. Лакєєв, О. А. Каранда
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, м. Київ
Тел./факс.: 044 424 35 42, e-mail: kompozit@ptima.kiev.ua

ФОРМУВАННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ ШАРІВ ШЛЯХОМ КОНТАКТНОЇ ВЗАЄМОДІЇ РІДКОЇ ТА ТВЕРДОЇ ФАЗ МЕТАЛІЧНИХ РОЗПЛАВІВ

Поєднання різних сплавів дозволяє об'єднати корисні властивості кожної складової та отримати абсолютно нове сполучення властивостей, яке відсутнє в звичних моно-матеріалах. Ливарні технології виробництва композиційних матеріалів роблять нові матеріали більш доступними. Особливо перспективними, які потребують подальшої розробки та вивчення, можна відзначити матеріали, зміцнююча фаза яких створюється в рідкому стані, так звані in-situ композити.

Відомо [1], що в системі Fe- Cu існує зона предрозшарування рідких розчинів, яка пов'язана з тим, що при формуванні рідкого розчину, в інтервалі температур енергія зв'язків однотипних атомів перевищує таку енергію для різнорідних атомів. За літературними даними [2] при наявності в системі Fe-Cu вуглецю на рівні 0,02 мас.% - 0,03 мас. % вже відбувається розшарування розплаву, що чітко фіксується.

Для отримання в сплаві однорідної структури і дрібнодисперсних фаз обов'язковим є створення до початку кристалізації гомогенної структури. При проникненні (дифузії) міді в сталеву основу розчинність вуглецю в аустеніті зменшується, що допомагає вивільненню розчиненого вуглецю з сталевій підкладки, розчиненню в мідно-залізному розплаві і розшаруванню. В системі, коли рідкий розплав міді знаходиться між двома залізними пластинами двобічне розчинення міді в залізі та заліза в міді буде відбуватися більше інтенсивно з боку пластини з меншим вмістом вуглецю. Розподіл, кількість, склад та морфологію таких зміцнюючих фаз в мідній матриці на основі заліза вивчали шляхом дослідження мікроструктур темплетів литих зразків в яких сталеві пластини (Ст20пс, У8) розміщували клином (кут розкриття 15°) і розплавом міді (M0) заповнювали відстань між пластинами, що кріпилися у суміші на основі силікатного піску. Ізотермічну витримку проводили при температурах 1150 -1300 °С з часом до 15 хв.

За результатами дослідження розшарування мідного розплаву між сталевими пластинами з різною концентрацією вуглецю встановили наступні залежності: збіль-

шення різниці вмісту вуглецю в сталевих пластинах збільшує кількість розшарованої рідини за їх кількістю і товщиною; збільшення часу ізотермічної витримки збільшує кількість розшарованої рідини, але мало впливає на товщину проникнення; збільшення температури ізотермічної витримки збільшує як кількість розшарованої рідини, так і товщину композиційного шару.

Початок розшарування розплаву міді між двома сталевими пластинами, що за вмістом вуглецю відрізняються \approx в 2 рази, за часом витримки характеризується наявністю періоду ініціалізації розшарування (1 хв), під час якого відбувається прогрів поверхні сталевих пластин, їх змочування, та насичення мідного розплаву залізом до межі розчинності при заданій температурі, та періодом початку інтенсивного розшарування в якому на відстані від 0 до 200 мкм між сталевими пластинами кількість розшарованої рідини на основі заліза становить більше 30%. Зміна температури ізотермічної витримки від 1150°C до 1300°C практично не впливає на час періоду ініціалізації розшарування. Розшарування в розплаві БрА9Ж4 проходить значно інтенсивніше ніж в розплаві БрО5Ц5С5, як за кількістю розшарування, так і за глибиною проникнення. Таке інтенсивне розшарування корелює з одержаними даними по впливу легування алюмінієм мідного розплаву. Наявність заліза в сплаві БрА9Ж4 в кількості, що майже відповідає межі розчинності заліза в мідному розплаві при температурі 1250 °C вірогідно скорочує час ініціювання розшарування розплавів, так як мідний розплав при заданій температурі набуває можливість розчинювати вуглець і розшаруватись з наближенням насичення залізом мідного розплаву.

Список літератури

1. G. I. Sil'man About retrograde solidus and stratification of melt in the Fe - Cu and Fe - Cu - C systems // Metal Science and Heat Treatment. – Vol. 51, #1-2 2009. – P. 19-24.
2. Wagner, C. Thermodynamic analysis of the liquidus in ternary systems involving small contents of one component // Metallurgical Transactions B. – #7, 1976. – P. 485–488.

УДК 621.745.55

М.М. Ямшинський, Г.Є. Федоров, О.Г. Ковальчук

КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ

ДОСЛІДЖЕННЯ ФІЗИКО-ХІМІЧНИХ ПРОЦЕСІВ ПОВЕРХНЕВОГО ЛЕГУВАННЯ СТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ

Використання для поверхневого легування металевого хрому і безвуглецевого ферохрому не дає позитивних результатів: легувальне покриття не просочене рідким основним металом сколювалось з поверхні вилівка не залежно від товщини вилівка і температури металу, що заливається в межах до 1620 °С. Під сколюючим легуючим покриттям спостерігається вкраплені в основний метал зерна хрому і ферохрому.

Встановлено, суттєвого впливу на просочування основного металу вилівка в пори легуючого покриття спостерігалась тенденція збільшення глибини проникнення рідкого металу зі збільшенням товщини вилівка і температури металу, що заливається.

Така плевдинка пояснюється тим, що рідкий метал змочує матеріал покриття. Тому зменшення розміру пор не збільшує капілярний протитиск як в порах форми, а навіть, навпаки, збільшує капілярне всмоктування. Одночасно діє і інший фактор, чим менше розмір пор, тим швидше може замерзнути плівка металу, адже вона тонше. Вплив цих двох чинників і дало цей експериментальний факт.

У проведених дослідях, проникнення рідкого металу на всю глибину легуючого покриття не відбувалося.

Причина цього була встановлена на дослідях по вимірюванню температури на межі розділу основний метал – легувальне покриття і покриття – ливарна форма.

Легований шар на дослідних зразках утворюється при часі витримки менше 5 с від початку заливання. Така швидкість легування може бути досягнута тільки при проникненні рідкого металу в пори легувального покриття, так як для плавлення необхідно значно більше часу.

На підставі експериментальних даних, металографічних дослідів легованого шару і металу вилівка можна зробити висновок, що процес поверхневого легування відбувається за рахунок його проникнення в пори покриття. Вирішальна роль в цьому випадку відводиться тепловій стороні процесу. За дослідними даними температура металу основи повинна бути значно вище температури його кристалізації.

Для того, щоб стало можливе утворення поверхнево-легованого шару за рахунок проникнення основного металу в пори покриття, необхідно щоб були дотримані дві умови: по - перше, температура поверхні покриття повинна бути вище температури нульової рідкотекучості основного металу; по - друге, щоб тиск металу на межі з покриттям перевищувало критичне, при якому почнеться проникнення. В нашому випадку метал контакту з формою, яка складається з зерен феросплаву, тому кут змочування повинен бути менше 90° тобто просочування може відбуватись при будь-якому, навіть нульовому тиску.

Для встановлення можливості виконання першої умови необхідно мати температуру поверхні на розділі метал-форма, яка залежить від теплофізичних властивостей контактуючих матеріалів а також від величини конвекції рідкого металу. За літературними даними відповідно до основ теорії теплопровідності розраховано рівняння для визначення мінімальної температури перегрівання сталі залежно від наведеної товщини вилівка, для забезпечення початку просочування.

Встановлено, щоб почалося просочування рідкого металу в пори легувального покриття, необхідно визначити мінімальне перегрівання металу вище температури його кристалізації. Він значно зменшується зі збільшенням товщини (наведеного розміру) вилівка.

Для сталі 30Л з товщиною вилівка до 60 мм, мінімальна температура заливання, щоб почалося просочування основного металу в пори покриття, становить 1615°C . Фактично при $T_{\text{зал}} = 1620^\circ\text{C}$ проникнення тільки починалося. Таким чином маємо задовільний збіг розрахункових і експериментальних даних.

Узагальнюючи експериментальні і розрахункові дані по поверхневому легуванню, можна зробити висновок, що основною умовою для успішного протікання процесу є високий перегрів ($\Delta T = 87\text{-}320^\circ\text{C}$ для товщини 0,05 і 0,1 відповідно) основного металу над лінією ліквідус.

На підставі теорії теплопровідності з урахуванням конвекції в рідкому металі залежно від товщини покриття і вилівка., із збільшенням товщини вилівка і зменшенням товщини покриття величина перегрівання може бути трохи зменшена.

УДК 621.745.55

М.М. Ямшинський, Г.Є. Федоров

КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ

ОКАЛИНОСТІЙКІСТЬ ВИСОКОХРОМИСТИХ СТАЛЕЙ В АГРЕСИВНИХ СЕРЕДОВИЩАХ

За високих температур швидкість окиснення металу основи може бути настільки високою, що дифузія легувальних елементів буде недостатньою для підтримання ефективного захисного шару в окалині. Багаторазове повторення процесу окиснення, коли шар окалини може відокремлюватися від поверхні внаслідок розтріскування, призводить до поступового збіднення сплаву легувальними елементами, а отже окалиностійкість його за сталих умов експлуатації знижується [1, 2].

Теорія Еванса зазначає виникнення в оксидній плівці механічних дефектів у вигляді пор. Причиною утворення пор є дотичні, стискувальні напружини в оксидній плівці металу.

У процесі окиснення потрійних твердих розчинів Fe-Cr-Al концентрація алюмінію в них зменшується, а окалиностійкість металу підвищується. При цьому, чим вища концентрація алюмінію в сплаві, тим менше відносне зниження його концентрації в процесі окиснення.

Підвищити технологічні властивості таких сплавів можна корегуванням хімічного складу, додатковим легуванням, мікролегуванням, модифікуванням тощо, але використання таких заходів не дає однозначної відповіді щодо зміни основної експлуатаційної характеристики – окалиностійкості.

Нами встановлено, що вироби із жаростійких середньовуглецевих сталей за вмісту в них 25...30% хрому мають високу окалиностійкість і можуть працювати тривалий час в агресивних середовищах за температур до 1100 °С.

Установлено, що додаткове легування хромистих сталей алюмінієм суттєво покращує їх окалиностійкість – витрати металу на утворення окалини в умовах високих температур суттєво зменшуються.

За результатами виконаних досліджень можна зробити висновок: для тривалої надійної експлуатації виробів за температур 1200-1300°С необхідно виконувати відношення $[\%Cr] / [\%Al] = 6-10$, тобто, за вмісту в сталі 25% хрому кількість алюмінію має складати не менше 4%, а для сталі з 30% хрому – не менше 2,0% алюмінію.

Саме таке співвідношення основних елементів сприяє утворенню на поверхні виробу ефективної захисної плівки.

Установлено, що підвищення вмісту алюмінію, як і для інших сталей цього класу, сприяє зниженню витрати металу на утворення окалини протягом різного часу випробовування.

Характер зміни окалиностійкості з підвищенням часу випробовування залишається без зміни, збільшується тільки маса зразка внаслідок продовження процесів окиснення металу. При цьому слід зазначити, що максимальне зниження окалиностійкості за тривалішого часу випробовування має місце для сталі без алюмінію, що ще раз підтверджує неможливість використання такого сплаву для виготовлення виробів, які тривалий час мають працювати за температур понад 1100 °С.

Установлено, що підвищення вмісту пари в повітрі до 25% (за об'ємом) майже втричі знижує окалиностійкість сталі з утворенням поруватої окалини, яка практично вся відшаровується від поверхні виробу внаслідок збільшення вмісту оксиду і закису заліза (матеріал викладено нижче), що інтенсифікує процес подальшого утворення окалини на поверхні виробу. Візуально установлено, що оксидна плівка, яка утворилась на поверхні зразків в середовищі водяної пари, пориста й покрита дрібними виразками. Отже 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.

Отже, окалиностійкість такої сталі з вмістом 3...4% алюмінію досить висока й з подальшим підвищенням його концентрації змінюється мало.

Окалиностійкість середньовуглецевих (0,25...0,35% С) хромоалюмінієвих жаростійких сплавів на основі заліза визначається оптимальним для конкретних умов експлуатації виробів вмістом основних легувальних елементів – хрому й алюмінію. Крім того, окалиностійкість цих сплавів залежить від технологічних процесів їх виплавлення: дугова чи індукційна піч, основна чи кисла футеровка тощо.

Література

1. Федоров Г.Е., Ямшинский М.М., Платонов Е.А., Лютый Р.В.. Стальное литье: Монография / – К.: НТУУ «КПИ», ПАО «Випол», 2013. – 896 с.
2. Кубашевский О., Гопкинс Б. Окисление металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1965. – 315 с.

УДК 669.131.7

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

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

Тел./факс.: 0444240050, e-mail: alexyasinskyi@gmail.com

**ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ І ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНИХ
ЧАВУНІВ, ОТРИМАНИХ КОВШОВИМ І ВНУТРІШНЬОФОРМОВИМ
МОДИФІКУВАННЯМ**

Структурування високоміцного чавуну однієї плавки, але отриманого ковшовим або внутрішньоформовим модифікуванням, вивчали на зразках з вертикально розміщених у формі пластин з розмірами 50×50 мм і завтовшки 1,5; 2,5; 3,0; 4,0; 5,0; 10,0 мм. Заповнення такої гребінчастої проби розплавом відбувалося знизу через основу шириною 50 і товщиною 15 мм.

Проведені дослідження показали, що, в порівнянні з ковшовим, при внутрішньоформовому модифікуванні внаслідок зменшення проміжку часу між модифікуванням і кристалізацією розплаву інтенсифікується інокуляція та в 3...6 разів підвищується щільність розподілу в структурі включень кулястого графіту, що скорочує шляхи дифузії вуглецю з аустеніту до графітових включень і забезпечує збільшення кількості фериту в металевій основі в 2,5...5,0 разів. При такому ході кристалізації у виливках формується подрібнена структура без включень евтектичного цементиту з переважно феритною металевою основою, що дозволяє вирішити проблему отримання високоміцного чавуну феритного класу без застосування енергоємного графітотизуючого відпалу.

Встановлено, що для отримання високоміцного чавуну перлітного класу, а також за необхідності застосування зміцнюючих видів термічної обробки таких як нормалізація, об'ємне, поверхневе або ізотермічне гартування, ефективність яких визначається кількістю перліту в початковій металевій основі, оптимальним є ковшове модифікування. З урахуванням особливостей структурування, отримання перлітного високоміцного чавуну із використанням внутрішньоформового модифікування рекомендується тільки для відносно невеликих тонкостінних виливків.

Механічні властивості отриманих високоміцних чавунів вивчали на зразках із стандартних клиновидних проб з товщиною основи 25 мм.

Отриманий внутрішньоформовим модифікуванням високоміцний чавун з масовою часткою кремнію від 2,0 % до 2,5 % відрізнявся від отриманого ковшовим модифікуванням меншим на 40...90 МПа тимчасовим опором під час розтягування σ_B , нижчою на 400...650 МПа твердістю НВ, підвищеним в 1,5 рази відносним видовженням δ і в 1,5...2,5 рази більшою ударною в'язкістю КС.

УДК 669.131.7

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

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

Тел./факс.: 0444240050, e-mail: alexyasinskyi@gmail.com

ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ І ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНИХ ЧАВУНІВ, ОТРИМАНИХ КОВШОВИМ І ВНУТРІШНЬОФОРМОВИМ МОДИФІКУВАННЯМ

Структурутворення високоміцного чавуну однієї плавки, але отриманого ковшовим або внутрішньоформовим модифікуванням, вивчали на зразках з вертикально розміщених у формі пластин з розмірами 50×50 мм і завтовшки 1,5; 2,5; 3,0; 4,0; 5,0; 10,0 мм. Заповнення такої гребінчастої проби розплавом відбувалося знизу через основу шириною 50 і товщиною 15 мм.

Проведені дослідження показали, що, в порівнянні з ковшовим, при внутрішньоформовому модифікуванні внаслідок зменшення проміжку часу між модифікуванням і кристалізацією розплаву інтенсифікується інокуляція та в 3...6 разів підвищується щільність розподілу в структурі включень кулястого графіту, що скорочує шляхи дифузії вуглецю з аустеніту до графітових включень і забезпечує збільшення кількості фериту в металевій основі в 2,5...5,0 разів. При такому ході кристалізації у вилках формується подрібнена структура без включень евтектичного цементиту з переважно феритною металевою основою, що дозволяє вирішити проблему отримання високоміцного чавуну феритного класу без застосування енергоємного графітотизуючого відпалу.

Встановлено, що для отримання високоміцного чавуну перлітного класу, а також за необхідності застосування зміцнюючих видів термічної обробки таких як нормалізація, об'ємне, поверхневе або ізотермічне гартування, ефективність яких визна-

чається кількістю перліту в початковій металевій основі, оптимальним є ковшове модифікування. З урахуванням особливостей структуроутворення, отримання перлітного високоміцного чавуну із використанням внутрішньоформового модифікування рекомендується тільки для відносно невеликих тонкостінних виливків.

Механічні властивості отриманих високоміцних чавунів вивчали на зразках із стандартних клиновидних проб з товщиною основи 25 мм.

Отриманий внутрішньоформовим модифікуванням високоміцний чавун з масовою часткою кремнію від 2,0 % до 2,5 % відрізнявся від отриманого ковшовим модифікуванням меншим на 40...90 МПа тимчасовим опором під час розтягування σ_B , нижчою на 400...650 МПа твердістю НВ, підвищеним в 1,5 рази відносним видовженням δ і в 1,5...2,5 рази більшою ударною в'язкістю КС.

УДК 621.74:669.017

В.В. Ясюков, Т.В. Лысенко, О.И. Воронова, Е.Н. Козишкурт

Одесский национальный политехнический университет, Одесса

ПРИМЕНЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ В КОМПОЗИЦИОННОМ ЛИТЬЕ

Одним из важных механизмов воздействия наноструктур ($1 \text{ нм} = 10^{-9} \text{ м}$) на свойства композиционных отливок является возможность изменения режимов консолидации компонентов в переходной зоне жидкий металл(матрица) – металлокерамическая оболочка (ПМКО) [1]. Это стабилизирует и упрощает технологию получения качественного промежуточного слоя между элементами, составляющими композицию, что, несомненно, расширяет сферу использования этого способа литья. Присутствие наноматериалов в матрице позволяет получать промежуточный слой с высокими прочностными и пластическими свойствами: разрушение отливки при ударных знакопеременных нагрузках выше расчетных происходит путем разделения на части предварительно деформированного изделия, минуя промежуточный слой.

Одновременный рост прочностных и пластических свойств в присутствии наноматериалов повышает удельную работу механического разрушения $A = \int_e^{\varepsilon_R} \sigma d\varepsilon$ (рис. 1) [2]. ε_R - условие разрушения.

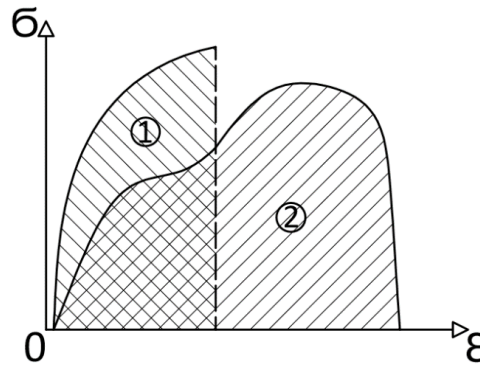


Рис.1 Сравнение величины удельной работы разрушения стали 20ГЛ при традиционном модифицировании (площадь 1) и при использовании наночастиц TiCN (площадь 2); ε - условная степень относительного изменения линейного размера.

Особенность свойств веществ в наноразмерном масштабе и связанные с этим фундаментальные различия термодинамических и кинетических механизмов кристаллизации расплавов объясняются многими факторами. Среди них следует отметить развитую поверхность с большим количеством дислокаций, плотность которых у наноматериалов несравненно выше, что обуславливает повышенную свободную энергию системы, интенсивное взаимодействие с расплавом. В отличие от кластерной теории строения расплавов, которая определяет процессы структурообразования благодаря непрерывно возникающим и разрушающимся группировкам с упорядоченной структурой, нанообъекты имеют физическую поверхность раздела с расплавом; таким образом возникает новая фаза, определяющая гетерогенный механизм кристаллизации. Движущей силой этого механизма является стремление системы к снижению свободной энергии, т.е. организация диссипативной системы.

Для формирования качественных композиционных отливок решающим являются контактные процессы, осуществляющие связь между элементами. Контактная зона должна быть однородной и управляемой по геометрическим параметрам и свойствам с учетом протекания сложных физико-химических явлений при нестационарном тепловом режиме. Для специалистов-литейщиков, проектирующих и поддерживающих технологический процесс, эта стадия является наименее прогнозируемой из-за наличия граничных, температурных и геометрических барьеров. К ним относятся: температура переходной зоны, соотношение масс жидкого и твердого металла, наличие ламинарного подслоя, корка затвердевшего металла, неметаллические включения на поверхности, газовые включения водородного характера, воздушная прослойка между фазами и др.

При получении композиционных отливок с заданной структурой поверхностного слоя (корпуса гидрораспределителей, клапанные плиты, вставки пресс-форм литья под давлением) применяли композицию из ПМКО, объединенных заливкой в форму жидкого чугуна. Необходимым условием заполнения пор металлокерамики является прогрев оболочки до $(0,8-1)$ температуры кристаллизации расплава, что можно получить путем перегрева чугуна, температуры заливки, прогрева литейной формы, перепуска металла, увеличения соотношения R/r (R – толщина слоя расплава, r – толщина слоя керамики). Перечисленные технологические мероприятия усложняют и удорожают процесс, повышают брак литья. Для стабилизации режимов консолидации переходной зоны было проведено наномодифицирование расплава карбонитридом титана, что повысило прочность соединения керамики с матричным металлом на 20%.

Список литературы

1. Ясюков, В.В. Композиционное литье с регулируемым поверхностным слоем / В.В. Ясюков, Т.В. Лысенко, К.В. Волянская // Металл и литье Украины.- 2016. - №4.– С. 36-40.
2. Дидык, Р.П. Физические основы прочности / Р.П. Дидык и др. // Днепрпетровск, «Наука и образование».– 2005. - 608 стр.

**IX МІЖНАРОДНА
НАУКОВО-ПРАКТИЧНА КОНФЕРЕНЦІЯ
МЕТАЛУРГІЯ 2020**

ЗМІСТ

D. Kalisz, V.O. Sinelnikov, S.G. Melnik, R.D. Kuzemko THERMODYNAMIC CONDITIONS OF TITANIUM OXIDES AND TITANIUM NITRIDE FORMATION IN MICROALLOYED STEEL	190
С.В. Аджамский, А.А. Кононенко, Р.В. Подольский ИЗГОТОВЛЕНИЕ ДЕТАЛИ СЛОЖНОЙ ГЕОМЕТРИИ ПО SLM-ТЕХНОЛОГИИ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА INCONEL 718	192
Р.П. Андрюхин, Л.С. Молчанов, Е.В. Синегин РЕСУРСОЗАОЩАДЖУЮЧІ ІННОВАЦІЇ ПРОЦЕСІВ РОЗКИСЛЕННЯ ТА ЛЕГУВАННЯ	194
Н.А. Арендач, Л.С. Молчанов, Є.В. Синегін НАПРЯМИ ВДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ РОЗПЛАВІВ	196
В.В. Бочка, А.В. Сова ВПЛИВ КАПІЛЯРНИХ ЯВИЩ РІЗНИХ КОМПОНЕНТІВ АГЛОМЕРАЦІЙНОЇ ШИХТИ НА ПРОЦЕС ФОРМУВАННЯ ГРАНУЛ	198
Л.О. Воробйова, Т.А. Ситко, Н.Б. Митина ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕПЛООБМІНУ ТА АЕРОДИНАМІЧНОГО ОПОРУ В ПЛАСТИНЧАТОМУ РЕКУПЕРАТОРІ	200
В.Г. Герасименко, Є.В. Синегін, Л.С. Молчанов, К.Ф. Чмирков ОПТИМІЗАЦІЯ ТЕХНОЛОГІЇ РОЗЛИВАННЯ НА МБЛЗ ВИСОКОВУГЛЕЦЕВИСТОЇ СТАЛІ	202
А.А. Глотка, С.В. Гайдук РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ЭЛЕМЕНТОВ В КАРБИДАХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ РАВНООСНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ	204
А.В. Глушко ВИКОРИСТАННЯ СТАЛІ 25Х2НМФА ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ РОТОРІВ ПАРОВИХ ТУРБІН АЕС	206
Л.П. Грес, О.В. Гупало, О.О. Єрьомін, Є.О. Каракаш, Е.К. Д'якова ЕФЕКТИВНІСТЬ ЗАСТОСУВАННЯ ТЕХНОЛОГІЧНОГО КИСНЮ ПРИ НАГРІВАННІ ДОМЕННОГО ДУТТЯ	207
А.М. Гришин, А.А. Надточий ИНТЕНСИФИКАЦИИ ТВЕРДОФАЗНОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ Cr_2O_3 УГЛЕРОДОМ	209
О.Л. Дан ПРОБЛЕМИ УТИЛІЗАЦІЇ ШЛАКОВИХ ВІДХОДІВ МЕТАЛУРГІЙНОГО ВИРОБНИЦТВА В УМОВАХ УКРАЇНСЬКОЇ ПРОМИСЛОВОСТІ	211
К.В. Єгоров, В.С. Богушевський ВУГЛЕЦЬ, ЯК ОСНОВНИЙ ХІМІЧНИЙ ЕЛЕМЕНТ В СТАЛЕПЛАВИЛЬНИХ ПРОЦЕСАХ КОНВЕРТЕРНОГО ВИРОБНИЦТВА	213
О.О. Єрьомін, О.В. Гупало, В.І. Ясногор, О.О. Стрельцова УПРАВЛІННЯ ТЕМПЕРАТУРНИМ РЕЖИМОМ ПЕЧЕЙ В УМОВАХ ЗБАГАЧЕННЯ КИСНЕМ ПОВІТРЯ ДЛЯ ЗГОРЯННЯ ПАЛИВА	216

В.Г. Єфімова ВПЛИВ КОНСТРУКЦІЇ ПРОМІЖНОГО КОВША НА ЯКІСТЬ БЕЗ- ПЕРЕРВНОЛИТОЇ ЗАГОТОВКИ	218
Ф.М. Журавльов, В.П. Лялюк, Є.В. Чупринов, Д.О. Кассім, І.А. Ляхова ВИКО- РИСТАННЯ БЕНТОНІТІВ ЧЕРКАСЬКОГО РОДОВИЩА В ЯКОСТІ СПОЛУЧНОГО ПРИ ВИРОБНИЦТВІ ЗАЛІЗОРУДНИХ ОКАТИШІВ	219
І.І. Іванов СКОРОЧЕННЯ ВИКИДІВ ДІОКСИНІВ З ЕЛЕКТРОСТАЛЕПЛАВИЛЬ- НИХ ПЕЧЕЙ	221
В.В. Калинин, А.С. Черненко, Р.Д. Куземко, В.О. Синельников ОСОБЕННО- СТИ ГОРЕНИЯ ПОЛИДИСПЕРСНОЙ УГОЛЬНОЙ ПЫЛИ ПРИ ФАКЕЛЬНОМ ТОР- КРЕТИРОВАНИИ ФУТЕРОВКИ КИСЛОРОДНОГО КОНВЕРТЕРА	224
М.А. Кашеев, М.Р. Руденко, Є.М. Нагорний, О.П. Резнік, Р.М. Руденко МОЖ- ЛИВОСТІ РЕГУЛЮВАННЯ ГАЗОВОГО ПОТОКУ ПО ВАКУУМ-КАМЕРАМ АГЛОМА- ШИНИ	226
М.А. Кашеев, М.Р. Руденко, Є.М. Нагорний, О.П. Резнік, Р.М. Руденко ЕФЕК- ТИВНІСТЬ ЗМІШУВАННЯ ПЕРЕЗВОЛОЖЕНОЇ ОГРУДКОВАНОЇ ШИХТИ З СУХИМ КОЛОШНИКОВИМ ПИЛОМ	228
С.В. Кравцов, А.Г. Мешкова ФАКТОРИ ВПЛИВУ НА ЗАБРУДНЕННЯ АТМО- СФЕРНОГО ПОВІТРЯ ВІД СИСТЕМ БЕЗПИЛОВОЇ ВИДАЧІ КОКСУ	230
В.П. Лялюк, Е.О. Шмельцер, Д.А. Кассим, И.А. Ляхова СПОСОБ СТАБИЛИЗА- ЦИИ СВОЙСТВ КОКСА ДЛЯ ДОМЕННОЙ ПЛАВКИ	232
В.П. Лялюк, С.В. Кетлер, Е.О. Шмельцер, Д.А. Кассим, И.А. Ляхова ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ПРОЧНОСТИ КОКСА НА РАБОТУ ДОМЕННЫХ ПЕЧЕЙ ПАО “АРСЕЛОР- МИТТАЛ КРИВОЙ РОГ”	234
В.П. Лялюк, С.В. Кетлер, Д.О. Кассім, Є.В. Чупринов, І.А. Ляхова ТЕХНО- ЛОГІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ ВИКОРИСТАННЯ КУСКОВОГО АНТРАЦИТУ В ДОМЕННІЙ ПЛАВЦІ	236
В.П. Лялюк, Д.О. Кассим, І.А. Ляхова, Є.В. Чупринов ПОРІВНЯЛЬНИЙ АНАЛІЗ ЕФЕКТИВНОСТІ ТЕХНОЛОГІЙ ДОМЕННОЇ ПЛАВКИ З ВДУВАННЯМ ПВП ТА З ЗА- ВАНТАЖЕННЯМ КУСКОВОГО АНТРАЦИТУ НА ДОМЕННІЙ ПЕЧІ ОБ’ЄМОМ 5000 м ³	238
Л.С. Малинов, В.Л. Малинов НОВЫЕ НАПЛАВОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ОБЕС- ПЕЧИВАЮЩИЕ ПОЛУЧЕНИЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОГО МАРГАНЦОВИСТОГО И ХРОМОМАРГАНЦОВИСТОГО НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА, ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ	240

- Л.С. Малинов ИННОВАЦИОННЫЙ ПРИНЦИП ПОЛУЧЕНИЯ МНОГОФАЗНОЙ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ САМОТРАНСФОРМИРУЮЩЕЙСЯ СТРУКТУРЫ ДЛЯ СОЗДАНИЯ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ И УПРОЧНЯЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЙ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИХ ПОВЫШЕННЫЙ УРОВЕНЬ СВОЙСТВ 242
- Л.С. Малинов НОВЫЕ СПОСОБЫ ЭКОЛОГИЧЕСКИ ЧИСТОЙ ОБЪЕМНОЙ ЗАКАЛКИ СТАЛЕЙ 244
- Л.С. Малинов, Д.В. Бурова, В.Д. Гоманюк НОРМАЛИЗАЦИЯ И ЗАКАЛКА КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ИЗ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛ TEMПЕРАТУР – АЛЬТЕРНАТИВА АНАЛОГИЧНЫМ ОБРАБОТКАМ ИЗ АУСТЕНИТНОЙ ОБЛАСТИ 245
- Л.С. Малинов ТЕХНОЛОГИИ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ СОЗДАНИЯ В СПЛАВАХ МАКРОСКОПИЧЕСКИХ ГРАДИЕНТОВ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ – ПЕРСПЕКТИВНОЕ НАПРАВЛЕНИЕ В РЕСУРСО- И ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИИ 247
- И.А. Маначин, А.Ф. Шевченко РАЦИОНАЛЬНЫЙ МЕХАНИЗМ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МАГНИЯ С ЖИДКИМ ЧУГУНОМ И ЕГО РЕАЛИЗАЦИЯ ПРИ ИНЖЕКЦИОННОЙ ДЕСУЛЬФУРАЦИИ В КОВШАХ 249
- С.Г. Мельник, В.И. Бондарь, В.О. Синельников, Ю.В. Чудинов, Ю.В. Хавалиц ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗРАБОТКИ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА СТАЛИ ДЛЯ ТРУБ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА МАГИСТРАЛЬНЫХ ГАЗОПРОВОДОВ 251
- С.Г. Мельник ПРОИЗВОДСТВО БОРСОДЕРЖАЩИХ НЕЙТРОНОЗАХВАТНЫХ СТАЛЕЙ В БОЛЬШЕГРУЗНЫХ КОНВЕРТЕРАХ С ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКОЙ И РАЗЛИВКОЙ НА МНЛЗ 253
- С.Г. Мельник, Д. Калиш, В.О. Синельников, В.И. Курпас, А.И. Троцан, Р. Д. Куземко, Ю.В. Хавалиц КОВШЕВОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ КОНВЕРТЕРНОЙ СТАЛИ КАЛЬЦИЕМ 255
- С.Г. Мельник ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ВЫСОКОПРОЧНОЙ КОРПУСНОЙ СТАЛИ ДЛЯ АТОМНЫХ ЛЕДОКОЛОВ 257
- А.Г. Мешкова, М.В. Сухарева, О.В. Саввін ЕФЕКТИВНЕ ФУНКЦІОНУВАННЯ БЕЗКОНТАКТНИХ КОНТУРІВ ОХОЛОДЖЕННЯ ВОДИ СИСТЕМИ ЗАМКНУТОГО ВОДОПОСТАЧАННЯ ТОВ «МЗ «ДНІПРОСТАЛЬ» 259
- Л.С. Молчанов, С.В. Журавлева, В.С. Мамешин, И.В. Журавлева ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ МЕРОПРИЯТИЯ ПО ПОВЫШЕНИЮ ЭКОЛОГИЧНОСТИ ПРОИЗВОДСТВА СТАЛИ 261

Л.С. Молчанов, Е.В. Синегин, Р.П. Андрюхин, Н.А. Арендач, Муэль Эконго Одрея Макс ИННОВАЦИОННЫЕ ПОДХОДЫ В УТИЛИЗАЦИИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ШЛАКОВ	263
Л.С. Молчанов, С.О. Стоянова РІВЕНЬ ПРЯМИХ ВИТРАТ НА СИРОВИНУ ТА МАТЕРІАЛИ ЯК ПОКАЗНИК ЕФЕКТИВНОСТІ ПРОЦЕСІВ ВИРОБНИЦТВА СТАЛІ	265
К.Г. Низяев, А.Н.Стоянов, N. Raymakers, Е.В.Синегин, Л.С. Молчанов, В.О. Рубан К ВОПРОСУ ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ КАЛЬЦИЯ ДЛЯ ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКИ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ РАСПЛАВОВ	268
К.Г. Низяев, А.Н.Стоянов, С.Б. Бойченко, Я.А. Кириленко, Е.В.Синегин, Н.А. Арендач АНАЛИЗ РЕЗУЛЬТАТОВ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ СТАЛИ ФЕРРОНИОБИЕМ ПРИ ВВОДЕ ЕГО В МЕТАЛЛ В КУСКОВОМ ВИДЕ И ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ	270
К.Г. Нізяєв, В.І. Хотюн, Я.А. Кириленко, Є.В. Синегін ДЕЯКІ АСПЕКТИ ЩОДО ВМІСТУ КИСНЮ В СТАЛІ ПЕРЕД РОЗКИСЛЕННЯМ	272
П.О. Ольховський, А.В. Глушко ВИКОРИСТАННЯ СТЗ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ КОНСТРУКЦІЙ ГЕС	274
О.Н. Перков, В.М. Кузьмичев, И.А. Вакуленко ВТМО – ПРОГРЕССИВНЫЙ ПРОЦЕСС ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ	275
А.С. Петрищев ПОВЫШЕНИЕ БЕЗОПАСНОСТИ И ПУТИ РАЗВИТИЯ СЕРООЧИСТКИ ГАЗООБРАЗНЫХ ВЫБРОСОВ НА МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРЕДПРИЯТИЯХ	277
А.Ф. Петров, Л.А. Головки, И.Р. Снигура ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ДЛЯ ОЦЕНКИ СТЕПЕНИ УСВОЕНИЯ ХРОМСОДЕРЖАЩИХ ФЕРРОСПЛАВОВ	279
В.П. Піптюк, І.М. Логозинський, С.В. Греков ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ДЕГАЗАЦІЇ СТАЛІ КАМЕРНИМ СПОСОБОМ	281
А.А. Похвалитый, Е.Н. Сигарев, П.А. Якунин РЕЗУЛЬТАТЫ ПРИМЕНЕНИЯ МОДЕРНИЗИРОВАННЫХ НАКОНЕЧНИКОВ КИСЛОРОДНЫХ ФУРМ 250-Т КОНВЕРТЕРОВ	283
А.А. Похвалітий, Є.М. Сігарьов, Р.Є. Крюков, А.С. Бондар ВДОСКОНАЛЕННЯ КОНСТРУКЦІЇ СТАЛЕВИПУСКНОГО КАНАЛУ КОНВЕРТЕРА ДЛЯ РЕАЛІЗАЦІЇ ВУГЛЕЦЕВОГО РОЗКИСЛЕННЯ РОЗПЛАВУ	285
Ю.М. Радченко, Б.Ю. Науменко ДО ВИЗНАЧЕННЯ КОНСТРУКЦІЇ ФУТЕРОВКИ ПЕЧІ ПЕРІОДИЧНОЇ ДІЇ	287

Я.В. Романько, Ю.М. Радченко, А.В. Сибір МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ЕЛЕКТРОНАГРІВУ СТАЛЕРОЗЛИВНИХ КОВШІВ	289
В.О. Рубан, О.М. Стоянов, К.Г. Нізяєв, Є.В. Синегін МОДЕЛЮВАННЯ ПРОДУВКИ МЕТАЛУ НА УСТАНОВЦІ «КІВШ-ПІЧ» ТА ЇЇ ВПЛИВ НА ВІДСОТОК ВИДАЛЕНИХ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ	291
О.В. Саввін, М.В. Сухарева, А.Г. Мєшкова УТИЛІЗАЦІЯ ШЛАМІВ МЕТАЛУРГІЙНОГО ВИРОБНИЦТВА	293
В.В. Свяцький МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ПРЯМОГО ПРЕСУВАННЯ З ВИКОРИСТАННЯМ КРИВОЛІЙНИХ ПРОФІЛІВ МАТРИЧНИХ ЛІЙОК	294
В.В. Семаков, В.Б. Семакова, А.В. Монін ОЦІНКА ВІДНОВЛЮВАНОСТІ ЗАЛІЗОРУДНИХ МАТЕРІАЛІВ ДОМЕННОЇ ПЛАВКИ	297
В.Б. Семакова, В.П. Руських, С.А. Каріков, В.В. Семаков, Гудим Л.О. РЕГУЛЮВАННЯ РАДІАЛЬНОГО РОЗПОДІЛУ ГАЗОВОГО ПОТОКУ В ДОМЕННІЙ ПЕЧІ ЗА ІНФОРМАЦІЄЮ ТЕРМОЗОНДІВ	299
І.Р. Снігура, Д.М. Тогобицька, В.П. Піптюк, С.В. Греков ГЕНЕРАЦІЯ КОМПЛЕКСНИХ ПАРАМЕТРІВ ВПЛИВУ НА РОЗПОДІЛ ЕЛЕМЕНТІВ В СИСТЕМІ «МЕТАЛ-ШЛАК» ПРИ ПОЗАПІЧНІЙ ОБРОБЦІ СТАЛІ	301
А.В. Сова, В.В. Бочка ПОРІВНЯЛЬНИЙ АНАЛІЗ ВЛАСТИВОСТЕЙ АГЛОМЕРАТІВ, ОТРИМАНИХ ЗА РІЗНИМИ ТЕХНОЛОГІЧНИМИ СХЕМАМИ	303
А.Н. Стоянов, К.Г. Низяєв, Е.В. Синегін, Л.С. Молчанов, В.О. Рубан ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ИСКУСТВЕННЫХ РАФИНИРУЮЩИХ СМЕСЕЙ НА ИХ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	305
С.В. Суховецький., Є.В. Синегін, Л.С. Молчанов, С.В. Журавльова АНАЛІТИЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ І ХАРАКТЕРИСТИКА МЕТОДІВ РАФІНУВАННЯ СТАЛІ У ПРОМКОВШІ МБЛЗ	308
О.К. Тяпкин, А.О. Бурлакова ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ОПАСНОГО ГЕОЭКОЛОГИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ ГОРНО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРЕДПРИЯТИЙ ПО ТЕКТОНИЧЕСКИМ ДАННЫМ	310
О.К. Тяпкин, Е.С. Соломашко, В.П. Титов К ВОПРОСУ РАДИАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ ГОРНО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРЕДПРИЯТИЙ НА ОКРУЖАЮЩУЮ СРЕДУ ПРОМЫШЛЕННОГО ПРИДНЕПРОВЬЯ	312
А.Ю. Худяков, С.В. Ващенко, М.Н. Бойко, К.В. Баюл, Н.В. Полякова ИСПОЛЬЗОВАНИЕ УРАВНЕНИЙ ПРЕССОВАНИЯ ДЛЯ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ КЛАССИФИКАЦИИ БРИКЕТИРУЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ	314

Н.О. Цюпа, Д.М. Тогобицька, Д.О. Степаненко, І.Р. Снігура ШЛАКО-РОЗ'ІДАННЯ ВОГНЕТРИВКОЇ ФУТЕРІВКИ ДОМЕННОЇ ПЕЧІ ПІД ВПЛИВОМ ЛУЖНИХ СПОЛУК	317
А.Г. Чернятевич, А.С. Вергун, В.Г. Кисляков, А.К. Тараканов, Н.В. Пушкаренко СОСТОЯНИЕ И ПУТИ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИИ ПОДГОТОВКИ ЧУГУНА К КИСЛОРОДНО-КОНВЕРТЕРНОЙ ПЛАВКЕ	319
К.И. Чубин, Д.С. Никитин, В.В. Бац ТЕХНОЛОГИЯ ПРОДУВКИ ВАННЫ 160-Т КОНВЕРТЕРОВ И КОНСТРУКЦИЯ КИСЛОРОДНОЙ ФУРМЫ, КОТОРЫЕ ОБЕСПЕЧИВАЮТУЛУЧШЕНИЕ ТЕПЛООВОГО БАЛАНСА ПЛАВКИ, СНИЖЕНИЕ УГАРА ЖЕЛЕЗА И ИНТЕНСИВНОСТИ ЗАМЕТАЛЛИВАНИЯ СТВОЛА ФУРМЫ И ГОРЛОВИНЫ АГРЕГАТА	321
Е.А. Чубина, К.И. Чубин, В.О.Фоменко РАЗВИТИЕ ТЕОРИИ И УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ КОВШЕВОЙ ДЕСУЛЬФУРАЦИИ ЧУГУНА ПЕРЕД КИСЛОРОДНО-КОНВЕРТЕРНОЙ ПЛАВКОЙ	323
П.О. Юшкевич, Л.С. Молчанов, В.В. Вакульчук ПЕРЕВАГИ ВИКОРИСТАННЯ ДВОЯРУСНИХ ФУРМ НА ПРИКЛАДІ КИСНЕВО-КОНВЕРТЕРНИХ ЦЕХІВ УКРАЇНИ	325
М.В. Ягольник, А.С. Шкляр ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ХАРАКТЕРИСТИК ШИХТОВИХ МАТЕРІАЛІВ НА АГЛОМЕРАЦІЙНИЙ ПРОЦЕС	327

UDC 669.714

D. Kalisz¹, V. O. Sinelnikov², S. G. Melnik³, R. D. Kuzemko³

1 – AGH University of Science and Technology, Cracow, Poland

2 – Zakłady Magnezytowe «ROPCZYCE» S.A., Ropczyce, Poland

3 – SHEI «Pryazovskyi State Technical University», Mariupol, Ukraine

THERMODYNAMIC CONDITIONS OF TITANIUM OXIDES AND TITANIUM NITRIDE FORMATION IN MICROALLOYED STEEL

Titanium, vanadium and niobium influence the properties of microalloyed steel, which stems from the temperature dependence of thermodynamic stability of the formed precipitates: nitrides, carbides and carbonitrides. Titanium nitride TiN, similar to Ti₂O₃ and Ti₃O₅, is formed in liquid steel during refining processes after adding an alloy-additive containing titanium and during solidification. The analysis of formation of nonmetallic inclusions containing titanium in liquid steel should be preceded by the analysis of interaction of titanium and gases (O and N) dissolved in liquid steel [1-2].

The equilibrium constants in the reaction of titanium oxides and titanium nitride formation determined from the free energy of reaction given by Pak et al. [1-2] are as follows:



The thermodynamic conditions of titanium oxides and nitride formation in liquid steel can be presented on the example of Ti₂O₃:

$$K = \frac{a_{Ti_2O_3}}{(a_{Ti})^2 \cdot (a_O)^3} = \frac{a_{Ti_2O_3}}{f_{Ti}^2 \cdot [Ti]^2 \cdot f_O^3 \cdot [O]^3} \quad (4)$$

The formed oxides and nitrides can be solids or a part of the liquid solution. The prerequisite of liquid oxidic solution formation at the steel-casting temperatures is the presence of such oxides as FeO, MnO and SiO₂. Oxygen is completely removed from steel before casting, therefore Mn, Si and thus primarily Fe oxides cannot be formed in a low oxygen concentration. This it is assumed that titanium, oxides and nitrides are solid and do not form a solution. If the value of the product, being a result of actual concentrations of Ti and O or Ti and N, does not exceed the equilibrium value, a nonmetallic inclusion will be produced. The calculations reveal that the precipitation of

Ti₂O₃ at a given temperature requires a higher titanium concentration in liquid steel than in the case of Ti₃O₅ (fig. 1).

Titanium nitride formed in liquid steel prior to solidification is mostly removed from it and thus useless as far as the control of austenite grains is concerned. The quantitative characteristic of effects taking place in the course of secondary metallurgy of microalloyed steel containing titanium is available in many works, e.g. [3-4]. Much more titanium gets to steel at a low nitrogen concentration. The influence of the deoxidation degree defined by the amount of added aluminum, is also visible. When the steel deoxidation is poorer, part of titanium takes the form of oxides, therefore its concentration in steel is lower. The plot in Fig. 2 shows the change of oxygen and nitrogen concentration in liquid steel depending on the initial concentration of nitrogen and aluminum for the varying amount of introduced titanium. In both cases the entry oxygen concentration in steel was 100 ppm.

At a low concentration of nitrogen more titanium is transported to steel. There can be also observed the influence of deoxidation degree defined by the amount of added aluminum. When the deoxidation is weaker, part of titanium takes the form of oxides, and so its concentration in steel is lower. Importantly for the production costs, titanium introduced at the final stage of the metallurgical process should be maximally preserved in steel as it plays a significant role in austenite grain control.

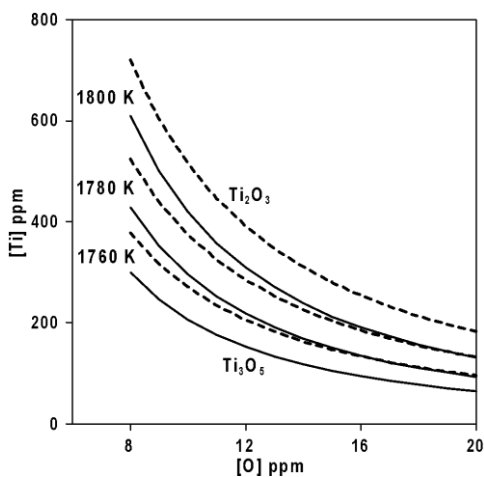


Fig. 1. Equilibrium titanium concentration in liquid steel vs. oxygen concentration for Ti₂O₃ and Ti₃O₅

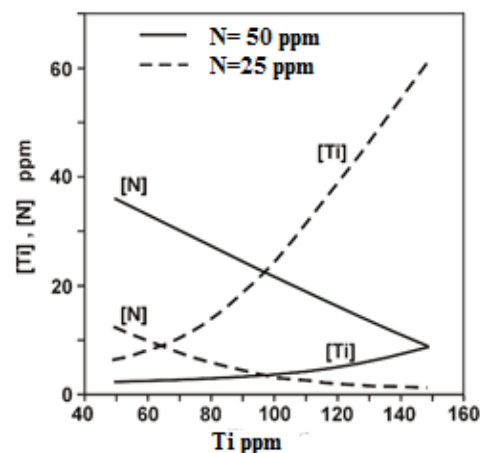


Fig. 2. Titanium and nitrogen concentration in liquid steel at 1805 K depending on added titanium. Added aluminum: 100 ppm

References

1. J.-J. Pak, J.-O. Jo, S.-I. Kim, T.-I. Chung, S.-M. Seo, J.-H. Park, D.-S. Kim, ISIJ Intern. 47 (2007) 16-24.

2. J.-J. Pak, J.-T. Yoo, Y.- S. Jeong, S.-J. Tae, S.-M. Seo, D.-S.Kim, Y.-D. Lee, ISIJ Intern. 45 (2005) 16-24.

3. D. Podorska, J. Wypartowicz: Arch. Met. Materials, 54 (2009) 823 - 828.

4. D. Kalisz, Termodynamiczna charakterystyka powstawania fazy niemetalicznej w ciekłej stali. Wyd. Naukowe AKAPIT, Kraków 2013.

УДК 669.762:621.762:621:452

С. В. Аджамский^{1,2}, **А. А. Кононенко**^{2,3}, **Р. В. Подольский**^{2,3,4}

1 – Днепропетровский национальный университет им. О. Гончара, г. Днепр

2 – LLC «Additive Laser Technology of Ukraine», г. Днепр, info@alt-print.com

3 – Институт черной металлургии им. З.И. Некрасова НАН Украины, г. Днепр

4 – Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепр

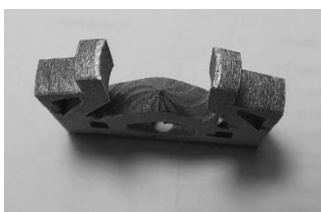
ИЗГОТОВЛЕНИЕ ДЕТАЛИ СЛОЖНОЙ ГЕОМЕТРИИ ПО SLM-ТЕХНОЛОГИИ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА INCONEL 718

SLM-технология – один из видов аддитивного производства, при котором изделие создается методом послойного проплавления порошка металла с помощью лазерного луча, который движется по заданной траектории согласно трехмерной модели.

Цель эксперимента: Построение модели и элемента форсунки для ЧК «ДТЭК» с толщиной слоя 30 мкм для оценки качества внутренних поверхностей.

Полная модель и вырез форсунки (рисунок) подвергались визуально-оптическому контролю (визуальному анализу).

При визуальном анализе была проведена оценка вида поверхностей элемента «вырез» напечатанного по таким же режимам, что и форсунка.



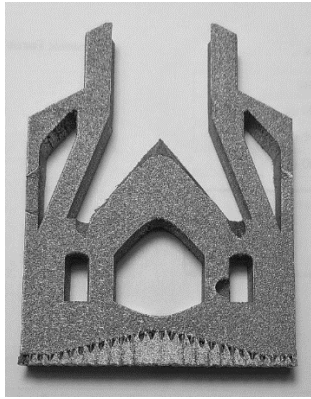


Рисунок – Общий вид полной модели и выреза форсунки

В литературе, для оценки энергетического вклада источника нагрева используется объемная плотность энергии, поскольку она позволяет учесть вклад основных технологических параметров выборочного лазерного плавления и их влияние на сплавляемый материал [1, 2]. Для расчета объемной плотности энергии использовано следующее уравнение:

$$E = P / (V \cdot d \cdot t) \quad (1)$$

где E – плотность энергии, Дж/мм³; P – мощность лазера, Вт; V – скорость сканирования лазером, мм/с; d – толщина слоя, мм; t – расстояние между проходами лазера, мм.

Исходя из полученных результатов, все области печати имеют равномерную структуру построения треков, не имеют «рыжего» цвета, который говорит о перегреве металла выше оптимального.

Границы элемента напечатанные при удельной энергии ≈ 27 Дж/мм³ имеют тонкую не выступающую границу, не имеют видимых прерывистостей и прилипания порошка.

Up-skin равномерный, сформирован из четко видимых треков, не наблюдается явно выраженной границы, выступающей над основным слоем.

ВЫВОДЫ

1. Установлено, что модель и элемент «вырез» напечатанные при постоянных режимах мощность (100 Вт), скорости движения лазера (2400 мм/с) и параметров построения треков границ, не имеют видимых отклонений, не имеют прерывистости треков, выступов над основным телом и их переходами между слоями. Тем самым во время печати было минимизировано проявление действия сжимающих напряжений, которые могут приводить к короблению детали.

2. При печаті оснований на аналізі якості поверхності елемента форсунки рекомендовано виробити печат основного тіла з параметрами удельної енергії в діапазоні 38...40 Дж/мм³. Також для уникнення задирання області границь потребується проводити печат з параметрами удельної енергії 27...32 Дж/мм³.

Литература

1. *Dilip JJS, Zhang S, Teng C et al (2017) Influence of processing parameters on the evolution of melt pool, porosity, and microstructures in Ti-6Al-4V alloy parts fabricated by selective laser melting. Progress in Additive Manufacturing. 2:157–167. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40964-017-0030-2>CrossRefGoogle Scholar*
2. *Gu H, Gong H, Pal D, et al (2013) Influences of energy density on porosity and microstructure of selective laser melted 17-4PH stainless steel [Google Scholar](#).*

УДК 669.184

Р. П. Андрюхин², Л. С. Молчанов¹, Є. В. Синегін²

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

2 – Національна металургійна академія України, м. Дніпро

РЕСУРСОЗАОЩАДЖУЮЧІ ІННОВАЦІЇ ПРОЦЕСІВ РОЗКИСЛЕННЯ ТА ЛЕГУВАННЯ

Однією з найбільш ресурсовитратних ланок сучасного металургійного виробництва є процеси розкислення та легування [1]. Для його здійснення використовуються високоактивні елементи розкислюючі та легуючі. Ефективність їх засвоєння металеву ванною значною мірою визначає собівартість рідкої сталі та її якість (особливо за вмістом неметалевих включень) [2]. З метою поліпшення якості сталі та зменшення її собівартості запропоновано новий прогресивний спосіб розкислення та легування (рисунок).

Відповідно до наведеної схеми процеси розкислення та легування розділені у просторі та часі виходячи з того, що активність кисню у розплаві знижується зі зниженням температури. Так розкислення металеву розплав здійснюють матеріалом на основі алюмінію на етапі випуску металу з плавильного агрегату. Враховуючи, що при цьому ефективність процесу розкислення значно зростає, то кількість неметалевих включень, що утворюється при цьому, зменшується. Крім того проведення на

подальших етапах виробництва сталі операцій продувки розплаву інертним газом та його подальше нагрівання сприяють видаленню неметалевих включень. Введення легуючих у розплав здійснюється на етапі, що передує кристалізації. За рахунок цього досягається їх високе засвоєння розплавом, що дозволяє досягти низького вмісту неметалевих включень.



Рисунок – Загальна схема прогресивного способу розкислення та легування металевих розплавів

Таким чином, запропонована технологія розкислення дозволяє значно підвищити якість металевого розплаву при одночасному зниженні її собівартості та підвищення показників ресурсоощадності всього циклу виробництва сталі.

Перелік посилань

1. Кудрин В.А. Внепечная обработка чугуна и стали / В.А. Кудрин. – Москва: Металлургия. – 1994. – 420 с.
2. Технології підвищення якості сталі: Підручник / О.Г. Величко, О.М. Стоянов, Б.М. Бойченко, К.Г. Нізяєв. – Дніпропетровськ: Середняк Т.К., 2016. – 196 с.

УДК 669.184

Н. А. Арендач², Л. С. Молчанов¹, Є. В. Синегін²

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

2 – Національна металургійна академія України, м. Дніпро

НАПРЯМИ ВДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЙ ВИРОБНИЦТВА НИЗЬКОВУГЛЕЦЕ- ВИХ РОЗПЛАВІВ

Виробництво сталі з низьким вмістом вуглецю відноситься до складних технологічних процесів, оскільки потребує видалення вуглецю з розплаву. Відповідно до фізико-хімічних особливостей зазначеного процесу додаткове значне переокислення розплаву при використанні стандартних технологічних схем організації виробництва (окислення надлишкового вмісту домішок у розплаві організується безпосередньо у сталеплавильному агрегаті) призводить до значного зниження виходу придатної рідкої сталі [1]. З метою поліпшення показників виробництва сталей з низьким вмістом вуглецю у світовій практиці використовуються або сталеплавильні агрегати спеціальної конструкції (конвертори типів ГКР або AOD) [2], або здійснення окислювальних процесів на етапі позапічної обробки розплавів [3].

З метою покращення показників виробництва сталей з низьким вмістом вуглецю, відповідно до стандартних технологічних схем організації виробничого процесу запропоновано здійснювати попереднє видалення вуглецю у сталеплавильному агрегаті, а остаточне зневуглецювання розплаву проводити на етапі позапічної обробки розплавів за рахунок продувки сумішшю технологічних газів (аргон–кисень) змінного складу (рисунок). Застосування продувки сумішшю технологічних газів дозволить пришвидшити масообмінні процеси підведення вуглецю до місця протікання хімічної реакції окислення з об'єму металевого розплаву. Процес окислювального рафінування розплавів у сталерозливному ковші потребує донного продувального блоку спеціальної конструкції [4], який дозволяє створювати суміш аргону з киснем змінного складу, безпосередньо перед введенням газів у розплав. Зазначена конструкція донного продувального блоку є універсальною і дозволяє проводити продувку розплаву зокрема й інертними газами.

Введення в технологічний ланцюг виробництва сталі операції рафінування залізовуглецевого розплаву на етапі позапічної обробки сталі за рахунок продувки розплаву сумішшю інертний газ – кисень змінного складу дозволяє спростити процес

виробництва сталей низьковуглецевого сортаменту, при одночасному підвищенні показників виходу придатної рідкої сталі. Також, зазначена технологія дозволить суттєво розширити можливості існуючого на підприємстві комплексу позапічного рафінування сталі, через можливість проводити окислення компонентів розплаву безпосередньо при позапічному рафінуванні розплавів.

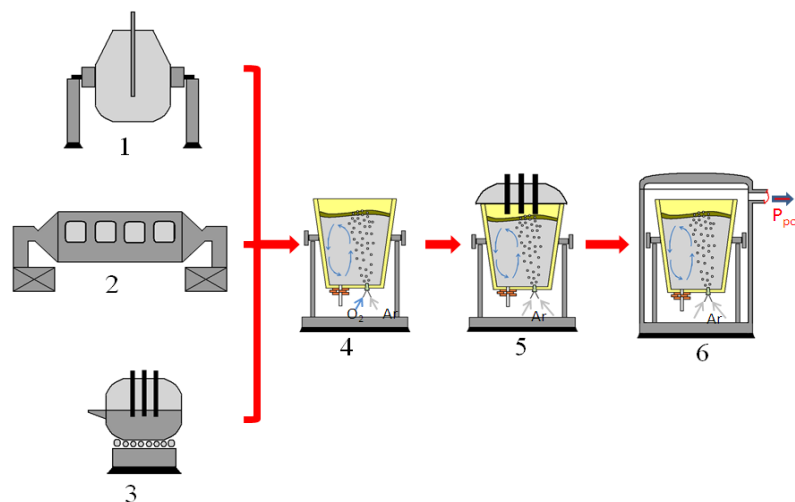


Рис. 1. – Схематичне зображення удосконаленого технологічного ланцюга виробництва низьковуглецевої сталі: 1 – сталеплавильний агрегат конвертерного типу з верхньою подачею кисню; 2 – сталеплавильний агрегат подового типу; 3 – дугова сталеплавильна піч; 4 – стэнд для продування залізовуглецевого розплаву сумішшю газоподібного кисню та аргону; 5 – агрегат «ківш – піч»; 6 – вакууматор камерного типу

Перелік посилань

1. Бигеев А.М. *Металлургия стали: учебник [для студентов высших учебных заведений]* / А.М. Бигеев, А.А. Бигеев. – Магнитогорск: МГТУ, 2000. – 544 с.
2. Бойченко Б.М. *Конвертерное производство стали: теория, технология, качество стали, конструкции агрегатов, рециркуляция материалов и экология: учебник [для студ. высш. навч. заклад.]* / Бойченко Б.М., Охотський В.Б., Харлашин П.С. – Дніпропетровськ: РВА «Дніпро-ВАЛ», 2006. – 456 с.
3. Вимер Г.-Э. *Обзор технологий и агрегатов ковшевой металлургии / Черные металлы.* – 1998. – № 11-12. – С. 26-28.
4. Шеремета Н.А., Молчанов Л.С., Бойченко Б.М., Нізяєв К.Г., Стоянов О.М., Синегін Є.В., Лантух О.С., Цибулько В.С. «Вогнетривкий блок для продувки металу газами». Патент України на корисну модель: № 126453 опубл. 25.06.2018, Бюл. № 12.

УДК 669.162.266

В. В. Бочка, А. В. Сова

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

ВПЛИВ КАПІЛЯРНИХ ЯВИЩ РІЗНИХ КОМПОНЕНТІВ АГЛОМЕРАЦІЙНОЇ ШИХТИ НА ПРОЦЕС ФОРМУВАННЯ ГРАНУЛ

Важливим напрямком покращення умов підготовки шихти стала роздільна підготовка її компонентів. Застосування роздільної підготовки шихти з використанням композитів має забезпечити не лише можливість формування агломерату заданого фазового складу, а й сирих гранул, рівномірних за крупністю та хімічним складом. Оскільки процес грудкування тонкодисперсних матеріалів визначається силами взаємодії вологи з поверхнями твердих часточок компонентів шихти, то, дослідивши цю взаємодію для різних матеріалів і їх сумішей, можна досягти покращення процесу утворення гранул.

Капілярні сили є основними, котрі забезпечують зчеплення зерен у вологому сипучому матеріалі [1-2]. Їх виникнення пов'язане з утворенням в точках контактів окремих часточок матеріалу прошарків води кільцевої форми. Характер капілярної взаємодії в шарі сипучих матеріалів визначається їх властивостями, кількістю води у точці контакту, формою контакту та їх кількістю в одиниці об'єму матеріалів [3]. Для дослідження способів підготовки агломераційної шихти з використанням попередньо підготовлених композитів, першочерговою задачею стало вивчення особливостей впливу вологи на процеси грудкування шихти з різними композитами на основі концентрату [4].

Компоненти шихти попередньо подрібнювали до фракції 40-63 мікрон, щоб унеможливити вплив їхньої крупності на капілярні явища. Порівняльним показником ефективності взаємодії різних компонентів з вологою прийняли висоту капілярного просочування, вміст вологи в суміші та її насипну масу.

Капілярні явища досліджувалася у сумішах на основі концентрату із використанням залізної руди, звороту, вапняку. Об'ємне співвідношення компонентів в сумішах змінювали. Пропитку здійснювали в трубках діаметром 10 мм. Кожне дослідження проводили двічі. При виникненні розходження даних більш ніж на 2%, експеримент повторювали.

В усіх досліджуваних системах чітко проявляється неоднозначна зміна висоти капілярного просочування та в питомому вмісті вологи в окремих композитах різного складу. Такий характер змін можна пояснити нестабільністю поверхневих властивостей матеріалів в композиті та його складу, зміною ефективного радіуса капіляра та іншими факторами.

Дослідження показали, що вид та склад композиту в значній мірі впливають як на кінетику капілярних явищ, так і на процеси грудкування шихти. Підбір окремих шихтових матеріалів з різними властивостями поверхні та здатності до взаємодії з вологою, мають ключове значення у процесах гранулоутворення.

Серед багатокомпонентних сумішей найкращі за рівномірністю показники просочування вологи належать композиту з концентрату, руди та вапняку, в результаті використання якого отримуємо усереднене значення висоти просочування – 2.5-3.1 см, що спричинене взаємодією компонентів з різною активністю поверхневих властивостей.

Це дозволяє обґрунтувати ефективність застосування роздільної підготовки шихти, завдяки якій будуть створені умови формування гранул не лише навколо крупних кусків руди та звороту, а й під час взаємодії між собою дрібних компонентів з активними поверхневими властивостями.

Слід зазначити, що вихідний гранулометричний склад компонентів шихти здатний внести суттєві корективи в отримані закономірності.

Список літератури

1. *Герасимов А.Г.* К вопросу о влаге в агломерационной шихте // *Сталь*, №12, 1952 г.
2. *Коморников Г.И., Коротич В.И., Александров Л.И., Малыгин А.В., Каплун Л.И.* Анализ работы барабанных окомкователей при окомковании тонкозернистых шихт // *Сталь*.-1977.-№8.-с. 685-688.
3. *Ковалев Д. А.*, Теоретические основы производства окускованного сырья: учебное пособие для высших учебных заведений / Д.А. Ковалёв, Н.Д. Ванюкова, В.П. Иващенко, Б.П. Крикунов, М.В. Ягольник, М.Н. Бойко – НМетАУ. – Днепропетровск: ИМА-пресс. – 2011. – 476 с.
4. *Бочка В.В.* Удосконалення технології виробництва якісного агломерату / В.В. Бочка, А.В. Сова, А.В.Двоєглазова, М.О. Ващенко // VIII Міжнародна науково-

практична конференція «Металлургия 2019», м. Запоріжжя, 21-23 травня, ст. 256-257.

УДК 66.042.882

Л. А. Воробьева¹, Т. А. Ситко¹, Н. Б. Митина²

1 – Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепр

2 – Украинский государственный химико-технологический университет г. Днепр

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛООБМЕНА И АЭРОДИНАМИЧЕСКОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ В ПЛАСТИНЧАТОМ РЕКУПЕРАТОРЕ

Применение теплоутилизирующих теплообменников в промышленных печах позволяет существенно повысить тепловой КПД печей и уменьшить потребление топлива [1,2].

Разработан и экспериментально исследован рекуператор с насадкой из жаропрочных пластин. На рисунке показан общий вид экспериментальной модели неразборного пластинчатого теплообменника для подогрева воздуха.

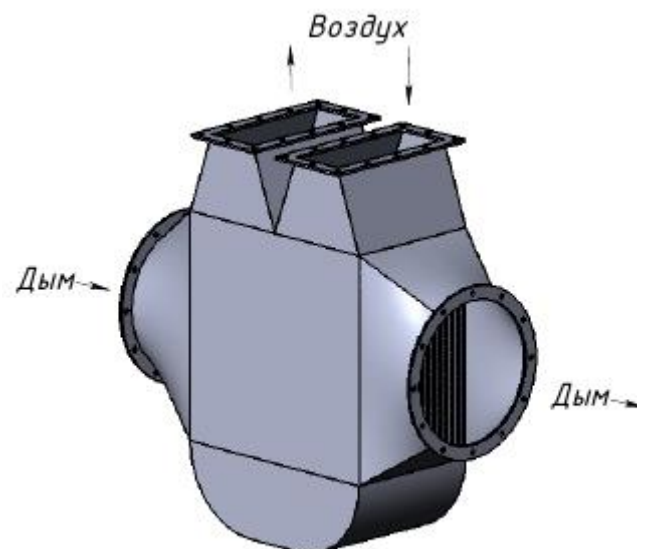


Рисунок – Пластинчатый рекуператор с перекрестным движением дыма и воздуха

Теплообменный элемент (насадка) рекуператора представляет собой пакет, сваренных в блок параллельных пластин с двумя системами герметичных каналов для рабочих теплоносителей (дыма и воздуха). Движение дыма и воздуха в теплообменнике перекрестное.

В рабочую камеру рекуператора с внутренним размером $0,8 \times 0,512 \times 0,98$ м (Д x Ш x В) установлено 50 пластин. Пластины изготовлены из тонкого гладкого металлического листа толщиной 2 мм. Длина пластины (по ходу дыма) равна 0,8 м, ширина пластины (по ходу воздуха) - 0,98 м. Расстояние между стенками пластин 8 мм. Поверхность теплообмена рекуператора составила $38,2 \text{ м}^2$. Материал насадки и корпус рекуператора изготовлен из нержавеющей стали AISI 430.

В ходе эксперимента выполнены измерения температуры теплоносителей, материала пластин и аэродинамического сопротивления пакета пластин в стационарном состоянии.

Дымовые газы поступали в рекуператор с начальной температурой $700 \text{ }^\circ\text{C}$, а воздух в то же самое время с температурой равной $10 \text{ }^\circ\text{C}$. При этом расход дыма в свободном сечении камеры теплообменника составил $5600 \text{ м}^3/\text{ч}$, а воздуха - $3000 \text{ м}^3/\text{ч}$.

В установившемся состоянии одновременного нагрева и охлаждения теплообменной насадки были получены следующие температуры: дым, отдавая тепло насадке, охлаждался до температуры $553 \text{ }^\circ\text{C}$, а воздух, охлаждая материал блока пластин, нагревался до $350 \text{ }^\circ\text{C}$. Аэродинамическое сопротивление пластинчатой насадки по тракту дымовых газов составило $\sim 170 \text{ Па}$, а потеря давления по воздушному тракту не превысила 45 Па .

Полученные результаты послужат основой для моделирования и расчета рациональных параметров промышленного рекуператора.

Список литературы

1. Бурокова, А. В. К вопросу рекуперации теплоты газов печей термообработки металлических изделий / А. В. Бурокова, Ю. А. Рахманов // Научный журнал НИУ ИТМО. Серия «Экономика и экологический менеджмент», 2014 г., № 1. – [Электронный ресурс]. Режим доступа: <http://economics.open-mechanics.com/articles/968.pdf>.

2. Лупан, Ю. А. Утилизация тепла уходящих газов нагревательной печи / Ю. А. Лупан // Исследования и разработки в области машиностроения, энергетики и

управления : материалы XVII Междунар. науч.-техн. конф. студентов, аспирантов и молодых ученых, Гомель, 27–28 апр. 2017 г. / М-во образования Респ. Беларусь, Гомел. гос. техн. ун-т им. П. О. Сухого ; под общ. ред. А. А. Бойко. – Гомель : ГГТУ им. П. О. Сухого, 2017. – С. 243-246.

УДК 669.84

В. Г. Герасименко¹, Є. В. Синегін², Л. С. Молчанов¹, К. Ф. Чмирков³

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

2 – Національна металургійна академія України, м. Дніпро

3 – ПАТ «АрселорМіттал Кривий Ріг», м. Кривий Ріг

ОПТИМІЗАЦІЯ ТЕХНОЛОГІЇ РОЗЛИВАННЯ НА МБЛЗ ВИСОКОВУГЛЕЦЕВИСТОЇ СТАЛІ

Високівуглецевиста сталь широко використовується для виготовлення арматури та канатного дроту. Проте через значну протяжність двофазної зони процес її розливання на МБЛЗ може бути ускладненим розвитком центральної пористості та хімічної неоднорідності.

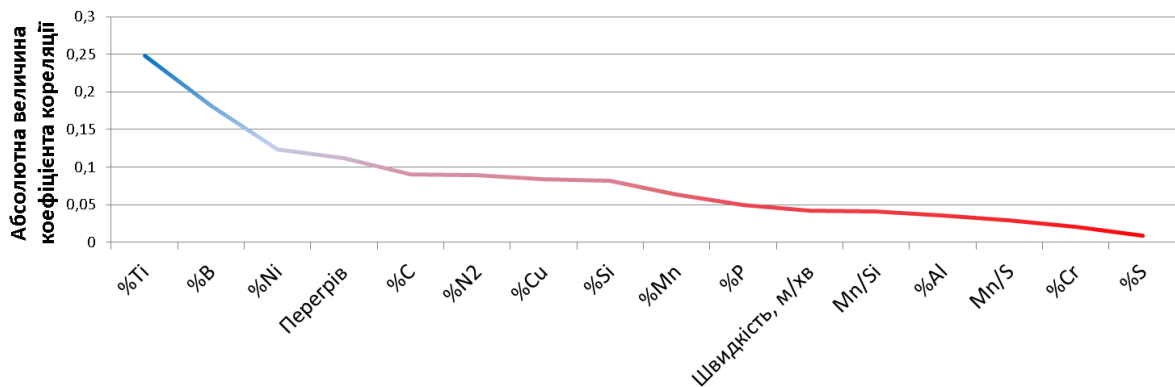
За даними роботи [1] центральна пористість є розповсюдженим дефектом при розливання високівуглецевистих марок сталі особливо при високих швидкостях розливання, що приводить до подовження рідкого ядра заготовки. По даним тієї ж роботи вплив швидкості розливання й інтенсивності вторинного охолодження на хімічну неоднорідність обмежено. При цьому набагато більший вплив на утворення цього дефекту носить вміст у сталі сірки й фосфору, а також перегрів металу в промковші над температурою ліквідус.

Згідно з роботами [1,2] на формування осьової (центральної) пористості й хімічній неоднорідності (осьової ліквациї) впливають наступні фактори.

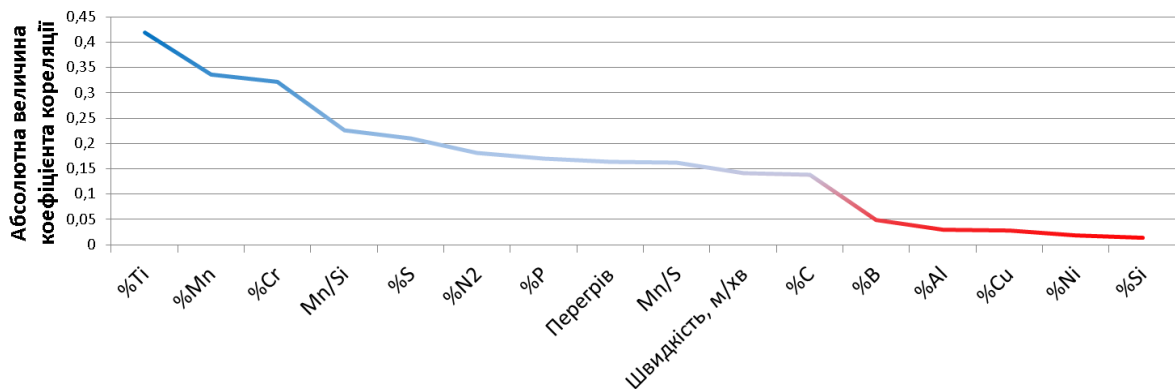
Осьова пористість	Хімічна неоднорідність
<ul style="list-style-type: none"> • хімічний склад сталі; • позапічна обробка; • температурно-швидкісний режим розливання; 	<ul style="list-style-type: none"> • хімічний склад сталі; • температурно-швидкісний режим розливання; • вторинне охолодження;

- вторинне охолодження;
- подача металу в кристалізатор;
- стан підтримуючої системи.

Перед статистичним аналізом впливу наведених параметрів на розвиток означених дефектів за паспортами плавок був проведений множинний кореляційний аналіз. Графіки із абсолютними величинами коефіцієнтів кореляції для перелічених вище факторів наведено на рисунку.



а)



б)

Рисунок – Абсолютна величина коефіцієнтів кореляції для осьової пористості (а) та хімічної неоднорідності (б)

Як видно на рисунку найбільший вплив на бал осьової пористості має вміст у сталі бора й нікелю, а також перегрів сталі над температурою ліквідус. Вплив інших параметрів незначно. У той же час вплив на бал хімічної неоднорідності мають вміст в металі титану, марганцю, хрому, сірки, азоту, фосфору й вуглецю, а також відношення вмісту марганцю до кремнію, перегрів сталі над температурою ліквідус, відношення вмісту марганцю до сірки й швидкість розливання.

Впливом вмісту титану в сталі на формування осьової пористості й хімічної неоднорідності можна знехтувати, оскільки в паспортах його вміст відмінний від нуля зустрічається лише у двох плавках.

Перелік посилань

1. *Смірнов О.М.* Безперервне розливання сталі [Підручник] / О.М. Смірнов, С.В. Куберський, Є.В. Штепан. – Алчевськ: ДонДТУ, 2011. – 518 с.
2. *Ботников С.А.* Современный атлас дефектов непрерывнолитой заготовки и причины возникновения прорывов кристаллизующейся корочки металла / С.А. Ботников. – Волгоград, 2011. – 97 с.

УДК 669.245.018.044:620.193.53

А. А. Глотка, С. В. Гайдук

Национальный университет «Запорожская политехника», г. Запорожье

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ЭЛЕМЕНТОВ В КАРБИДАХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ РАВНО-ОСНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

По мере совершенствования системы легирования жаропрочных никелевых сплавов усложняется их микроструктура и изменяется фазовый состав. Кроме основных фаз: γ - твердого раствора, высокодисперсной γ' - фазы, выделяющейся из γ - твердого раствора, и карбидов типа MC , выделяются избыточные фазы, представляющие собой эвтектику $\gamma+\gamma'$, карбиды других типов ($M_{23}C_6$, Me_6C), фазы на основе твердого раствора одного из элементов: (хром, кобальт) σ - фаза, (вольфрам, молибден) μ - фаза и т. д [1, 2]

В системе многокомпонентного легирования (Ni-13,5Cr-5Co-3,4Al-4,8Ti-7,3W-0,8Mo-0,015V-0,12C), что соответствует среднетемпературному сплаву ЗМИ-ЗУ [9], диапазон варьирования элементами был выбран из соображений максимального и минимального количества элемента, вводимого в жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС). Таким образом, для исследования были выбраны карбидообразующие элементы в следующих диапазонах легирования: углерод (0,02-0,2); титан (1-6); ниобий (0,1-4); тантал (0,5-12); гафний (0,1-2,5) % по массе.

Титан присутствует не только в составе упрочняющей γ' фазы, но и является сильным карбидообразующим элементом, на основе которого формируются карбиды типа MC. В исследуемой системе легирования первичный карбид на основе титана содержит и такие элементы как вольфрам, молибден и хром. Как показали исследования, содержание вольфрама находится в пределах (25-40)%, в то время как молибдена и хрома в пределах (0,15-0,35)% и (0,45-1,45)% по массе, соответственно. При этом установлено, что титан оказывает сложное влияние не только на температуру растворения (или выделения) первичного карбида MC, но и на аналогичную температуру образования вторичного карбида $M_{23}C_6$.

с увеличением содержания ниобия в сплаве до 1,5% по массе возрастает его концентрация в первичном карбиде и превышает концентрацию вольфрама. А при 2,5% по массе карбид изменяет свою основу и карбид становится на основе ниобия. Так же, при 2,5% масс ниобия наблюдаются изменения во вторичных карбидах, до указанной концентрации ниобия, карбиды содержали, % по массе: 73,8Cr ; 13,7Mo ; 5,6W ; 1,76Ni и 0,71Co и практически эти показатели не изменялись. Однако, выше 2,5% Nb концентрация элементов в карбидах заметно изменилась, % по массе: 88,7Cr ; 2,6Mo ; 1,5W ; 0,87Ni и 0,8Co и заметно не менялась с ростом содержания ниобия. Изменение концентраций элементов приводит к выделению ТПУ фазы (Р-фазы) и приближению состава вторичного карбида к монокарбиду типа $Cr_{23}C_6$, который имеет более низкую термодинамическую стабильность.

Увеличение содержания тантала в сплаве до 4% по массе приводит к образованию ТПУ фаз (типа Р- фазы), что может оказывать негативное влияние на механические свойства. При содержании 4% тантала происходит изменение стехиометрии вторичного карбида подобно тому, как это происходит при легировании ниобием - вторичный карбид стремится к образованию монокарбида на основе хрома $Cr_{23}C_6$. При содержании в сплаве тантала 8% по массе возможно выделение σ - фазы, что также оказывает негативное влияние на структурную неоднородность и механические характеристики сплава, особенно пластичность.

Таким образом, расчетные результаты, полученные CALPHAD-методом по определению типа, количества и химического состава карбидов показали хорошую сходимость и согласованность, в сравнении с экспериментальными данными, полученными методом электронной микроскопии.

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.

УДК 621.039

А. В. Глушко

Національний Технічний Університет «Харківський Політехнічний Інститут», Харків

**ВИКОРИСТАННЯ СТАЛІ 25Х2НМФА ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ РОТОРІВ ПАРОВИХ
ТУРБІН АЕС**

Сучасні вимоги до роботи Об'єднаної електроенергетичної системи (ОЕС) України на сьогоднішній день є досить високими. Надійність роботи та збільшення ресурсу експлуатації є пріоритетними задачами ОЕС.

АЕС, як одні з основних генеруючих потужностей ОЕС України, представлені чотирма АЕС (15 енергоблоків, з яких 13 – потужністю по 1 000 МВт і 2 – потужністю 415 та 420 МВт) [1].

При цьому термін напрацювання більшості енергоблоків вже перевищує свій парковий ресурс. Тому пріоритетним напрямком роботи є збільшення ресурсу експлуатації роботи енергоблоків, у тому числі і складових елементів енергоблоків.

Ротори парових турбін великої потужності є невід'ємним елементом енергоблоків АЕС. Покращення якісних характеристик структури металу зварних з'єднань роторів парових турбін великої потужності, які працюють на АЕС, є однією з головних причин для збільшення їх експлуатаційних характеристик. Вивчення структурного стану зварних з'єднань зі сталі 25Х2НМФА, яка використовується при виготовленні роторів парових турбін, є актуальною та важливою задачею. Сталь 25Х2НМФ – це конструкційна високоякісна хромонікельмолібденова сталь, яка застосовується для виготовлення зварних роторів турбін. Заготовки зварних роторів з цієї сталі підляга-

ють індивідуальному визначенню механічних властивостей з використанням спеціальних методів контролю якості їх металу.

Продовження ресурсу відповідальних елементів енергоустановок АЕС дозволяє прогнозувати термін їх надійної експлуатації та є важливим для сьогоденного стану економіки та енергетики України.

Перелік посилань

1. Звіт з оцінки відповідності (достатності) генеруючих потужностей – 2019 [Електронний ресурс]. – Режим доступу :<http://www.nerc.gov.ua/?news=10017>

УДК 669.162.231

Л. П. Грес, О. В. Гупало, О. О. Єрьомін, Є. О. Каракаш, Е. К. Д'якова

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

ЕФЕКТИВНІСТЬ ЗАСТОСУВАННЯ ТЕХНОЛОГІЧНОГО КИСНЮ ПРИ НАГРІВАННІ ДОМЕННОГО ДУТТЯ

На вітчизняних підприємствах для нагрівання доменного дуття застосовують суміш природного і доменного газів калорійністю 3,9-4,5 МДж/м³, де частка природного газу складає 1,5 – 3 %. В той же час, на металургійних підприємствах США, Західної Європи, Японії та Південної Кореї відмовились від використання природного газу в доменних повітрянагрівачах (ПН) за рахунок збагачення повітря горіння технологічним киснем [1].

З метою визначення ефективності застосування кисню при нагріванні доменного дуття використано математичну модель ПН [1] та досліджено теплову роботу блоку ПН доменної печі об'ємом 1386 м³. Прийнято, що блок складається з трьох ПН обладнаних блочною насадкою с діаметром каналів 30 мм. Площа поверхні насадки кожного ПН – 57248 м². Моделювання теплової роботи ПН передбачає виконання розрахунків горіння палива та теплообміну в насадці з визначенням характерних температур продуктів згоряння, насадки та дуття по висоті камери теплообмінника.

В якості базового варіанту розглянуто роботу блоку ПН, що опалюються природно-доменною сумішшю (ПДС), для спалювання якої використовується атмосфер-

не повітря. Суміш складається з 97,33 % доменного и 2,67 % природного газу. Тепло-та згоряння ПДС 4,178 МДж/м³. Витрата дуття на піч 180 тис. м³/год.

Моделювання теплової роботи блоку ПН дозволило визначити, що витрата змішаного газу на опалення одного ПН складає 47279 м³/год, у тому числі 46018 м³/год доменного та 1261 м³/год природного газу. Температура під куполом ПН досягає 1350 °С, температура на початку періоду нагрівання дуття 1330 °С, наприкінці – 1223 °С, а температура диму на виході з насадки ПН складає 134 °С на початку та 398 °С наприкінці періоду нагріву. Витрата диму через насадку 87504 м³/год.

Як показали результати моделювання роботи ПН на доменному газі, для забезпечення температури диму під куполом ПН й вихідних параметрів теплообміну в насадці як у базовому варіанті, об'ємний відсоток кисню в повітрі горіння повинен складати 26 %. При цьому витрати доменного газу і технологічного кисню на один повітрянагрівач 60589 м³/год та 2230 м³/год відповідно.

Економічна ефективність використання технологічного кисню визначається зміною сумарних витрат на палива та кисень:

$$\Delta C_{\Sigma} = (N - 1) \cdot (B_{bfg1} \cdot C_{bfg} + B_{ng1} \cdot C_{ng} - B_{bfg2} \cdot C_{bfg} - B_{O_2} \cdot C_{O_2}), \text{ грн/год}, \quad (1)$$

де N – кількість повітрянагрівачів в блоці, шт; B_{bfg1} , B_{ng1} – витрати доменного та природного газів в базовому варіанті, грн/м³; B_{bfg2} , B_{O_2} – витрати доменного газу та технологічного кисню при опаленні ПН доменним газом, грн/м³; C_{bfg} , C_{ng} , C_{O_2} – ціни доменного та природного газів і технологічного кисню відповідно, грн/м³.

Якщо прийняти $\Delta C_{\Sigma} = 0$, то з рівняння (1) можна визначити ціну технологічного кисню, яка забезпечує беззбитковість його використання в ПН доменних печей:

$$C_{O_2} = \frac{(B_{bfg1} - B_{bfg2}) \cdot C_{bfg} + B_{ng1} \cdot C_{ng}}{B_{O_2}}, \text{ грн/м}^3. \quad (2)$$

Таким чином, для умов роботи блоку ПН, що розглядається, та цінах доменного та природного газів 520 та 7755 грн/тис.м³ відповідно, опалення повітрянагрівачів доменним газом при збагаченні повітря горіння киснем економічно доцільно, якщо ціна технологічного кисню не перевищує 987,50 грн/тис. м³.

Слід зазначити, що ціни на палива та технологічний кисень не є сталими. Крім того, собівартості доменного газу та кисню істотно відрізняються на різних металургійних комбінатах. Ціна доменного газу визначається собівартістю його виробництва, очищення та транспортування, а собівартість технологічного кисню в залежності від технології, що застосовується при його виробництві може змінюватись в 3,5 рази [2].

Тому остаточний висновок про доцільність використання технологічного кисню для нагрівання доменного дуття можна робити лише після аналізу паливно-енергетичного балансу підприємства та його цінової політики на вторинні енергоресурси та технологічний кисень.

Список літератури

1. Грес Л. П. Высокоэффективный нагрев доменного дутья : монография. – Днепропетровск : Пороги, 2008. – 492 с.
2. Использование кислорода и обогащенного кислородом воздуха в нагревательных печах, колодцах, стендах разогрева сталеразливочных ковшей / Карп И. Н. Зайвий А. Н., Марцевой Е. П., Пьяных К. Е. // Энерготехнологии и ресурсосбережение. – 2012. – № 3. – С. 18–29.

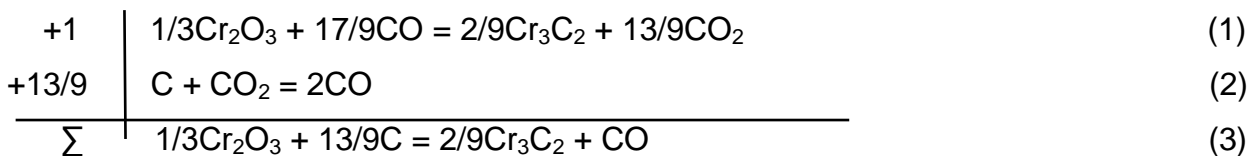
УДК 669.094.22:669.26

А. М. Гришин, А. А. Надточий

Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепр

ИНТЕНСИФИКАЦИИ ТВЕРДОФАЗНОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ Cr_2O_3 УГЛЕРОДОМ

Ранее нами было показано, что определяющую роль в механизме углеродотермического восстановления Cr_2O_3 при умеренных температурах, исключаящих расплавление шихты, играет газовая фаза $\text{CO} - \text{CO}_2$ [1,2]. Процесс с достаточной степенью точности описывается двухзвенной схемой А.А. Байкова и применительно к превращению $\text{Cr}_2\text{O}_3 \rightarrow \text{Cr}_3\text{C}_2$ может быть представлен совокупностью реакций:



Реакции (1), (2) являются гетерогенными и им присущи особенности, характерные для взаимодействия "твердое тело - газ", определяемые закономерностями диффузионного газообмена и адсорбционно-химических процессов.

При использовании дисперсных шихтовых материалов (как это имело место в настоящей работе) газообмен протекает чрезвычайно быстро. Так, скорость межзеренной диффузии $U_{\text{межз.}}$ можно описать уравнением:

$$U_{\text{межз.}} = 4\pi \cdot r^2 \cdot K_r \cdot \Delta C, \quad (4)$$

где: r – радиус сферической частицы; K_r – коэффициент масс передачи; ΔC – разность концентраций газа у поверхности рудной и углеродистой частицы.

Для расчета примем: $r = 17,5$ мкм, шихтовая смесь содержит 1,25 г Cr_2O_3 и 0,3 г графита, температура 1573К. Используя литературные данные по коэффициентам массопередачи и взаимодиффузии в бинарной смеси $\text{CO} - \text{CO}_2$, а также принимая равновесную концентрацию CO_2 в реакциях (1) и (2) согласно термодинамическим сведениям [3] 0,1793 и 0,0285% соответственно, было показано, что общий объем CO_2 , доставляемого к поверхности графита, составляет 872 см³/мин, что может газифицировать 467мг/мин углерода. В то же время максимальная скорость газификации графита в ходе восстановления Cr_2O_3 при 1573К не превышает 20 мг/мин. Это позволяет утверждать, что межзеренный газообмен не лимитирует скорость процесса.

Для оценки скоростных возможностей внутризеренной диффузии примем, что удельный объем пор частичек графита $\varepsilon = 0,05$, а коэффициент их извилистости $q = 2,6$. тогда величина эффективного коэффициента диффузии составила $7,639 \cdot 10^{-2}$ см²/с. Количество CO_2 , проникшего вглубь одной частицы графита, определяется по

$$\text{уравнению: } V_{\text{диф.}} = D_e \cdot S \cdot \frac{\Delta C}{X} = D_e \cdot S \cdot \frac{\Delta P_{\text{CO}_2}}{R \cdot T}, \text{ где } \Delta P = (P_{\text{CO}_2})_{\text{пов.}} - (P_{\text{CO}_2})_{\text{равн.}}$$

При 1573К и $P_{\Sigma} = 1$ получим значение $V_{\text{диф.}} = 1,767 \cdot 10^{-11}$ моль/с. Количество CO_2 , поступающего внутрь частицы $S_{\text{ТВ}}$ за 1 мин. составит $2,374 \cdot 10^{-5}$ см³/мин, что позволит газифицировать 80,94 мг/мин. Эта величина в несколько раз больше фактически наблюдаемой скорости реакции (2) в ходе восстановления Cr_2O_3 графитом. Следовательно, внутридиффузионный газообмен также не может определять кинетические закономерности процесса. Такая роль принадлежит кристаллохимическим превращениям Cr_2O_3 в ходе реакций (1) и адсорбционно-химическим взаимодействиям в реакции (2).

Одним из наиболее эффективных путей влияния на развитие адсорбционно-химических процессов могут служить химико-каталитические воздействия на реагирующую систему. Наиболее часто реализуется это путем ввода в шихту малых добавок солей щелочных металлов. Применительно к восстановлению Cr_2O_3 и Cr_2FeO_4 соответствующие исследования были проведены в ряде работ [4]. В них установлено, что небольшие количества соединений щелочных металлов (до 3% по массе) значительно ускоряют процесс. Позитивный эффект имел место как при восстанов-

лении водородом, так и в случае углеродотермического восстановления хрома из оксидных систем.

Список литературы

1. V.K. Simonov, A.M. Grishin. Thermodynamic Analysis and the Mechanism of the Solid-Phase Reduction of Cr_2O_3 with Carbon Part 1 Russian metallurgy (Metally) Theory of metallurgical Processes, Vol. 2013, № 6. 2013 С. 425-429.

2. Симонов В.К., Золотарева В.В. и др. О механизме твердофазного восстановления Cr_2O_3 углеродом. – Теория и практика металлургии. – 1998. – №2. – С. 17-20.

3. Казачков Е.А. Расчеты по теории металлургических процессов. – М.: Металлургия, 1988. – 288 с.

4. Топорищев Г.А., Волков В.С., Гетманчук В.М. Влияние примесей на кинетику восстановления окиси хрома углеродом // Восстановительные процессы в производстве ферросплавов. – М.: Наука, 1977. – С.129-132.

УДК 669.1 : 504.1

О. Л. Дан

Katolicki Uniwersytet Lubelski Jana Pawła II, Stalowa Wola

ПРОБЛЕМИ УТИЛІЗАЦІЇ ШЛАКОВИХ ВІДХОДІВ МЕТАЛУРГІЙНОГО ВИРОБНИЦТВА В УМОВАХ УКРАЇНСЬКОЇ ПРОМИСЛОВОСТІ

Металургійні шлаки – побічний продукт або відхід від виробництва металу, який відправляється у відвал після очищення від залишків цінних компонентів.

Основна частина шлаку може бути успішно використана в будівництві (наприклад, доріг). Одним з потенційних великих споживачів металургійних шлаків може бути гідротехнічне будівництво, насамперед морське. Шлаковий щебінь можна використовувати як заміну природного гранітного щебеню під час спорудження дамб, причалів, зміцнення узбережжя, одночасно значно знижуючи витрати на будівництво [1]. Впровадження технологій рециклінгу шлаків є затратним і трудомістким проце-

сом, але повністю виправданим, оскільки запобігає забрудненню навколишнього середовища та пов'язаними з цим негативними наслідками [2].

Показники споживання шлаку в Україні є низькими через обмежені обсяги будівництва в даний час. Це пов'язано як з екологічною політикою, так і з економічною ситуацією в країні. У той же час сортування та транспортування шлаку є економічно недоцільним, хоча й перспективним для переробки та вирішення екологічних проблем, пов'язаних із накопиченням шлаку. У зв'язку з цим українські металургійні підприємства накопичили понад 300 млн. тонн шлаку [3]. Наприклад, за даними на 2018 рік Німеччина займає 7-е місце у світі за виробництвом сталі, проте рівень переробки відходів становить понад 70%. Україна займає 13 місце, але показники переробки шлаків є значно нижчими [4].

Використовуючи світовий досвід утилізації шлаків, можна було б значно зменшити негативний вплив шлакового відвалу на прибережну зону Азовського моря (рисунок). В Приазов'ї є кілька факторів, які мають величезний вплив на вирішення проблеми переробки шлаків [5]: розташування шлакового відвалу від підприємств, які могли б використовувати шлак у своєму технологічному циклі (більше 400 км), тож в таких умовах вартість транспортування значно перевищує вартість шлаку; нерозв'язаний залізничний зв'язок регіону з іншими регіонами України та невідповідний стан залізниць і залізничних вагонів, а також зниження активності залізниць після закриття північного напрямку сполучення; стан доріг у південно-східному регіоні України не дозволяє використовувати їх у повному обсязі (дані, наведені на інтернет-сторінці Укравтодору, свідчать про те, що основні роботи з підвищення якості доріг проводяться в південно-західних та західних регіонах України, що не дозволяє розраховувати на використання доріг у південно-східних регіонах найближчим часом).



Рисунок – Шлаковий відвал на березі Азовського моря [6]

На підставі цих даних можна зробити висновок, що транспортування шлаків для подальшої переробки є недоцільним. Таким чином, необхідно знайти рішення *in situ*, щоб зменшити негативний вплив шлакового відвалу на Азовське море.

Список літератури

1. Никош И.А. Устранение загрязнения водной среды при использовании металлургических шлаков в качестве материала для гидротехнического строительства / И.А. Никош, А.А. Томаш, А.Е. Капустин // Вісник Приазовського державного технічного університету: Зб. наук. пр. – Маріуполь: ДВНЗ «ПДТУ», 2010. – Вип. 21. – С.145-148. – Серія: техн. науки.
2. Dippenaar R. Industrial uses of slag (the use and re-use of iron and steelmaking slags) / R. Dippenaar // Ironmaking & steelmaking. – 2005. – Volume 32 (1). – p. 35-46.
3. Harvesting the unexplored potential of European waste materials for road construction / L.D. Poulidakos, C. Papadaskalopoulou, B. Hofko et al. // Resources, Conservation and Recycling. – 2017. – Volume 116. – p. 32–44.
4. *World Steel Association*: official website. [Online]. Available: <https://www.worldsteel.org>
5. Filonenko O. Sustainable development of Ukrainian iron and steel industry enterprises in regards to the bulk manufacturing waste recycling efficiency improvement / O. Filonenko // Mining of Mineral Deposits. – 2018. – Volume 12 (1). – p. 115–122.
6. *Mariupol: City of Blue and Grey*. [Online]. Available: <https://www.youtube.com/watch?v=ZGevOX4j64w&t=37s>

УДК 669.184.244.66.001.57-52

К.В. Єгоров, В.С. Богушевський

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», м. Київ

ВУГЛЕЦЬ, ЯК ОСНОВНИЙ ХІМІЧНИЙ ЕЛЕМЕНТ В СТАЛЕПЛАВИЛЬНИХ ПРОЦЕСАХ КОНВЕРТЕРНОГО ВИРОБНИЦТВА

Фізико-хімічну основу виробництва сталі в кисневому конвертері складають процеси окислення домішок металевого розплаву, і в першу чергу вуглецю, що є ос-

новою функціонування автоматизованої системи управління конвертерною плавкою. Прямий вимір масової частки вуглецю у ванні конвертера, який змінюється не тільки в міру вигоряння домішок чавуну, а й у міру проплавлення брухту, зробити практично неможливо. Проби, відібрані по ходу продувки, характеризують середній склад металу тільки при повному розплавленні брухту.

На початку продувки при відносно низькій температурі ванни швидкість окислення вуглецю невелика, оскільки в цих умовах спорідненість кремнію і марганцю до кисню вище, ніж вуглецю. У міру зниження вмісту кремнію і марганцю і підвищення температури металу зона активного окислення вуглецю збільшується і поширюється по всьому об'єму ванни. Зростає і середня швидкість окислення вуглецю, досягаючи 0,3-0,6 %/хв в середині продувки. Через 3-5 хв після початку продувки весь підведений в ванну кисень витрачається на окислення вуглецю.

До кінця продувки при вмісті вуглецю $< 0,2\%$ швидкість його окислення помітно зменшується, в зоні підведення кисню переважно окислюється залізо, а вуглець окислюється в основному оксидами заліза, що розноситься за обсягом ванни. Окислення шлаку і вміст в ньому оксидів заліза зростає.

Зі зміною швидкості окислення вуглецю змінюється і кількість, газів що видаляються з ванни. В період інтенсивного окислення вуглецю метал і шлак спінуються і обсяг шлако-метало-газової суміші в конверторі зростає в два-чотири рази в порівнянні зі спокійним станом ванни, і рівень спінування ванни знаходиться вище нижнього зрізу фурми.

Роль вуглецю в сталеплавильних процесах зводиться, головним чином, до наступного:

1. Вуглець є обов'язковим компонентом більшості марок сталі. Змінюючи співвідношення між кількістю фериту і перліту в структурі твердого металу, розширюючи область температур стійкого існування -Fe, вуглець дозволяє отримувати метал з широким діапазоном механічних властивостей.

У деяких марках сталей спеціального призначення вуглець є шкідливою домішкою (електротехнічні, жароміцні, корозійностійкі і т.д.).

2. На окислення вуглецю витрачається основна кількість кисню, що вдувається в ванну для окислення домішок. Наприклад, в киснево-конвертерному і мартенівському скрап-рудному процесах на окислення вуглецю витрачається понад 75 – 80 % кисню. Тому управління процесом окисного рафінування зводиться, головним чином, до управління процесом зневуглецювання металу.

3. Вуглець є єдиною домішкою сталеплавильної ванни, окислення якої супроводжується утворенням газоподібних продуктів взаємодії. При окисненні вуглецю утворюються CO та CO₂, обсяг яких у багато разів перевищує обсяг металу (окислення 1 кг вуглецю при 1500°C супроводжується утворенням більш 10 м³ CO). Виділяючись з ванни у вигляді бульбашок, цей газ забезпечує інтенсивне перемішування металу і шлаку, збільшуючи швидкості тепло- і масообмінних процесів, що дозволяє закінчити плавку за технологічно прийнятний час.

4. Бульбашки CO, проходячи через рідкий метал, сприяють також видаленню з нього газів і неметалевих включень по ходу плавки і під час вакуумування.

5. У кисневих процесах велике значення має нагрівання ванни теплом, що виділяється при протіканні реакцій окислення вуглецю. Наприклад, в киснево-конвертерному процесі тепло реакції окислення вуглецю становить 20 – 25 % прибуткової частини теплового балансу плавки і забезпечує нагрів металу до температури випуску при значній кількості брухту в шихті.

6. Вміст вуглецю в металі і безперервне його окислення є головним фактором, який по ходу плавки визначає вміст кисню в металі і оксидів заліза в шлаку. Окислення ванни визначає втрати заліза зі шлаком у вигляді оксидів, залишковий вміст інших домішок ванни, угар розкислювачів і легуючих добавок.

7. Окислення вуглецю при затвердінні металу в виливницях дозволяє отримувати злитки різної структури (кипляча, спокійна і напівспокійна сталь).

Список літератури

1. *Бойченко Б.М., Охотський В.Б. Харлашин П.С.* Конвертерне виробництво сталі: теорія, технологія, конструкції агрегатів.-Дніпропетровськ: РВА «Дніпро-Вал», 2006.-454 с.

2. *Чернега, Д.Ф.* Основи металургійного виробництва металів і сплавів : Підручник // Д.Ф. Чернега, В.С. Богушевський, Ю.Я. Готвянський ; за ред. Д.Ф. Чернеги .– К.: Вища шк., 2006 .– 503 с.

УДК 621.1.016.4

О. О. Єрьомін, О. В. Гупало, В. І. Ясногор, О. О. Стрельцова

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

УПРАВЛІННЯ ТЕМПЕРАТУРНИМ РЕЖИМОМ ПЕЧЕЙ В УМОВАХ ЗБАГАЧЕННЯ КИСНЕМ ПОВІТРЯ ДЛЯ ЗГОРЯННЯ ПАЛИВА

Відомо, що питомі витрати енергії на виробництво продукції в Україні істотно перевищують аналогічні показники в високорозвинених промислових країнах Європи і Америки. Причиною цього є морально застаріле і зношене обладнання промислових підприємств. З ростом вартості енергоресурсів, підвищенням вимог до якості кінцевої продукції, введенням економічних важелів по стимулюванню захиста навколишнього середовища експлуатація морально застарілого обладнання стає економічно недоцільним. Промисловість поставлена перед проблемою глобальної і дуже коштовної реконструкції засобів виробництва, а в більшості випадків повної заміни застарілого обладнання та впровадження новітніх технологій. В неостанню чергу це стосується й наявного парку промислових нагрівальних печей. Таким чином, модернізація основних засобів виробництва в металургії є пріоритетним напрямком сьогодення. З урахуванням того, що споживання природного газу підприємствами чорної металургії України становить близько 4 млрд. м³/рік резерв економії цього палива при модернізації виробництва може скласти від 1 до 2 млрд. м³/рік [1].

Одним із сучасних способів підвищення енергоефективності теплових агрегатів є використання технічного кисню в якості окислювача при спалюванні палива. При цьому найбільш простим рішенням є спосіб збагачення повітря горіння киснем в межах, які дозволяють в нових умовах ефективно використовувати існуюче пічне обладнання – пальники, теплоутилізатори, димо- та повітропроводи [2].

На металургійних комбінатах України деколи наявні надлишки технічного кисню, що не використовуються в основному виробництві. Крім того деякі підприємства мають можливості для збільшення виробництва. Тому в умовах вітчизняної металургії використання кисню при спалюванні палива цілком можливе й може розглядатися як потужний спосіб підвищення енергоефективності та продуктивності теплових агрегатів.

Застосування кисню для збагачення повітря горіння в печах має свої обмеження. Завдяки високотемпературному факелу в робочій камері печі можуть бути ство-

рені передумови для отримання нерівномірного температурного поля, і як наслідок, погіршення якості нагріву металу, або руйнування футерівки печі. Змінюються також і газодинамічні характеристики факела, його геометричні розміри і температура, склад пічного середовища та умови окислення металу, що нагрівається в печі.

Як відомо з робіт співробітників кафедри екології, теплотехніки і охорони праці Національної металургійної академії України одним з ефективних способів поліпшення рівномірності температурного поля є великомасштабна внутрішня рециркуляція диму в печі. Підвищення кратності рециркуляції дозволяє на 25 – 50 % збільшити рівномірність температури. Управління рухом газових потоків у печах можливо за допомогою зміни їх газодинамічних характеристик і, перш за все, кінетичної енергії паливних і повітряних струменів [3,4].

З метою дослідження процесів тепло- та масообміну в печах періодичної дії з підковоподібною траєкторією руху димових газів розроблено математичну модель нагрівальної печі, що заснована на розв'язанні рівнянь теплового балансу розрахункових зон, на які умовно поділено робочу камеру теплового агрегату. Під час моделювання прийнято, що у кожній розрахунковій зоні відбувається ідеальне перемішування пічних газів. При заданих геометричних характеристиках робочої камери та пальника, розроблена математична модель, яка дозволяє визначати температурне поле в робочому просторі печі з урахуванням зміни газодинамічних характеристик пічних газів та в залежності від складу палива й вмісту технологічного кисню в повітрі горіння.

З використанням розробленої моделі досліджено вплив великомасштабної внутрішньої рециркуляції пічних газів на рівномірність температурного поля в робочому просторі печі за умов збагачення повітря горіння киснем, а також доведено можливість управління температурою факела в печі при рекомендованому в роботі [2] підвищенні частки кисню в повітрі горіння, яке не вимагає заміни пальників.

Список літератури

1. *Карп І.М.* Можливі обсяги економії та заміщення природного газу в Україні / І.М. Карп, К.Є. П'яних // *Екотехнологии и ресурсосбережение*. – 2012.– № 1. – С. 3-13.
2. *Гупало Е.В.* Использование излишков технологического кислорода в нагревательных печах трубного прокатного цеха / Е.В. Гупало, А.С. Строменко, В.В. Яшный // *New technologies and achievements in metallurgy and material engineering and production engineering*. – Series: Monografic № 56. – Czestochowa, 1216.- P. 500-503.

3 Губинский В.И. Теория пламенных печей / В. И. Губинский, Лу Чжун-У. – М.: Машиностроение, 1995. – 256 с.

4. Ерёмин А.О. Влияние динамических характеристик струй топлива и воздуха на циркуляцию и температурное поле газов в камерной печи с одной горелкой / А. О. Ерёмин, В. И. Губинский // Технічна теплофізика та промислова теплоенергетика : зб. наук. пр. – Дніпропетровськ : Нова ідеологія. – 2011. – Вип. 3. – С. 102–116.

УДК 669.182.4:621.86.064

В. Г. Єфімова

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», м. Київ

ВПЛИВ КОНСТРУКЦІЇ ПРОМІЖНОГО КОВША НА ЯКІСТЬ БЕЗПЕРЕРВНОЛИТОЇ ЗАГОТОВКИ

Відомо, що на стадії перебування неметалевих включень у ванні проміжного ковша вони існують у вигляді дрібних колоїдних частинок та за своїми фізико-хімічними характеристиками не відрізняються від властивостей розплаву сталі. Отже, для їх видалення необхідно багатостадійне перетворення до виділення у самостійну фазу [1].

Виходячи з цих теоретичних принципів проміжний ківш повинен забезпечувати умови, які будуть інтенсифікувати процес коагуляції, збільшувати час перебування неметалевих включень у проміжному ковші, а також забезпечувати тривалий контакт зі шлаковою фазою [2].

Для створення таких умов коагуляції у ванні проміжного ковша нами було проведено моделювання на гідравлічній моделі проміжного ковша у масштабі 1:3 з дотриманням рівності критеріїв подібності Фруда і автомодельності за числом Рейнольдса.

В результаті проведених досліджень встановлено, що найбільш ефективні умови коагуляції неметалевих включень створюються при застосуванні у проміжному ковші так званої реакційної камери, яку можна отримати за рахунок встановлення перегородок та продування інертним газом крізь фурму великої довжини.

Дані фізичного моделювання були підтвердженні шляхом проведення промислових випробувань та проведених металографічних досліджень металу, який був розлитий.

Встановлено, що при застосуванні реакційної камери кількість неметалевих включень (1,5 бали та вище) на 10-25% нижче, ніж у порівняльних слябах без застосування реакційної камери.

Список літератури

1. *Gushchin V. N.* Improved tundish refining of steel in continuous-casting machines. *Steel in Translation*. 2017. №5. P. 320–324.
2. *Yang G.* Influence of Reoxidation in Tundish on Inclusion for Ca-Treated Al-Killed Steel. *Steel research international*. 2013. №5. P.784–792.

УДК 622.781

Ф. М. Журавльов, В. П. Лялюк, Є. В. Чупринов, Д. О. Кассім, І. А. Ляхова

Криворізький металургійний інститут НМетАУ, м. Кривий Ріг

ВИКОРИСТАННЯ БЕНТОНІТІВ ЧЕРКАСЬКОГО РОДОВИЩА В ЯКОСТІ СПОЛУЧНОГО ПРИ ВИРОБНИЦТВІ ЗАЛІЗОРУДНИХ ОКАТИШІВ

Окремі роботи, присвячені Черкаському родовищу, показали, що глини цього родовища по ряду якісних характеристик не в повній мірі відповідають вимогам, що містяться в технічних умовах на бентонітові глини для фабрик огрудкування [1], так як дані бентоніти є лужноземельними, в той час як технічні умови вимагають в складі бентоніту Na-монтморилоніт. Остання обставина обумовлює високе набухання глини, а також природно перевищує одиницю відношення суми натрію з калієм до суми кальцію з магнієм і відношення окису натрію до окису калію.

Проте відсутність комплексних глибоких досліджень щодо використання цих глин, їх географічне розташування, сприятливі гірничо-екологічні умови видобутку у великих кількостях і перспективи використання в процесі виробництва окатишів дають впевнені підстави для вибору саме цих глин як гідного об'єкта досліджень.

Продуктивна товща Черкаського родовища бентонітових і палигорськітових глин складається з V шарів (зверху вниз) (з яких придатними для виробництва окатишів є II-IV шари), що чітко виділяються за макроскопічними ознаками.

Мінералогічний склад II шару складається на 95-98 % з Са-монтморилоніту і 2-5 % кварцу. Глина III шару на 96-98 % складається з частинок менше 0,01 мм. Алевритова частина становить всього 1-2 % породи. Основним породоутворюючим мінералом III шару є палигорськіт (аналог американського атапульгіту). У IV шарі Черкаського родовища присутні монтморилоніт і палигорськіт у відношенні 30:70.

За даними В.М. Вітюгіна і П. Н. Докучаєва [2] підвищена витрата бентонітових глин в виробничих умовах викликана декількома причинами, головною з яких є надзвичайно нерівномірний розподіл сухого тонкоподрібненого бентонітового порошку у вологому залізородному концентраті через використання малоефективного змішувального обладнання, що призводить до збільшення витрати глини для досягнення необхідних якісних характеристик готових окатишів. Так, наприклад, автори наводять відомості, що в американській практиці огрудкування залізородних концентратів з вологістю не більше 10 %, теоретична витрата високоякісного бентоніту повинна становити 0,25 %, а фактично, через недостатню ефективність перемішування, ця кількість подвоюється (тобто становить 0,5 %, 0,8 % або навіть 1 %).

Міцнісні характеристики окатишів залежать не тільки від колоїдних характеристик глин, а й від мінералогічного і хімічного складу бентонітової глини, складу і місткості обмінного комплексу, вологості концентрату, жорсткості його технічної води, фізичних характеристик залізородного концентрату.

У таблиці наведено якість окатишів із застосуванням різних сполучних добавок при огрудкуванні різних залізородних концентратів з різним складом технічної води. Аналіз цих даних показує, що незважаючи на низьке набухання лужноземельних бентонітів, якість окатишів з цими бентонітами, в деяких випадках, незначно поступається якості окатишів з лужними бентонітами. У той же час, лужноземельні бентоніти багатьох родовищ були відкинуті лише тільки тому, що вони мали низьке набухання [1].

Таблиця – Якість окатишів з бентонітами, що мають різний обмінний комплекс

Родовище і вид бентонітів	Склад і вміст обмінного комплексу, мг-екв на 100 г глини		Міцність на стискання, кг/ок		
	Na ⁺ +	Ca ⁺⁺ +	сирих	сухих	обпалених

	K ⁺	Mg ⁺⁺			
Пижевський, лужноземельний	1,1	93,1	1,4	3,8	251
Грецький активований	61,8	23,5	0,9	2,7	235
Саригюхський, лужний	48,2	27,9	0,7	2,8	271
Черкаський II шар, лужноземельний	1,7	72,7	0,7	2,6	250
Черкаський II шар, лужноземельний	15,4	21,5	1,4	н.д.	243
Черкаський II шар, лужноземельний	3,0	64,2	0,8	2,6	247

З лужноземельних бентонітових глин перспективнішою для виробництва залізорудних окатишів можна вважати палигорськітову. Слід провести тривалі промислові випробування з її застосуванням.

Список літератури

1. Теория, технология и оборудование производства окатышей и нового железорудного сырья для доменной плавки / Ф.М. Журавлев, В.П. Лялюк, Н.И. Ступник, В.С. Моркун, Е.В. Чупринов, Д.А. Кассим – Кривой Рог: ФЛ-П Чернявский Д.А., 2019. – 925 с.
2. *Витюгин В.М., Докучаев П.Н.* К вопросу о механизме действия присадок бентонита в процессе окомкования железорудной шихты. – М.: Металлургия, 1986. – 157 с.

УДК 669.162.1:632.15:504.064.4

І. І. Іванов

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

СКОРОЧЕННЯ ВИКИДІВ ДІОКСИНІВ З ЕЛЕКТРОСТАЛЕПЛАВИЛЬНИХ ПЕЧЕЙ

Стокгольмська конвенція від 23 травня 2001 р. спрямована на захист здоров'я населення та навколишнього середовища від дії стійких органічних забруднювачів (СОЗ). Найнебезпечнішими з них є поліхлоровані дібензо-п-діоксини (ПХДД), дібензофурані (ПХДФ) та біфеніли (ПХБ), для яких часто використовують назву «діоксини» з-за схожості їх токсичних властивостей. Поява їх у навколишньому середовищі

пов'язано з виробництвом та використанням хлорорганічних сполук і утилізацією відходів.

Потужним джерелом емісії діоксинів є процеси виробництва чавуну і сталі, кольорових металів (цинку, свинцю, міді та алюмінію), ливарні процеси. Поряд з аглофабриками дугові сталеплавильні печі мають найбільші викиди діоксинів у атмосферу – від 0,01 до 1,3 нг/м³ «токсичного еквіваленту». При цьому максимальні значення відносяться до дугових печей, що виплавляють вуглецеву сталь і працюють з підігрівом брухту, особливо до шахтних дугових печей. Печі без підігріву брухту викидають менше «токсичного еквіваленту» і практично не викидають діоксинів дугові печі, що виплавляють леговану сталь [1]. Крім того, викиди діоксинів визначаються типом печі, системою спалювання технологічних газів, належною експлуатацією обладнання дугових печей та якістю вихідного металобрухту.

Металобрухт зазвичай містить різні покриття, фарбу, залишки масел, пластмасу; часто він забруднений поліхлорвініловими сполуками (дроти, обшивка і т.п.) і разом це становить до 2% (мас.) вуглеводнів. За порівняно низьких температур (550-600° С) на початку плавки органічні сполуки брухту випаровуються з утворенням легких хлорованих вуглеводнів - попередників діоксинів, а за наявності в брухті ПВХ матеріалів утворюються діоксини і фурани.

Звичайні системи газоочистки вловлюють лише до 20-30% діоксинів, які зосереджені на частинках пилу, а інші 70-80% в газовій фазі «проскокують» через рукавні фільтри в атмосферу. Тому для зниження викидів діоксинів з електросталеплавильних печей поряд з вдосконаленням технології нагріву і плавлення брухту важливим є модернізація діючих та створення нових високоефективних газоочисних споруд. Тут можна виділити наступні основні напрямки:

- адсорбція шкідливих речовин;
- створення раціональних режимів допалювання газів, що йдуть з ДСП.

За першим напрямком можна відзначити скрубери типу «Airfine» з очищенням від діоксинів до рівня менше 20 мг/м³, а також вдування адсорбенту в технологічні гази [2]. Адсорбентом може служити, наприклад, активоване вугілля або лігнітовий кокс. Разом з тим, цей спосіб небезпечний через можливість загоряння пилу у фільтрах при вдуванні вугілля більше 50 мг/м³. У зв'язку з цим, розробляються різні способи охолодження технологічних газів до газоочистки і вдування коксового пилу, що забезпечують зниження вмісту діоксину в викидних газах до 0,1 нг/м³ [3]

Другий напрямок передбачає допалювання газів, враховуючи, що діоксини згоряють до CO_2 і H_2O при високій температурі. При цьому дуже важливо, щоб в охолоджуваних продуктах згорання з ДСП не протікав зворотний процес їх утворення при температурах 200-550 °С. Це досягається допалюванням газів при температурі близько 1200 °С і подальшим так званим «загартуванням» газів шляхом зрошення водою або примішуванням охолоджуючого повітря до температури нижче 200 °С менше, ніж за 1 с [4]. Індикатором ефективності спалювання органічних з'єднань може бути вміст монооксиду вуглецю в відпрацьованих газах, який повинен бути мінімальним. Якщо концентрація монооксиду вуглецю в відпрацьованих газах менше 50 мг/м³, можна вважати, що летючі органічні сполуки, діоксини та інші органічні реагенти згоріли.

Список літератури

1. *Малькевич Н.Г., Бельская Г.В.* Выбросы диоксинов и фуранов в электросталеплавильном производстве// *Металлургия: Республ. межведомст. сборник науч. трудов.* – Минск: БНТУ, 2019. – Вып. 40. – с. 51 – 56
2. *Хофштадлер К., Геберт В., Ланцершторфер К.* Система «Эрфайн» для удаления диоксинов из отходящих газов аглопроизводства и электродуговых печей // *Сталь.* – 2001. – № 12. – С. 81-84.
3. *Prüm Ch., Werner Ch. und Wirling Jü.* Verringerung der Dioxinmission bei Elektrostahlwerken // *Stahl und Eisen/* - 2004. - №10 (124) – S. 1-7.
4. *Райле В.Т., Роцин В.Е.* Нейтрализация вредных выбросов из сталеплавильных электропечей путем термической и химической обработки отходящих газов // *Вестник ЮУрГУ.* – 2009. – №14 – С. 32-37.

УДК 669.1

В. В. Калинин¹, А. С. Черненко¹, Р. Д. Куземко², В. О. Синельников³

1 – Одесский национальный университет имени И. И. Мечникова, г. Одесса

2 – ПАО «МК «Азовсталь», г. Мариуполь

3 – AGH «Научно-технический университет», г. Краков, Польша

ОСОБЕННОСТИ ГОРЕНИЯ ПОЛИДИСПЕРСНОЙ УГОЛЬНОЙ ПЫЛИ ПРИ ФАКЕЛЬНОМ ТОРКРЕТИРОВАНИИ ФУТЕРОВКИ КИСЛОРОДНОГО КОНВЕРТЕРА

В процессе выплавки стали в кислородном конвертере происходит постоянное изнашивание футеровки – защитного огнеупорного покрытия внутренней поверхности конвертера (до 1 мм за плавку). Факельное торкретирование футеровки кислородного конвертера – метод ремонта футеровки путем нанесения на ее изношенные участки слоя огнеупорной массы, для чего необходим ее разогрев выше температуры размягчения (для MgO около 1550 °C). Нагрев осуществляется за счет сгорания угольной пыли, которая подается одновременно с огнеупорным порошком (исходная смесь порошков – торкрет-масса).

В данной работе построена физико-математической модели факельного горения и динамики движения в кислороде полидисперсной торкрет-массы, представляющей смесь химически реагирующих частиц пылеугольного топлива (в отличие от монодисперсного топлива [1]), и химически инертных частиц огнеупорного порошка. Для аналитического рассмотрения горения и движения торкрет-массы в полости кислородного конвертера используется система уравнений, основанная на законах сохранения массы, энергии и импульса, законах химической кинетики.

Принималось, что на выходе из водоохлаждаемой торкрет-фурмы смешиваются под высоким давлением потоки торкрет-массы (6 атм) и кислорода (15 атм). Результирующая смесь на выходе имеет давление близкое к атмосферному и попадает в полость кислородного конвертера с высокой температурой (1200 °C) и содержанием угарного газа. Газовая фаза факела содержит кислород, необходимый для окисления углерода частиц ПУТ, и является посредником передачи тепла от частиц ПУТ к частицам огнеупора. Таким образом, температура этих фаз не является одинаковой ($T_f(\text{MgO}) < T_g(\text{газовая смесь}) < T(C)$), а понятие температуры факела, которую и определяют экспериментальным путем, становится определенным усреднением.

В данной модели не учитывается наличие летучих газов, которые значительно улучшат разогрев и последующее горение углеродных частиц. Поэтому нагрев порошка до 1300 – 1400 К не приводит к их быстрому воспламенению.

Со временем, когда начинается воспламенение и горение частиц кокса, доля кислорода в смеси начинает активно уменьшаться. На поверхности частиц появляются продукты реакций: угарный и углекислый газ, которые практически мгновенно (турбулентный факел) переходят в газовую смесь. До тех пор, пока температура смеси «низкая» в гетерогенных реакциях образуются в соизмеримых количествах углекислый и угарный газы. При более высоких температурах сказывается роль эндотермической реакции (III): продуктом реакции является преимущественно угарный газ.

Скорость изменения диаметра и массы частиц угольной пыли высокая только при наличии в смеси кислорода. После его «исчезновения», медленное уменьшение диаметра и массы угольных частиц происходит за счет реакции восстановления углекислого газа. Частицы меньшего размера могут полностью выгорать, а более крупные терять в массе до 80 %.

Такое поведение угольных частиц объясняет качественное изменение температур составляющих элементов пылегазовой смеси. На начальном этапе температура частиц угольной пыли повышается. Они нагревают газ, который способствует нагреву частиц огнеупорного порошка. То есть, $T_p < T_g < T_c$.

После выгорания кислорода в смеси температура частиц за счет излучения падает быстрее, чем температура газа. Газовая смесь нагревает остывающие частицы огнеупорного порошка и оставшуюся угольную пыль. То есть: $T_g > T_c, T_p$.

В результате частицы огнеупорного порошка удается разогреть до температур выше температуры размягчения (1823 К). При этом в газопылевом факеле в результате горения практически исчезают исходные активные компоненты смеси: кислород и угольная пыль.

Литература

1. *Калінчак В.В., Черненко О.С., Шевченко Т.Г., Козловцев С.В., Дорота Калиш, Куземко Р.Д., Сінельніков В.О.* Модель горіння вугілля і розігріву вогнетривких частинок в технології факельного торкретування футеровки конвертера // Теорія і практика металургії. – 2018. – № 1-2. – С. 27-34.

УДК 669.1.622.785

М. А. Кащєєв¹, М. Р. Руденко¹, Є. М. Нагорний², О. П. Резнік³, Р. М. Руденко¹

1 – Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

2 – ТОВ «НДП «ЕКОЕКСПЕРТ», м. Кривий Ріг

3 – ПАТ «Дніпровський меткомбінат», м. Кам'янське

МОЖЛИВОСТІ РЕГУЛЮВАННЯ ГАЗОВОГО ПОТОКУ ПО ВАКУУМ-КАМЕРАМ АГЛОМАШИНИ

На агломераційній машині проведені газодинамічні дослідження розподілу повітря по довжині площі газовідсмоктування. Згідно результатів наведених на рис. 1 найменша його кількість припадає на середню частину агломашини (вакуум-камери №№ 5-11), через яку проходить 40-50 % загальної кількості повітря, що відсмоктується ексгаустером і найбільше – на останні й перші вакуум-камери через які просмоктується 50-60 %.

Така нерівномірність розподілу повітря по довжині агломашини пояснюється зміною газопроникності шару в процесі спікання. Вона низька в середній частині машини, внаслідок конденсації вологи, й висока у хвостовій частині, в результаті утворення пористої структури пирога агломерату. Крім того на перших і останніх вакуум-камерах спостерігається підвищене «шкідливе» підсмоктування повітря через торцеве ущільнення (рис.1). Як наслідок в середній частині агломашини недолік повітря призводить до зниження швидкості спікання і продуктивності агломераційної машини.

З метою раціонального розподілу кількості повітря по довжині агломашини, з підвищенням в середній її частині, запропоновано зменшення перетину вакуум-камер шляхом їх дроселювання. Таку пропозицію висували Ніколаєв А.П. [1] Меєров С.М. [2] і Сидоровим Н.Е. [3]. Результати інструментальних досліджень наведені на рис. 2.

Висновки

1. Визначено вплив розрідження і кількості «шкідливих» прососів на питому продуктивність аглоустановки.
2. Проведені газодинамічні дослідження розподілу повітря, та встановлено нерівномірність по довжині площі газовідсмоктування агломашини.
3. З метою зменшення «шкідливих» підсмоктувань і збільшення кількості повітря що проходить через середню частину агломашини, запропоновано зменшення пере-

тину визначених вакуум-камер. Така пропозиція дозволяє підвищити ефективність аглопроцесу та знизити витрати енергетичних ресурсів.

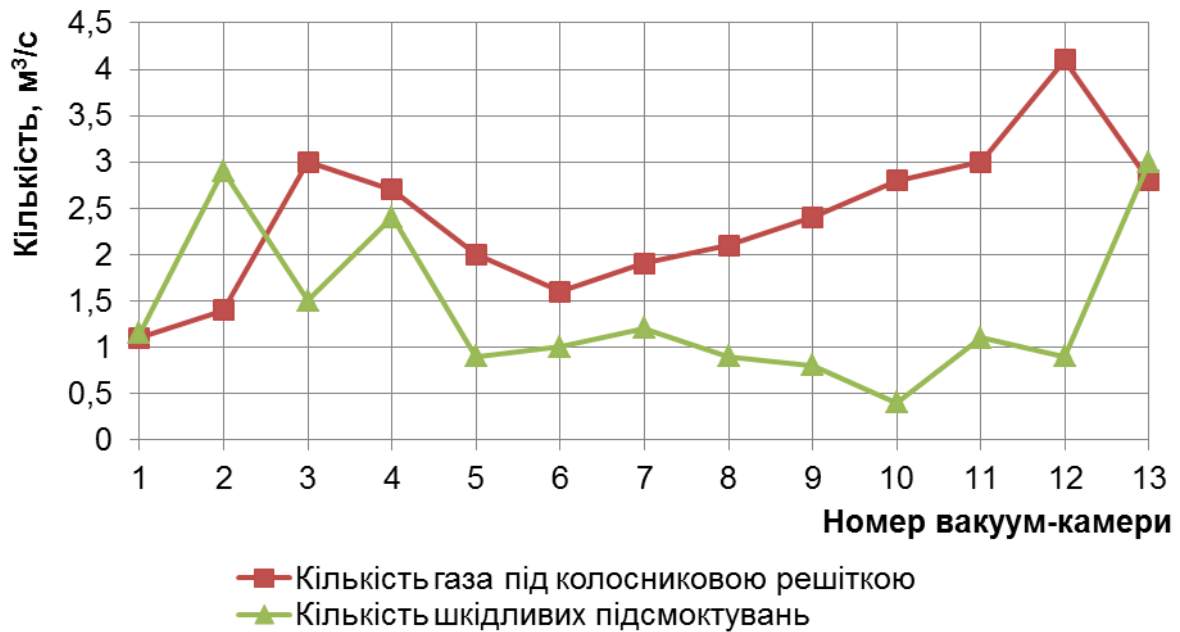


Рис. 1 – Розподіл повітря по вакуум-камерах (при повністю відкритих вакуум-камерах) агломераційної машини



Рис. 2 – Розподіл повітря по вакуум-камерах (загальна витрата повітря 97,2 м³/с)

Список літератури

1. Николаев А.П. // Советская металлургия. – 1935. – № 10 – 11. – С. 7.
2. Мееров С.М. // Теория и практика металлургии. – 1936. – № 7. – С. 15.

3. Сидоров Н.Е. Распределение воздуха и вредные подсосы на агломерационных машинах // Доменное производство. Приложение к журналу «Сталь». – М.: Metallurgizdat, 1959. – С. 5 - 18.

УДК 669.1

М. А. Кащесв¹, М. Р. Руденко¹, Є. М. Нагорний², О. П. Резнік³, Р. М. Руденко¹

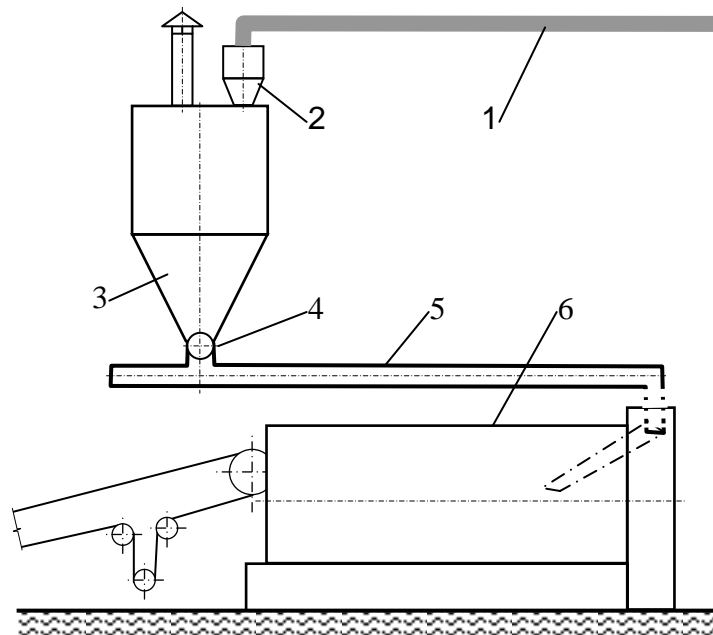
1 – Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

2 – ТОВ «НДП «ЕКОЕКСПЕРТ», м. Кривий Ріг

3 – ПАТ «Дніпровський меткомбінат», м. Кам'янське

ЕФЕКТИВНІСТЬ ЗМІШУВАННЯ ПЕРЕЗВОЛОЖЕНОЇ ОГРУДКОВАНОЇ ШИХТИ З СУХИМ КОЛОШНИКОВИМ ПИЛОМ

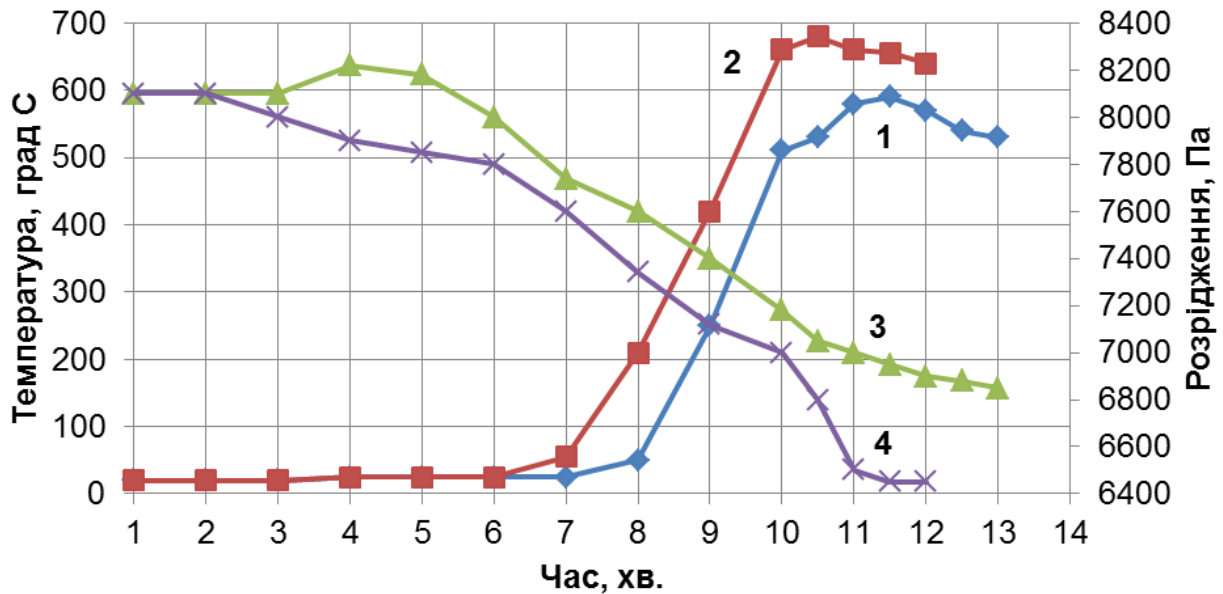
В умовах аглодоменного виробництва ПАТ «Дніпровський меткомбінат» виконано дослідження впливу розподілу колошникового пилу в штабелі залізородних матеріалів і аглошихті. Встановлено нерівномірність його розподілу. По вуглецю коливання в залізородній суміші досягає до 1,53 % і до 7,47 % в аглошихті. Запропонована технологія додавання (з ваговим дозуванням) колошникового пилу на зволожену огрудковану шихту (рис. 1).



1 – транспортний трубопровід; 2 – циклон; 3 – бункер добавки (колошникового пилу);
4 – дозувальний пристрій; 5 – гвинтовий транспортер; 6 – барабанний огрудковувач

Рис. 1 – Схема подачі колошникового пилу в аглошихту

В лабораторних умовах проведено дві серії дослідів. Перша – з використанням базової шихти, в другій додавали колошниковий пил (4,5 %) на перезволожену огрудковану шихту. Результати наведені на рис.2. Швидкість спікання в базовому періоді складала 30,4 мм/хв., в другій серії (по технології що пропонується) – 33,5 мм/хв.



1, 2 – температура газів і 3, 4 – розрідження під колосниковою решіткою

Рис. 2 – Показники процесу спікання при базовому спіканні (1, 3) і технології що пропонується (2, 4)

ВИСНОВКИ

1. Базова технологія використання колошникового пилу в якості компонента залізорудного штабелю призводить до нерегульованого коливання вмісту вуглецю в аглошихті.

2. Запропоновано дозування колошникового пилу і використання його як добавки для підсушування згранульованої шихти.

3. Проведені лабораторні дослідження підтверджують покращення газопроникливості шихти та підвищення швидкості спікання з 30,4 мм/хв. до 33,5 мм/хв.

УДК 662.74

С. В. Кравцов, А. Г. Мешкова

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

ФАКТОРИ ВПЛИВУ НА ЗАБРУДНЕННЯ АТМОСФЕРНОГО ПОВІТРЯ ВІД СИСТЕМ БЕЗПИЛОВОЇ ВИДАЧІ КОКСУ

На багатьох промислових підприємствах України, і зокрема, коксохімічного профілю склався низький рівень техногенної безпеки. Це виявляється в значних викидах шкідливих речовин в навколишнє середовище, збільшення кількості промислових відходів, зниження рівня надійності об'єктів, погіршення здоров'я населення, що проживає поблизу виробництв. Причинами такої ситуації є старіння основних фондів, відсутність або повільні темпи їх відновлення, відсутність належного контролю стану об'єктів, засобів автоматизації і захисту.

Недоліком сучасного процесу коксування є значне виділення газу і пилу. При завантаженні вугільної шихти вогкістю 8-10% в середньому утворюється 3-5 м³/т шихти газів, 10-60 г/м³ зважених частинок, які частково потрапляють в навколишнє середовище.

Метод бездимного завантаження шихти, що набув промислового поширення, з інжекцією газів в газозбірники, має ряд істотних недоліків, пов'язаних з віднесенням пилу і підвищенням зольності кам'яновугільної смоли, збільшенням вмісту оксидів азоту в коксівному газі, відкладенням в стояках та ін.

Завантаження кожної камери повторюється через 18-24 год. і триває 3-4 хв. При заповненні холодною шихтою розжареного простору печі відбуваються значні виділення пилу і газів. Температура простінок камер печей складає 1000°С. При контакті шихти з такими гарячими простінками виникають вугільний пил, смоляний туман, газу, водяна пара і інші забруднення, які називають завантажувальними газами.

Ці газу виходять в атмосферу через димарі, отвори для засипки і для вирівнювання поверхні шихти. При завантаженні ущільненої шихти ці газу йдуть через труби, дверні отвори, а також отвори для завантаження.

Якщо врахувати, що щодня в коксівному відділенні середніх розмірів завантажують 200 камер, то сумарний час їх завантаження складе 10-12 годин. При місткості камери до 18 т вугілля об'єм повітря, витисненого з неї в процесі завантаження, складає 8 м³.

Для вивчення залежності, що виникає при завантаженні коксівних печей ущільненою шихтою, був проведений хронометраж. Встановлено, що в перші 5 с з початку завантаження не спостерігається помітного пиловидалення. Після закінчення цього часу з вентиляційних труб з'являються темні хмари пилу, сажа і інші забруднення. Через 10-15 с ці хмари зникають. Протягом наступних 20-25 с з димарів вагону для завантаження камер виринають клуби диму. Через 30 с з камери починають виділятися гази, які, окрім інших домішок, містять водяну пару.

Цікавим фактом є те, що хмари пилу, що з'являються через 5 с з моменту завантаження, збільшуються протягом 10-15 с і зникають після закінчення завантаження камери. Цей пил виникає не в результаті винесення частинок шихти газами, що викидаються, а унаслідок неповного згорання газу. Через 70 с від початку завантаження камери з димаря завантажувального вагону починають вилітати гази бурого відтінку. Це пари смоли із специфічним неприємним запахом. За певних умов ці гази запалають, полум'я розповсюджується вище за вантажні пристрої і не зникає до закінчення завантаження. Кількість газів, що викидаються, постійно зростає. З моменту закриття завантажувальних отворів в останні 20 с завантаження гази викидаються назовні з вентиляційних труб і згорають високим яскравим полум'ям.

На кількість забруднень, що викидаються в атмосферу з коксівної батареї, впливає час, що витрачається на завантаження, тому цей час необхідно скорочувати. Кількість викидів по ходу завантаження зростає, а при великій кількості смоли в газі він стає задушливим. Час завантаження камер коксівних печей можна скоротити шляхом зміни конструкції завантажувальних вагонів і механізації спорожнення шихтових контейнерів цих вагонів.

Перелік посилань

1. Технология коксохимического производства / Р.Е. Лейбович, Е.И. Яковлева, А.Б. Филатов. – 3-е изд., перераб. и доп. – Москва: Металлургия, 1982. – 359 с.

2. Хомутов Е.Є., Боровльов В.М. Вдосконалення установки безпилової видачі коксу / V міжнародна науково-практична конференція «Проблеми техніки і технології переробних виробництв» / Донецький національний технічний університет. – Покровськ: ДВНЗ «ДонНТУ», 2019. – 98-101 с.

УДК 669.162.16

В. П. Лялюк, Е. О. Шмельцер, Д. А. Кассим, И. А. Ляхова

Криворожский металлургический институт НМетАУ, г. Кривой Рог

СПОСОБ СТАБИЛИЗАЦИИ СВОЙСТВ КОКСА ДЛЯ ДОМЕННОЙ ПЛАВКИ

В настоящее время единственным направлением улучшения качества кокса для доменной плавки практически на всех металлургических и коксохимических заводах были и остаются факторы, обеспечиваемые свойствами угольного сырья и технологией коксового производства [1]. Вместе с тем, использование процесса механической обработки кусков кокса позволяет не только стабилизировать свойства кокса, но и существенно улучшить их вплоть до получения заданных показателей гранулометрического состава, прочности и истираемости.

С целью стабилизации свойств кокса разработан агрегат для получения заданных свойств кокса (АПЗСК) [2]. Конструктивно АПЗСК представляет собой вращающийся аппарат в форме цилиндра или призмы с открытыми торцами и поверхностью, составленной из квадратных или круглых бичей. Длина и поперечное сечение зависят от производительности и выбранного основного режима работы.

В способе [3] механическую обработку доменного кокса для улучшения исходных показателей его качества, например, увеличения M_{25} до 88-90 % и уменьшения M_{10} до 5-6 %, а класса >80 мм – до 3-4 % предлагается производить в непрерывно или периодически работающем открытом или закрытом промышленном цилиндрическом наклонном барабане-стабилизаторе. При этом для обеспечения улучшения этих показателей качества кокса необходимо определить и установить барабан-стабилизатор на определенный угол его наклона к горизонту (α) и выбрать необходимое количество его оборотов (n), что, с одной стороны, позволит улучшить показатели, а с другой, – не допустить перевод кусков кокса в отсеив, т.е. достичь снижения выхода класса <25 мм и увеличения количества загружаемой в доменную печь годной фракции кокса 25-80 мм. Для установления оптимальных α и n для обработки кусков кокса в стационарном барабане-стабилизаторе вначале производят испытания кокса, с определением изменений от исходных M_{25} , M_{10} и класса >80 мм, в барабане микром после 1-2 его оборотов. На основании этих испытаний определяют оптимальное

число оборотов (n_m), для чего по динамике улучшения исходных показателей качества кокса за каждый 1-2 оборота барабана определяют сумму произведений показателей качества кокса на коэффициенты влияния каждого показателя на снижение удельного расхода кокса ($M_{25} +1 \% - -0,6 \%$; $M_{10} -1 \% - -2,8 \%$ и $>80 \text{ мм} -1 \% - -0,2 \%$) и на величину удельного расхода кокса в доменной печи, на которую подают данную партию стабилизированного кокса. Полученную сумму экономии кокса в доменной плавке за счет его стабилизации сравнивают с величиной потерь доменного кокса, т.е. постоянно контролируют перевод кусков кокса в класс $<25 \text{ мм}$. В связи с этим количество оборотов барабана-стабилизатора ограничивают величиной потерь доменного кокса, не допуская увеличения класса $<25 \text{ мм}$ более $3,0-3,5 \%$ от исходной величины. Выбрав оптимальное количество оборотов n_m определяют оптимальные α и n для барабана-стабилизатора по формулам:

$$\alpha = \arcsin L/\pi n_m, \quad (1)$$

где α – угол наклона барабана, град.; L – длина барабана, м; n_m – оптимальное количество оборотов барабана микром,

$$n = n_m/D, \quad (2)$$

где D – диаметр барабана-стабилизатора.

Так, на доменной печи объемом 5000 м^3 с учетом ее производительности можно использовать барабан-стабилизатор длиной $8,5 \text{ м}$ и диаметром 2 м , тогда угол его наклона к горизонту будет равным $\alpha = \arcsin L/\pi n_m = \arcsin 8,5/3,14 \cdot 14 = 11$ градусов, а количество его оборотов $n = n_m/D = 14/2 = 7$ [3, 4].

Таким образом, выбор рациональных параметров технологии стабилизации показателей качества кокса в промышленном цилиндрическом наклонном барабане-стабилизаторе с учетом недопущения больших потерь доменного кокса позволит значительно снизить себестоимость чугуна в доменной плавке.

Список литературы

1. *Лялюк В.П.* Влияние свойств сырья и технологии коксования на гранулометрический состав кокса / В.П. Лялюк, Е.О. Шмельцер, И.А. Ляхова, Д.А. Кассим // Кокс и химия. – 2014. – №10 – С. 29-35.
2. *Мучник Д.А.* Возможности улучшения качества кокса после выдачи из печей / Д.А. Мучник, В.И. Бабанин. – М.: Инфра-Инженерия, 2014. – 368 с.
3. Патент № 127112 Україна. Спосіб механічної обробки доменного коксу / Д.А. Мучник, Й.Г. Товаровський, В.П. Лялюк, К.О. Шмельцер // 2018. – Бюл. №13.

4. *Лялюк В.П.* Качество кокса и перспективы доменной плавки / В.П. Лялюк, Д.А. Мучник, Д.А. Кассим, Е.О. Шмельцер. – Москва, Вологда: “Инфра-Инженерия”, 2020. – 208 с.

УДК 662.749

В. П. Лялюк¹, С. В. Кетлер², Е. О. Шмельцер¹, Д. А. Кассим¹, И. А. Ляхова¹

1 – Криворожский металлургический институт НМетАУ, г. Кривой Рог

2 – ПАО “АрселорМиттал Кривой Рог”, г. Кривой Рог

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ПРОЧНОСТИ КОКСА НА РАБОТУ ДОМЕННЫХ ПЕЧЕЙ ПАО “АРСЕЛОРМИТТАЛ КРИВОЙ РОГ”

Важность качества кокса для работы доменных печей с высокими технико-экономическими показателями общеизвестна и не вызывает сомнений. В вопросе эффективного применения кокса в доменном производстве очень существенными следует считать три момента: какими показателями оценивается качество кокса; целесообразный уровень этих показателей; как достигать этот уровень. Максимально полезные свойства кокса для доменной печи могут быть установлены с учетом ее объема, характеристики железосодержащего сырья, а также дутьевого режима и многих других условий доменной плавки.

На V Международном конгрессе доменщиков, проведенном в 1999 году в Днепрпетровске и Кривом Роге, специалисты выдвинули к качеству кокса следующие требования: прочность M_{25} – не менее 90 %; истираемость M_{10} – не более 6 %; содержание фракции +80 мм – не более 5 %; содержание фракции -25 мм – не более 5 %; колебания влажности в обе стороны – не более 0,5 %; реакционная способность CRI – 23-26 %, CSR – 70 % [1].

В доменные печи №6 и 7 объемом 2000 м³ АМКР загружают кокс собственного коксохимического производства (КХП), а в доменную печь №9 объемом 5000 м³ кроме кокса КХП загружают еще и импортный кокс.

В настоящее время на КХП АМКР производят кокс на коксовых батареях №1-4, 5 и 6, где перерабатывают каменные угли с последующим получением из них кокса, коксового газа и химических продуктов коксования. После всех коксовых батарей кокс тушат мокрым способом. До ноября 2012 года коксовые батареи №1-6 производили кокс

с использованием технологии их загрузки сверху через углезагрузочные люки, затем батареи №5 и 6 были выведены из эксплуатации. Строительство с реконструкцией комплекса коксовых батарей №5 и 6 началось в 2013 году с внедрением технологии предварительного трамбования и бездымной загрузки угольной шихты.

Анализ изменения качества кокса по M_{25} и M_{10} за период с января 2011 г. по ноябрь 2019 г. показал высокий уровень колебаний показателей холодной прочности и истираемости кокса КХП как на батареях №1-4, так и на №5 и 6. На батареях №1-4 за рассматриваемый период средний уровень $M_{25} = 86,2 \%$, а $M_{10} = 7,68 \%$, а коэффициенты вариации этих показателей 1,55 % и 6,14 %, соответственно. На батареях №5 и 6 до реконструкции средний уровень $M_{25} = 86,5 \%$ и $M_{10} = 7,73 \%$ при коэффициентах вариации 1,0 % и 4,1 %, соответственно, а после реконструкции показатели холодной прочности улучшились $M_{25} = 87,75 \%$ и $M_{10} = 5,93 \%$, при коэффициентах вариации 1,2 % и 5,97 %, соответственно, т.е. при переходе на трамбование угольной шихты нестабильность этих показателей не уменьшилась, а по M_{10} даже выросла [2].

Анализ технико-экономических показателей работы доменных печей АМКР №6, 7 и №9 (до использования технологии вдувания пылеугольного топлива) при увеличении M_{25} и снижении M_{10} кокса показал, что с ростом показателя M_{25} приведенный расход кокса снизился на печах №7 и 9, а на печи №6 – вырос. Так, при увеличении показателя M_{25} на 1 % удельный расход кокса снижался в среднем на 2,1 %; снижение показателя качества кокса M_{10} на 1 % обусловило уменьшение среднего удельного расхода кокса на 5,5 %.

Из опыта работы доменных печей АМКР известно, что самое сильное влияние на удельный расход кокса и производительность печей оказывает все же показатель истираемости кокса M_{10} , а затем M_{25} и CRI, что и подтвердил проведенный анализ. Так, доменные печи доменного цеха №1 (№6-8) АМКР очень сильно реагируют на уменьшение показателя M_{25} ниже 84 % и на рост M_{10} выше 8 %. В этих случаях доменные печи первого доменного цеха не берут дутье, ход печей становится неровным, интенсивно развивается загромождение горна, учащается горение фурм, из-за чего приходится активно использовать промывочный материал, значительно возрастает расход кокса [2].

Таким образом, анализ работы доменных печей ПАО “АрселорМиттал Кривой Рог” показывает, что для любой технологии доменной плавки показатели холодной прочности кокса должны быть по M_{25} не менее 90 %, а по M_{10} не более 6 %.

Список литературы

1. *Товаровский И.Г.* V Международный конгресс доменщиков “Производство чугуна на рубеже столетий” / И. Г. Товаровский, В.П. Лялюк // Сталь. – 1999. – №9. – С. 5-10.
2. *Лялюк В.П.* Качество кокса и перспективы доменной плавки / В.П. Лялюк, Д.А. Мучник, Д.А. Кассим, Е.О. Шмельцер. – Москва, Вологда: “Инфра-Инженерия”, 2020. – 208 с.

УДК 669.162

В. П. Лялюк¹, С. В. Кетлер², Д. О. Кассим¹, Є. В. Чупринов¹, І. А. Ляхова¹

1 – Криворізький металургійний інститут НМетАУ, м. Кривий Ріг

2 – ПАТ “АрселорМіттал Кривий Ріг”, м. Кривий Ріг

ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ ВИКОРИСТАННЯ КУСКОВОГО АНТРАЦИТУ В ДОМЕННІЙ ПЛАВЦІ

Одним із шляхів підвищення ефективності доменної плавки, разом з забезпеченням високої якості коксу, є реалізація технологій заміщення коксу дешевшими видами металургійного палива. В умовах коливання цін на кокс і природний газ, а також для підприємств, де ще не реалізована технологія вдування ПВП, використання кускового антрациту для часткової заміни коксу дозволяє одержувати високий прибуток. Дана технологія розроблена вченими КМІ НМетАУ, ІЧМ НАН України разом зі спеціалістами комбінату “Криворіжсталь” (в даний час ПАТ “АрселорМіттал Кривий Ріг”), на якому ця технологія була найбільш широко реалізована [1].

Початок розробки цієї технології відноситься до 2000 року. Вже у 2005 році вдалося вийти на завантаження в доменні печі антрациту до 55 кг/т чавуну в середньому за рік і до 70-85 кг/т чавуну в окремі місяці при зниженні витрат коксу до 384-417 кг/т чавуну. Більш високі місячні і середньорічні результати стримувалися недостатніми поставками на комбінат антрациту. Особливо це позначилося на подальшому освоєнні цієї технології в 2006 році, коли змінився постачальник антрациту.

Технологія завантаження антрациту включає, перш за все (перша обов’язкова умова), переведення доменних печей з циклічної змішаної системи завантаження залізородних матеріалів і коксу, наприклад, (ЗААКК↓ 2ККАА↓) на роздільну, напри-

клад, (AAAAA↓ KKKKK↓) зі значним збільшенням маси подачі. Маса порції рудних матеріалів на доменних печах об'ємом 2000 м³ дорівнювала 60-85 т, на печі об'ємом 2700 м³ – 80-104 т, а на доменній печі об'ємом 5000 м³ – 110-124 т. при рудному навантаженні на кокс 3,5-3,8 т/т в залежності від якості коксу і агломерату. Значна товщина шарів коксу забезпечує перерозподіл газового потоку під кожним рудним шаром, в результаті чого поліпшується обробка газом рудних матеріалів в районі “рудного гребеня”. Це дає додатковий позитивний ефект. Переведення доменних печей на нову систему завантаження при збільшенні маси рудної подачі забезпечило більшу товщину шарів коксу в стовпі шихти доменної плавки і, особливо, “кокових вікон” в зоні “когезії”, що дозволило без ускладнень замістити частину коксу антрацитом.

Другою обов'язковою умовою використання даної технології є завантаження антрациту спільно з залізорудною частиною шихти, що виключає “засмічення” кокових шарів дріб'язком при руйнуванні вугілля і забезпечує практично повну газифікацію дріб'язку киснем шихти. Введення твердого відновника в шар залізорудних матеріалів дозволяє активізувати протікання реакцій прямого відновлення за рахунок вуглецю антрациту. Це може сприяти зниженню участі в реакціях прямого відновлення вуглецю коксу. Крім того, за рахунок зниження участі коксу в протіканні реакцій прямого відновлення і Белла-Будуара, можна очікувати збереження міцності і середніх розмірів кусків коксу по висоті печі у порівнянні з технологією без антрациту.

Третьою обов'язковою умовою використання технології завантаження антрациту є раціональний розподіл антрациту по радіусу печі. Попередження захаращення горну можливе при завантаженні антрациту в периферійну або проміжну зони колошника печі, де гарантована інтенсивна газифікація вуглецю антрациту киснем шихти та діоксидом вуглецю газової фази. В цій зоні залишки вуглецю скоріше попадуть в окислювальні зони фурмених вогнищ і газифікуються киснем шихти.

З метою додаткового зниження витрати коксу за рахунок збільшення витрати кускового антрациту, що завантажуються в піч, при недопущенні захаращення горну доменної печі, був розроблений спосіб доменної плавки, який передбачає циклічну зміну питомої витрати антрациту [2]. Досліди на доменних печах комбінату “Криворіжсталь” показали, що зниження витрати кускового антрациту нижче 60 кг/т чавуну не забезпечує достатньо високий коефіцієнт заміни коксу антрацитом, а при витраті антрациту більше 90 кг/т чавуну розвивається захаращення горну доменної печі. Тому розроблений спосіб [2] включає циклічну зміну кількості завантаженого на колошник печі кускового антрациту на заміну коксу, причому період роботи доменної печі при

питомій витраті антрациту 60-70 кг/т чавуну дорівнює 15-30 діб, а період роботи печі при питомій витраті антрациту 80-90 кг/т – 7-12 діб. Тривалість періодів рівного ходу печей при витратах антрациту 60-70 і 80-90 кг/т чавуну встановлені з досліджень роботи доменних печей комбінату.

Список літератури

1. *Лялюк В.П.* Теоретичні та практичні основи використання кускового антрациту в доменній плавці / В.П. Лялюк, Й.Г. Товаровський, Д.О. Кассім, І.А. Ляхова. – Кривий Ріг: Дионат, 2016. – 312 с.
2. Патент №113207 Україна. Спосіб доменної плавки / В.П. Лялюк, Д.О. Кассім, В.М. Онопа, І.А. Ляхова // 2017. – Бюл. №2.

УДК 669.162

В. П. Лялюк, Д. О. Кассим, І. А. Ляхова, Є. В. Чупринов

Криворізький металургійний інститут НМетАУ, м. Кривий Ріг

ПОРІВНЯЛЬНИЙ АНАЛІЗ ЕФЕКТИВНОСТІ ТЕХНОЛОГІЙ ДОМЕННОЇ ПЛАВКИ З ВДУВАННЯМ ПВП ТА З ЗАВАНТАЖЕННЯМ КУСКОВОГО АНТРАЦИТУ НА ДОМЕННІЙ ПЕЧІ ОБ'ЄМОМ 5000 М³

Найважливішим напрямком підвищення конкурентоспроможності доменного виробництва та успішного його функціонування є заміщення частини коксу вугіллям. В даний час його доцільно здійснювати двома способами – вдуванням пиловугільного палива в фурми доменної печі (до 200-250 кг/т чавуну) або завантаженням кускового антрациту через колошник (до 70-90 кг/т чавуну) з коефіцієнтом заміщення коксу цими видами палива 0,8-1,0 кг/кг.

На доменній печі №9 об'ємом 5000 м³ ПАТ “АрселорМіттал Кривий Ріг” з 2003 по 2015 роки використовували технологію завантаження у піч кускового антрациту, а в 2016 році впровадили технологію вдування ПВП, тому з'явилася можливість порівняти ці дві технології.

Порівняння роботи печі при найбільших витратах антрациту і ПВП показує, що при витраті антрациту 72,8 кг/т з вдуванням природного газу 27 м³/т (лютий 2006 року) і вдуванні ПВП в кількості 101,1 кг/т (листопад 2016 року) маємо зниження факти-

чної витрати коксу з 459,7 до 418,2 кг/т чавуну при вдуванні ПВП. Однак після приведення витрати коксу до однакових умов цей результат дещо нівелюється, різниця всього 1 кг/т, тобто при таких низьких витратах ПВП досягти потенційних переваг технології вдування ПВП перед технологією завантаженням кускового антрациту поки що не вдалося.

Порівняння результатів роботи печі з використанням однієї й іншої технологій в періоди, коли на печі №9 мали місце мінімальні витрати коксу, також поки свідчить не на користь технології вдування ПВП на цій доменній печі. Так, в лютому 2006 року на печі при середньомісячній витраті антрациту 57,2 кг/т і витраті природного газу 89,9 м³/т фактична витрата коксу становила 400,1 кг/т чавуну, а в травні 2016 року було отримано мінімальну фактичну витрату коксу 408,2 кг/т при витраті ПВП 92 кг/т. Приведена до однакових технологічних і шихтових умов доменної плавки витрата коксу і в цьому випадку свідчить поки не на користь технології вдування ПВП (400,1 кг/т проти 408,5 кг/т).

Порівняння результатів роботи печі в кращий 2005 рік використання технології завантаження кускового антрациту з першим роком (2016 р.) освоєння на доменній печі №9 технології вдування ПВП показує, що при середньорічній витраті кускового антрациту 41,7 кг/т та витраті природного газу 89,3 м³/т мала місце фактична витрата коксу 427,4 кг/т, в той час як при середньорічній витраті ПВП 73,7 кг/т фактична витрата коксу виявилася на рівні 444,8 кг/т (приведена 437,7 кг/т). Приведена до однакових умов витрата коксу також поки не показує переваги технології з вдуванням ПВП. Однак слід зазначити, що в періоди вдування ПВП з організаційних причин мала місце більш висока продуктивність доменної печі (7469 та 8348 т/добу).

Порівняння результатів роботи печі в кращий рік використання технології завантаження кускового антрациту (2005 р.) з другим роком (2017 р.) освоєння на доменній печі №9 технології вдування ПВП, коли витрата ПВП зросла до 86,0 кг/т показує, що добова продуктивність печі, як фактична, так і приведена, знизилася на 272 та 484 т, відповідно, в порівнянні з завантаженням антрациту. Фактична витрата коксу у 2017 році дещо знизилася (413,3 кг/т на 4,1 кг/т), але приведена витрата коксу склала 429,5 кг/т, що на 2,1 кг/т більше, ніж у 2005 році, при використанні технології завантаження в піч кускового антрациту.

2018 рік взагалі не підлягає розгляду, тому що на печі №9 була дуже важка аварія і середня річна витрата коксу була 472,1 кг/т при витраті ПВП 30,2 кг/т чавуну.

У 2019 році ці показники дещо кращі, так при витраті ПВП 91,7 кг/т витрата коксу склала 415,2 кг/т чавуну.

Враховуючи результати роботи печі №9 на двох технологіях, ще раз відзначимо, що, як відомо із світової практики, вдування ПВП забезпечує найвищі техніко-економічні показники роботи доменних печей при витратах ПВП не менше 200 кг/т чавуну. В іншому випадку термін окупності капіталовкладень виявляється занадто великим. В той же час технологія завантаження в піч антрациту взагалі не потребує додаткових капіталовкладень і забезпечує достатньо високий дохід підприємству.

При аналізі результатів технології вдування ПВП зазвичай розглядають ступінь реалізації на печі компенсуючих технологічних заходів, розроблених професором С.Л. Ярошевським. Однак досвід освоєння цієї технології на доменній печі №9 показав, що неабиякий вплив мають і технічні проблеми, до числа яких відносяться готовність до неминучого посилення периферійного потоку газу та його впливу на систему охолодження печі і стан футерівки, надійність роботи всього обладнання системи подачі пилувугільного палива, наявність ефективної системи контролю та регулювання витрати ПВП по фурмам та ін.

УДК 621.791.92.042

Л. С. Малинов, В. Л. Малинов

Приазовский государственный технический университет, г. Мариуполь

НОВЫЕ НАПЛАВОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИЕ ПОЛУЧЕНИЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОГО МАРГАНЦОВИСТОГО И ХРОМОМАРГАНЦОВИСТОГО НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА, ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ

В отличии от многих известных наплавочных материалов, содержащих марганец, обеспечивающих получение в наплавленном металле полностью или преимущественно структуру метастабильного аустенита, в данной работе рассмотрены новые наплавочные материалы. Они позволяют получить в наплавленном металле структуру низкоуглеродистого мартенсита, содержащего ~6-8 % марганца и небольшие добавки сильных карбидообразующих элементов. Последующий высокий отпуск, обычно используемый для снятия возникших после наплавки напряжений, про-

водимый с нагревом в межкритический интервал температур, приводит к образованию вторичного метастабильного аустенита, равномерно распределенного в структуре. Образуется своеобразная композиционная многофазная структура, в которой участки повышенной прочности чередуются с участками вторичного аустенита невысокой твердости. В большом числе работ этот аустенит рассматривают как стабильную структуру, поскольку он при охлаждении до отрицательных температур не превращается в мартенсит. Однако он метастабилен при нагружении и превращается в мартенсит деформации (эффект самозакалки при нагружении). В результате этого повышается износостойкость.

Вторичный метастабильный аустенит является внутренним ресурсом самого материала. Он за счет превращения в мартенсит деформации при изнашивании позволяет ему адаптироваться к внешним нагрузкам и обеспечивает самоповышение свойств при нагружении и самозащиту от разрушения. Рассмотренные наплавочные материалы в отличие от широко применяемых позволяют получить повышенную износостойкость наплавленного металла после высокого отпуска, снижающего твердость. Это имеет место при отсутствии повышенного количества дорогих карбидообразующих элементов, вызывающих при высоком отпуске дисперсионное твердение. Новые наплавочные материалы технологичны при наплавке. Наплавленный металл после высокого отпуска удовлетворительно обрабатывается резанием. Рассмотренные материалы должны найти применение для повышения долговечности деталей металлургического оборудования.

В промышленности широко используются низкоуглеродистые наплавочные материалы, обеспечивающие получение наплавленного металла мартенситного класса, содержащего 12-14 % хрома. Они применяются для восстановления и повышения долговечности плунжеров гидросистем, роликов МНЛЗ и других быстроизнашивающихся деталей. Многие из этих материалов содержат дорогие легирующие элементы: никель, молибден, вольфрам, что существенно повышает их стоимость. Для получения низкоуглеродистого наплавленного металла мартенситного класса разработан новый экономнолегированный порошковый электрод, не содержащий указанные выше элементы. Основными легирующими элементами в нем является хром, марганец и в небольших количествах азот и ванадий. Новый материал в виде порошковой ленты технологичен при наплавке. Наплавленный им металл имеет хорошее формование и сплавление с основным металлом. В нем отсутствуют поры, трещины, неметаллические включения. Технология и параметры режимов наплавки

новым материалом не отличаются от применяемых при использовании более дорогих аналогов, выпускаемых промышленностью. Особенностью структуры металла, наплавленного порошковой лентой нового состава, является присутствие наряду с низкоуглеродистым мартенситом остаточного метастабильного аустенита (15-25 %) и небольшого количества карбидов.

Твердость наплавленного металла составляет 38-42 HRC. Близкая к исходным значениям твердость сохраняется и после нагрева на 500 °С. Износостойкость наплавленного металла при сухом трении скольжения и абразивном воздействии при комнатной и повышенных температурах не менее, чем на 20-30% выше, чем у полученного стандартным порошковым электродом, содержащим никель. По термоциклической усталости он практически не отличается от более дорогого аналога.

Список литературы

1. *Малинов Л. С.* Безникелевые наплавочные материалы, реализующие при нагружении в наплавленном металле эффект самозакалки / Л.С. Малинов, В.Л. Малинов // *Металлургия машиностроения.* – 2018. - № 1. – С. 43-48.

УДК 669.15'74'292:620.178

Л. С. Малинов

Приазовский государственный технический университет, г. Мариуполь

ИННОВАЦИОННЫЙ ПРИНЦИП ПОЛУЧЕНИЯ МНОГОФАЗНОЙ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ САМОТРАНСФОРМИРУЮЩЕЙСЯ СТРУКТУРЫ ДЛЯ СОЗДАНИЯ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ И УПРОЧНЯЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЙ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИХ ПОВЫШЕННЫЙ УРОВЕНЬ СВОЙСТВ

В связи с постоянно растущей стоимостью энергоносителей и материалов ресурсосбережение становится в настоящее время актуальной проблемой. В данной работе обобщены результаты исследований по ее решению в одном из перспективных направлений, а именно – по созданию экономнолегированных сплавов многоцелевого назначения и упрочняющих технологий, обеспечивающих повышенный уровень механических свойств и износостойкости. При этом предложен инновационный принцип, заключающийся в том, что в сплавах создается метастабильная структура,

управляемо самотрансформирующаяся при охлаждении на воздухе и/или при нагружении в процессе испытаний механических свойств и эксплуатации. Основными во многих случаях являются динамические деформационные мартенситные превращения (ДДМП), протекающие при нагружении (эффект самозакалки при нагружении – СЗН). В середине 50-х годов прошлого столетия И.Н. Богачевым и Р.И. Минцем высказана и реализована новая идея, суть которой заключалась в использовании мартенситных превращений не при упрочняющей обработке сталей с метастабильным аустенитом, как обычно принято, а при нагружении в процессе испытаний механических свойств и эксплуатации. В работах автора показано, что необходимо управлять структурой и развитием мартенситных превращений, оптимизируя их применительно к конкретным условиям нагружения. Это позволяет существенно повышать долговечность деталей машин и инструмента. Динамические фазовые превращения являются в ряде случаев не только механизмом упрочнения, но и, что очень важно, релаксации напряжений. На развитие этих превращений расходуется значительная часть энергии внешнего воздействия и, соответственно, ее меньшая доля идет на разрушение. Реализуются другие различные факторы упрочнения (изменение плотности дислокаций, диспергирование структуры вплоть до нанокристаллической, динамическое старение и др.). Сопротивление разрушению обеспечивается созданием прослоек вязкой составляющей на границе фаз высокой прочности, уменьшением блокировки дислокаций, двойникованием и др. Реализация указанного принципа позволяет создавать сплавы различных структурных классов и назначения, не содержащие дорогие легирующие элементы или имеющие их в значительно меньших количествах, чем применяемые. Основными легирующими элементами в разработанных сталях и чугунах являются марганец, кремний, хром. Дополнительно могут быть введены азот и сильные карбидо- и нитридообразующие элементы. Дорогие Ni, Mo, W, Cu используются в небольших количествах в тех случаях, когда без них нельзя обойтись. В разработанных материалах обеспечивается хорошая технологичность (деформируемость, обрабатываемость, свариваемость, отсутствие коробления и трещинообразования). Они имеют высокие эксплуатационные свойства.

Созданы следующие экономнолегированные материалы: низко- и малоуглеродистые стали общего и специального назначения с эффектом СЗН (стали мартенситного, бейнитного и мартенситно-бейнитного классов). В них обязательно должно быть получено 10-20 % метастабильного аустенита.

Разработаны сплавы с различным содержанием углерода общего и специального назначения с эффектом самозакалки при охлаждении и нагружении. Они имеют мартенситно-аустенитную или аустенитно-мартенситную основу, в которой содержатся упрочняющие фазы: карбиды, нитриды, карбонитриды, бориды, интерметаллиды и др.

Предложены высокоуглеродистые сплавы с эффектом самозакалки при нагружении (аустенитные метастабильные стали и чугуны, а также наплавленный металл на их основе).

Разработаны упрочняющие технологии, создающие в применяемых сталях и чугунах многофазную структуру с метастабильным аустенитом. Они включают различные способы управления мартенситным превращением при охлаждении и нагружении, что обеспечивает высокий уровень эксплуатационных свойств.

Список литературы

1. *Малинов Л. С.* Разработка экономнолегированных высокопрочных сталей и способов упрочнения с использованием принципа регулирования мартенситных превращений / Л. С. Малинов: Дис. ... докт. техн. наук: 05.16.01 / Екатеринбург, 1992. - 381 с.

УДК 669.15.74. - 194-15.669.17

Л. С. Малинов

Приазовский государственный технический университет, г. Мариуполь

НОВЫЕ СПОСОБЫ ЭКОЛОГИЧЕСКИ ЧИСТОЙ ОБЪЕМНОЙ ЗАКАЛКИ СТАЛЕЙ

В промышленности широко применяется закалка с использованием неэкологичных охлаждающих сред: масла, расплавов солей и щелочей. В связи с этим разработка способов закалки без их применения является актуальной задачей. Это может быть реализовано для высоколегированных сталей охлаждением после аустенитизации на воздухе. Однако, закалить с использованием воздуха углеродистые и низколегированные стали невозможно, в том числе реализовать ступенчатый или изотермический режимы охлаждения. В связи с этим показана целесообразность применения ступенчатой, изотермической и прерывистой закалок по новому способу.

В случае изотермической или ступенчатой закалок он предусматривает охлаждение после аустенитизации в воде до заданной температуры изотермы, а затем выдержку при ней в печи (схема вода – печь). Охлаждение в воде проводится, чтобы исключить распад аустенита с образованием ферритно-карбидной смеси. При проведении прерывистой закалки охлаждение после воды осуществляется на воздухе (схема вода – воздух) или в сыпучем материале, (песок, графит, корунд), нагретом на заданную температуру, (схема вода – сыпучий материал). Эффективны эти способы охлаждения также и в случае закалки сталей из межкритического интервала температур. Необходимо дифференцированно с учетом химического состава и условий эксплуатации назначать термовременные параметры этих термообработок. Новые способы закалки являются ресурсосберегающими, т. к. не требуют затрат на приобретение масла, солей и щелочей.

Список литературы

1. *Малинов Л.С.* Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологи, обеспечивающие эффект самозакалки / Л.С. Малинов, В.Л. Малинов. Мариуполь: Изд-во «Рената», 2009. - 568 с.

УДК 669.15'.74.-194-15.669.17

Л. С. Малинов, Д. В. Булова, В. Д. Гоманюк

Приазовский государственный технический университет, г. Мариуполь

НОРМАЛИЗАЦИЯ И ЗАКАЛКА КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ИЗ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛ TEMПЕРАТУР – АЛЬТЕРНАТИВА АНАЛОГИЧНЫМ ОБРАБОТКАМ ИЗ АУСТЕНИТНОЙ ОБЛАСТИ

Актуальной проблемой в настоящее время является энергосбережение. Одним из важных направлений его реализации является использование термообработки многих конструкционных сталей перлитного, бейнитного, мартенситного классов с нагревом в межкритический интервал температур (МКИТ). Следует подчеркнуть, что в промышленности широко используется лишь закалка из МКИТ сталей для глубокой вытяжки и холодной высадки. Большинство конструкционных сталей нагревают при проведении нормализации и закалки в аустенитную область (выше A_{c3}). Это обу-

словлено существующими в учебной и технической литературе представлениями о невозможности получения требуемого уровня механических свойств после термообработки с нагревом в МКИТ из-за неполной перекристаллизации и присутствия в структуре феррита. Наши исследования и ряд публикаций других авторов показывают, что применение рациональных термовременных режимов термообработки с нагревом в МКИТ позволяет получить у сталей хорошее сочетание механических свойств и повышенную износостойкость. Содержание в конструкционных сталях Ti, V, Nb во многих случаях исключает необходимость нагрева выше A_{c3} для получения мелкого зерна. Небольшое количество феррита в виде мелких равномерно распределенных в структуре включений способствует повышению пластичности и ударной вязкости. Особенно хороший комплекс механических свойств достигается получением многофазной микронеоднородной структуры с метастабильным аустенитом при его оптимальном количестве и стабильности применительно к конкретным условиям нагружения. Например, закалка из МКИТ в двух охладителях, ступенчатая и изотермическая закалка сталей позволяют уменьшить энергозатраты при термообработке, а также получить хорошее сочетание механических свойств. С нагревом в МКИТ целесообразно в ряде случаев проводить нормализацию. Наиболее высокий уровень свойств после термообработки с нагревом в МКИТ достигается проведением перед выдержкой в МКИТ или после нее полной аустенитизации.

Установлено, что нормализация малоуглеродистых сталей: 09Г2С, ЕН36, 14Г2, 20ГЛ, 20ГФЛ с нагревом в МКИТ [$A_{c1}+(50-70\text{ }^{\circ}\text{C})$] и выдержкой по рациональному режиму позволяют получить более высокий уровень прочностных свойств, чем после аналогичной типовой термообработки с нагревом в аустенитную область. При этом пластичность и ударная вязкость сохраняются на требуемом уровне.

Показана целесообразность закалки сталей 09Г2С, ЕН36 и 10Г2ФБ из МКИТ, а не из аустенитной области (960, 1100 $^{\circ}\text{C}$), как это ранее предложено в ряде работ. Получение в этих сталях 85-90 % низкоуглеродистого мартенсита и 10-15 % феррита, обеспечивает у них уровень механических свойств, соответствующий таковому у среднеуглеродистых улучшаемых сталей после закалки и высокого отпуска. Это в ряде случаев позволяет для деталей небольшого сечения (до 25 мм) заменить их низкоуглеродистыми низколегированными сталями. При этом уменьшаются энергозатраты на проведение термообработки и исключается использование дорогого и неэкологичного масла, широко применяющегося в качестве охлаждающей среды при закалке низколегированных улучшаемых сталей. Установлено, что у мало- и среднеуглеро-

дистых низколегированных сталей нагревом под закалку в МКИТ [Ac_3 -(10-30 °C)] и снижением на 50-100 °C температуры отпуска по сравнению с типовой технологией, достигается равный или более высокий уровень прочностных свойств и абразивной износостойкости при той же пластичности и ударной вязкости.

Показано, что в сталях 30ХГСА, 38ХС, 45Г, 60С2, 60С2ХФА и др. после оптимальных режимов изотермической закалки из МКИТ получено удлинение более 20 %, при временном сопротивлении $\sigma_b \geq 1000$ МПа, что не достижимо в них после типовых термообработок. Кроме того, термообработка с нагревом в МКИТ повышает абразивную износостойкость. Это обусловлено получением мелкозернистой дисперсной многофазной структуры, включающей нижний бейнит, феррит (10-20 %), небольшое количество карбидов, не растворившихся при неполной аустенитизации, метастабильный аустенит (10-15 %, у сталей с повышенным содержанием углерода - до 30 %), позволяющий реализовать динамическое деформационное мартенситное превращение при испытаниях механических свойств и абразивной износостойкости.

Список литературы

1. *Малинов Л. С.* Разработка экономнолегированных высокопрочных сталей и способов упрочнения с использованием принципа регулирования мартенситных превращений. / Л.С. Малинов. - Дис. ... докт. техн. наук: 05.16.01 / Екатеринбург, 1992. - 381 с.

УДК 669.15.74.194-15: 669.17

Л. С. Малинов

Приазовский государственный технический университет, г. Мариуполь

ТЕХНОЛОГИИ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ СОЗДАНИЯ В СПЛАВАХ МАКРОСКОПИЧЕСКИХ ГРАДИЕНТОВ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ – ПЕРСПЕКТИВНОЕ НАПРАВЛЕНИЕ В РЕСУРСО- И ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИИ

Одним из перспективных инновационных научно-прикладных направлений в ресурсо- и энергосбережении является предложенное автором еще в середине 70-х годов прошлого века и интенсивно развивающееся в настоящее время создание в

сплавах регулярной макронеоднородной структуры применением разнообразных технологий дифференцированной обработки для повышения долговечности деталей машин и инструмента или придания новых свойств материалам. Такую структуру, согласно современной терминологии, принято называть градиентами структурно-фазового состояния. Это был принципиально новый подход к обработке сплавов, позволяющий в мономатериале получать чередующиеся в заданной последовательности участки с различной структурой, механическими и физическими свойствами. Он был предложен в качестве альтернативы известным способам получения армированных материалов, в основе которых лежит соединение в одном материале различных по свойствам металлов и сплавов с применением литья, прокатки или сварки. Первые работы выполнены по изучению влияния общей и локальной деформации, а также локального нагрева при различных режимах их осуществления. Экспертами Комитета по делам изобретений и открытий СССР при начальном рассмотрении предложенных технических решений, хотя и отмечалась их новизна, но отрицалась практическая полезность и возможность применения в промышленности. В настоящее время направление по получению макроскопических градиентов структурно-фазового состояния применением технологий дифференцированной обработки интенсивно развивается. Об этом свидетельствует большое число публикаций и патентов, подчеркивающих их эффективность для значительного повышения долговечности многих деталей, в том числе, металлургического оборудования, например, прокатных валков. Все более широко применяются технологии дифференцированной обработки с использованием источников концентрированной энергии: лазерных или электронных лучей и струи плазмы. В ряде работ приводятся данные, согласно которым наибольшая износостойкость стержней из клапанной стали 40X10C2M имеет место после лазерной закалки "винтовыми" дорожками шириной 2 мм с шагом 6 мм и углом наклона 45° , занимающими 25-30 % поверхности. Известны данные, согласно которым гильзы цилиндров автомобиля ЗИЛ-130 после локальной лазерной закалки для получения твердых и мягких чередующихся структур, показали увеличение износостойкости в 2,0-2,5 раза по сравнению с таковой у гильз из чугуна такого же состава при обычно принятой обработке. Высокая износостойкость достигается в том случае, когда вся поверхность подвергается цементации, а затем заданные участки закаливают, используя источники концентрированной энергии (лазерный, электронный лучи). Сообщается о технологии дифференцированной обработки с получением чередующихся азотированных и неазотированных участков, что обеспе-

чивает повышение контактной долговечности и износостойкости упрочненного слоя за счет создания макронеоднородной структуры материала. Приводятся данные по применению дифференцированной гидродробеструйной обработки, сократившей трудоёмкость изготовления коленчатых валов на 20-25%. Высокоэффективными для повышения долговечности многих деталей являются технологии дифференцированной плазменной и электродуговой обработок. Известны результаты исследований по разработке дифференцированной термоциклической электролитно-плазменной технологии упрочнения крупногабаритных изделий, в частности, буровых штанг. Участки высокой твердости после дифференцированных обработок обеспечивают повышенную износостойкость изделий, промежутки между этими участками с низкой твердостью служат для релаксации напряжений.

Список литературы

1. Малинов Л. С. Разработка экономнолегированных высокопрочных сталей и способов упрочнения с использованием принципа регулирования мартенситных превращений / Л. С. Малинов: Дис. ... докт. техн. наук: 05.16.01 / Екатеринбург, 1992. - 381 с.
2. Малинов Л. С. Ресурсо - и энергосберегающие способы дифференцированной обработки сталей и чугунов / Л.С. Малинов // *Металлургия машиностроения*. – 2018. - № 4. - С. 31-41.

УДК 669.162

И. А. Маначин, А. Ф. Шевченко

Институт черной металлургии им. З.И. Некрасова НАН Украины, г. Днепр

РАЦИОНАЛЬНЫЙ МЕХАНИЗМ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МАГНИЯ С ЖИДКИМ ЧУГУНОМ И ЕГО РЕАЛИЗАЦИЯ ПРИ ИНЖЕКЦИОННОЙ ДЕСУЛЬФУРАЦИИ В КОВШАХ

Магний может взаимодействовать с жидким чугуном в парообразном [1-6] и растворенном виде [1-3]. Последняя схема является наиболее рациональной, так



как процесс взаимодействия происходит не только в зоне ввода магния, но и во всём объёме рафинируемой ванны чугуна.

Расчетно-аналитическими и экспериментальными исследованиями показано, что количество магния в чугуне может быть равновесное – $[Mg]_{\text{равн.}}$, фактическое – $[Mg]_{\text{факт.}}$ и насыщенное $[Mg]_{\text{нас.}}$. Количественная величина магния возрастает в направлении



Последнее (2) предопределяет возможность и приоритет участия магния в обменных процессах в растворенном виде.

Выполненными исследованиями показано, что для реализации схемы (1) необходимо обеспечить концентрацию магния в несущем газе более 18-20 кг/м³, скорость вдувания магния в расплав более 80 м/с и диаметре частиц магния 0,2-1,6 мм.

Указанные параметры обеспечивают наиболее высокое парциальное давление магния в массообменных зонах рафинирующей ванны и соответственно наиболее высокое усвоение вводимого реагента.

Результаты изложенной разработки освоены в процессе инъекционной десульфурации чугуна зернистым магнием в ковшах различного типоразмера.

Список литературы

1. *Воронова Н.А.* Десульфурация чугуна магнием. М., Металлургия. – 1980. – 239 с.
2. *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.
3. *Большаков В.И., Шевченко А.Ф., Башмаков А.М.* Технология и оборудование десульфурации чугуна магнием в большегрузных ковшах. Киев. Наукова думка. – 2011. – С. 76.
4. *Райнер Хюскен, Юрген Капнель.* Стратегии десульфурации в кислородно-конвертерном производстве стали – журнал "МРТ. Metallургическое производство и технология металлургических процессов". – Москва. ИД "Руда и металлы". – 2013. – № 1. – С. 28–38.

5. Степанов А.А., Зинченко С.Д., Ламухин А.М. и др. Освоение технологии производства сталей с использованием установки десульфурации чугуна в условиях конвертерного производства. – БНТиЭИ "Черная металлургия". – Москва, "Черметинформация". – 2005. – № 4. – С. 31–33.

6. Роберт Робей, Марк Уарк Уайтхед. Внедоменная обработка чугуна с учетом конкретных производственных условий – Журнал "МРТ. Металлургическое производство и технология металлургических процессов". – Москва. ИД "Руда и металлы". – 2014. – № 1. – С. 16–24.

УДК 669.182.71

С. Г. Мельник¹, В. И. Бондарь¹, В. О. Синельников², Ю. В. Чудинов¹,
Ю. В. Хавалиц¹

1 – ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

2 – Zakłady Magnezytowe «ROPCZYCE» S.A., Ropczyce, Poland

ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗРАБОТКИ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА СТАЛИ ДЛЯ ТРУБ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА МАГИСТРАЛЬНЫХ ГАЗОПРОВОДОВ

Анализ эксплуатации труб большого диаметра (ТБД) для магистральных газопроводов свидетельствует о возможности появления хрупких разрушений металла в трубах с образованием протяженных трещин. Трещины образуются под воздействием энергии сжатого газа в местах локального послабления свойств металла. Устранение возможных разрушений рассматривалось в направлении повышения прочности стали и увеличения толщины стенок трубы.

За столетие эксплуатации ТБД требования к материалу труб постоянно повышались. Увеличение диаметра труб с 400 до 1620 мм способствовало росту годового объема прокачиваемого по магистральным газопроводам газа с 80 до 52000 млн м³. При этом ТБД должны были выдерживать давление от начального в 66 бар (6,6 МПа) до 120 бар (12 МПа) [1]. Требования к механическим свойствам штрипсовой стали для ТБД изложены в стандартах API 5L Американского института нефти (API) Соединенных Штатов Америки. Уровень прочностных характеристик стали не должен быть менее: предел прочности $\sigma_B = 685$ МПа, предел текучести $\sigma_T = 559$ МПа. Основным средством для улучшения свойств штрипсовой стали остается её химиче-

ский состав. С целью улучшения качества металла для труб применяют его микролегирование, добавляя в жидкую сталь Nb, Mo, Ni, Ti и др. элементы и/или их лигатуры. Кроме этого в литературе отмечается значительная роль бора для улучшения эксплуатационных свойств и снижения расхода дорогостоящих легирующих, в частности возможность увеличения предела текучести σ_T на 70–100 МПа.

Для обеспечения пластических свойств и улучшенной свариваемости штрипсовых сталей для ТБД в литературе рекомендуется введение достаточно жестких требований по содержанию вредных примесей в металле: концентрации серы 0,001 % и фосфора 0,015 % [2]. Желательное содержание азота составляет не более 0,006 %. Пониженные концентрации кислорода и серы в стали должны обеспечить снижение НВ, в основном оксидов и сульфидов. Для предупреждения появления хрупких разрушений в металле вводятся специальные испытания доли вязкой составляющей в изломе образцов DWTT. Результатом испытаний DWTT является доля хрупкой и вязкой составляющих в изломе образца металла, определяемая визуально по наличию «волокна». Для стали X150 доля вязкой составляющей должна составлять не менее 85 %. Сочетание характеристик прочностных и пластических свойств в низколегированных сталях эффективнее всего обеспечивается измельчением зерна [3].

Основы технологии, обеспечивающей получение заданных свойств штрипсового металла, изложены в работе [4]. Сталь повышенного качества выплавляют в конвертере продувкой технически чистым кислородом с раскислением и легированием в сталеразливочном ковше, с последующей внепечной обработкой и разливкой на МНЛЗ. Углеродистый полупродукт на выпуске из конвертера в сталеразливочный ковш обрабатывают активным рафинировочным шлаком, который формируют за счет тепла конвертерной плавки из твердой шлакообразующей смеси ТШС ($\text{CaO}+\text{CaF}_2$) с примерным соотношением $\text{CaO}:\text{CaF}_2$ как 3:1. Дополнительная отсечка конечного конвертерного шлака во время выпуска углеродистого полупродукта из конвертера в сталеразливочный ковш позволила достигнуть суммарной степени десульфурации стали от 70 до 90% серы. Сталь обрабатывают продувкой нейтральным газом с расходом не менее $40 \text{ м}^3/\text{ч}$ с целью усреднения химического состава и улучшения рафинирования стали. Для глобуляризации неметаллических включений следует осуществлять модифицирование стали силикокальцием SiCa (марок СК-20, СК-25 и СК-30) путем вдувания порошка с помощью пневмопитателей и/или трайб-аппаратом в виде начиненной SiCa проволоки с расходом SiCa до 2 кг/т стали. Дан-

ная технологическая операция дополнительно снижает содержание серы в стали на 25 %.

Применение дополнительного легирования и внепечной обработки стали позволит улучшить эксплуатационные свойства штрипсовой стали для ТБД категорий X100, X120 и X150 по требованиям Американского института нефти.

Список литературы

1. *Хайстеркамп Ф.* Ниобийсодержащие низколегированные стали // Ф. Хайстеркамп, К. Хулка, Ю.А. Матросов и др. – М.: «СП ИНТЕРМЕТ ИНЖИНИРИНГ». – 1999 г. – 94 с.
2. Niobium Information 13/97. CBMM/NPC, Düsseldorf (Germany), 1997.
3. *Hall E.O., Petch N.J.* // JISI, 1953. – 1953. - V. 174. – P. 25 – 28.
4. Технология производства конвертерной стали с полиреагентным рафинированием / Н.И. Тарасевич, С.Г. Мельник, Р.Я. Якобше и др. – Киев. – Информлитъе, 2010. – 262 с.

УДК 669.168

С. Г. Мельник

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, г. Киев

ПРОИЗВОДСТВО БОРСОДЕРЖАЩИХ НЕЙТРОНОЗАХВАТНЫХ СТАЛЕЙ В БОЛЬШЕГРУЗНЫХ КОНВЕРТЕРАХ С ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКОЙ И РАЗЛИВКОЙ НА МНЛЗ

Энергетика развивается по различным перспективным направлениям: совершенствование тепловых и гидроэлектростанций, использование солнечной энергии и энергии ветра, водородной энергетики и др. Отдельным и, возможно, менее затратным направлением является использование ядерной, или атомной, энергии. Вместе с тем, процессы деления ядра, осуществляемые в ядерных реакторах, представляют определенную опасность для людей из-за радиоактивного излучения – выделяющихся α -, β - и γ - лучей. Поэтому разработаны и применяются различные способы защиты от нежелательного воздействия излучений. Защитную роль может выполнять наряду с другими материалами сталь, тем более, что конструкционные матери-

алы в основном состоят из черных металлов. Поэтому основная задача состояла в получении материала, обеспечивающего дополнительную защиту от радиоактивного излучения, в том числе и наиболее жесткого γ - излучения. Исследования и патентный поиск показали, что из всех материалов, применяемых в металлургии, наиболее подходящими оказались бор В и некоторые содержащие его материалы [1]. Борсодержащие материалы в отличие от других, применяемых в металлургии, по данным физиков – ядерщиков обладают повышенными характеристиками защитного действия по отношению к продуктам ядерных реакций. Так, сечения радиационного захвата нейтронов у бора или его изотопов в сотни и тысячи раз больше, чем у любого из элементов, входящих в химические составы сталей. Микроскопические сечения радиационного захвата, рассеяния, например для изотопа ^{10}B , имеет сечение захвата нейтронов 3839 барн, что значительно больше аналогичных сечений Fe, C, Mn, Al, Ni, Cr в пределах от 1,72 до 21,73 барн [2].

Указанные свойства бора и борсодержащих материалов используются:

- 1) для замедления цепных ядерных реакций (защитные стержни);
- 2) в качестве защиты на АЭС (борная кислота, жидкий поглотитель и др.);
- 3) в медицине (борная нейтронозахватная терапия);
- 4) в металлургии и машиностроении (микролегирование).

Металлурги достаточно давно применяют бор В при производстве высокопрочных сталей для получения прокаливаемого слоя повышенной твердости на поверхности металла. При этом желательно, чтобы бор находился в свободном, активном, или эффективном, состоянии [3]. Решение задачи получения в стали повышенного содержания эффективного бора заключалось в усовершенствовании способа производства борсодержащей стали путем изменения технологии выплавки стали в 350-т конвертере, внепечной обработки на установках доводки металла или установках ковш - печь (LF), разливки стали на МНЛЗ и повышения усвоения бора в жидкой стали [4-6]. Техническое решение заключалось в учете термодинамических условий поведения бора в зависимости от примесей стали при ее производстве [7].

Список литературы

1. *Мельник С.Г.* О возможности производства сталей с повышенным нейтронопоглощением. Матеріали XVII Всеукраїнської н.- практ. конф. «Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра». - Київ.: НТУУ „КПІ”. - 2019. - С. 93 – 95.

2. Кузьмин А.В. Основы теории переноса нейтронов. – Издательство Томского политехнического университета: Томск, 2007. – 192 с.

3. Мельник С.Г. Производство антирадиационных сталей // Met. lit'e Ukr., vol. 27, 2019. № 10 -12 (317 - 319).

4. Бобылев М.В, Петровский В.А., Мельник С.Г. Прогнозирование формы присутствия бора при кристаллизации непрерывнолитого слитка стали типа 16ХГНМФР с различным содержанием азота, алюминия и бора // Электрометаллургия. - 1999. - № 9. - С. 37-43.

5. Bobylev M.V, Kurdyukov A.A., Nosoichenko O.V. et al. Quality of martempered plates with thickness of up to 52 mm from 16khGNMFR steel with guaranteed mechanical properties // Shuiyun Gongcheng. Port & Waterway Engineering, 1998. № 11. – С. 68 - 71.

6. Bobylev M.V., Kurdyukov A.A., Nosoichenko O.V. et al. Increase in the efficiency of steel alloying with boron for thermoimproved thick sheets produced at the JSC "Azovstal"// Stal', 1998. – N. 4. - P. 55 – 57.

7. Патент України на винахід № 116382. Спосіб одержання антирадіаційної борвмісної сталі. (Авт. Найдек В.Л., Мельник С.Г., Нарівський А.В., Курпас В.І., Биков Є.І.). Бюл. № 5. 12.03.2018.

УДК 669.18.046.5

**С. Г. Мельник¹, Д. Калиш², В. О. Синельников³, В. И. Курпас¹, А. И. Троцан⁴,
Р. Д. Куземко⁴, Ю. В. Хавалиц⁴**

1 – Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, г. Киев

2 – AGH University of Science and Technology, Cracow, Poland

3 – Zakłady Magnezytowe «ROPCZYCE» S.A., Ropczyce, Poland

4 – Приазовский государственный технический университет, г. Мариуполь

КОВШЕВОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ КОНВЕРТЕРНОЙ СТАЛИ КАЛЬЦИЕМ

При производстве сталей с повышенными служебными свойствами, таких как трубные 09Г2ФБ, Х80, 13Г1СУ для газопроводов высокого давления, котельные 09Г2СБ, 20к, ASTM А 516, ASTM А514, мостовые 10-15ХСНД, судостали по ГОСТ 5521, конструкционные стали ответственного назначения и

многие другие с целью повышения служебных свойств, как самих сталей, так и изделий из этих сталей применяют их рафинирование и модифицирование. Стали, изделиям из которых предстоит работать в северных условиях, в том числе при знакопеременных температурах, должны быть хладостойкими и характеризоваться достаточно высокими значениями ударной вязкости при отрицательных температурах. Давно замечено, что существенное влияние на повышение ударной вязкости, как KCV так и KCU, оказывает снижение содержания серы в металле.

Модифицирование стали кальцием производили в сталеразливочном ковше по двум технологическим вариантам:

- вдувание при помощи пневмокамерных питателей порошкообразного SiCa, соответствующего по химическому составу СК 10, СК 15 и СК 20 с содержанием кальция соответственно: - для 10÷15 %; - 15÷20 %; - 20÷25 % (Варианты I, II);

- ввод SiCa в сталь при помощи трайб-аппаратов в проволоке, представляющей собой металлическую оболочку, начиненную SiCa СК 30 (Вар. III).

По вариантам I, II порошкообразный силикокальций с технологической добавкой плавикового шпата вводили в сталь из пневмопитателя объёмом 1,5 м³ через погружную футерованную фурму. Система рассчитана на давление аргона 1,6 МПа и обеспечивает подачу порошка с производительностью от 40 до 110 кг в минуту. Аргон, подаваемый в пневмопитатель, обеспечивает аэрацию порошка SiCa, а поступление SiCa в фурму и далее в сталь осуществляется подачей аргона «на транспорт». Обработка конвертерной стали в ковше порошкообразным SiCa наряду с модифицированием НВ обеспечивает дополнительное рафинирование стали. Снижение серы в результате продувки расплава порошкообразным SiCa зависит от степени раскисления стали, исходного содержания серы и составляет от 0,001 до 0,008 %. Достигнутая степень десульфурации стали при этом достигает 50 %.

Наряду с вдуванием порошкообразного SiCa для модифицирования НВ, улучшения разливаемости стали на МНЛЗ и повышения служебных свойств металлопродукции применяли технологические процессы внепечного модифицирования и рафинирования сталей порошковыми проволоками (вариант III), которые вводили в металл 350-т ковша при помощи трайб-аппаратов. ПП представляет собой металлическую цилиндрическую оболочку, выполненную из стали марок 08кп или 08Ю и заполненную порошком SiCa фракции 0÷3 мм.

Основные результаты по рассмотренным вариантам модифицирования стали представлены в таблице.

Из сопоставления данных, приведенных в таблице, видно, что усвоение кальция при модифицировании стали порошковой проволокой, заполненной порошком SiCa (вариант III) почти в 2 раза больше, чем при вдувании порошка SiCa с помощью пневмокамерного питателя (варианты I и II).

Таблица – Технологические параметры и результаты модифицирования штрипсовой стали

№ п/п	Варианты	I	II	III
	Параметры			
1	Материал	Порошок	Порошок	Порошковая проволока
2	Модификатор	Силикокальций СК 15	Силикокальций СК 25 – СК 30	Силикокальций СК 15
3	Расход порошка или порошковой проволоки, кг/т стали	1,40	1,41	2,2
4	Расход Ca, кг/т	0,21	0,35	0,2
5	Усвоение Ca, %	4,4	3,3	7,3
6	Содержание Ca в готовой стали $\times 10^3$, %	0,5-1	0,5-1,1	0,5-1,4
7	Степень десульфурации стали, %	48,8	47,3	45,7

Металл с модифицированием Ca по исследованным вариантам соответствовал всем предъявляемым к нему требованиям и отправлен по назначению.

УДК 669.168

С. Г. Мельник

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, г. Киев

ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ВЫСОКОПРОЧНОЙ КОРПУСНОЙ СТАЛИ ДЛЯ АТОМНЫХ ЛЕДОКОЛОВ

Освоение просторов Арктики, в том числе транспортного коридора – Северного морского пути, требует создания ледоколов, корпуса которых для успешной рабо-

ты в сложной ледовой обстановке должны быть выполнены из стали с особыми свойствами. Корпусная сталь для ледоколов должна быть высокопрочной, пластичной, коррозионностойкой, морозоустойчивой, стойкой против истирания, способной работать в сложных арктических условиях в любое время при любых климатических особенностях, а также сопротивляться ветро – волновым нагрузкам и динамическим воздействиям ледовых полей.

Такими свойствами обладает корпусная сталь для атомных ледоколов, разработанная с участием технологического персонала ОАО «Металлургический комбинат «Азовсталь», которая была выплавлена на этом предприятии и применена фирмой «[Wärtsilä](#)» (Финляндия) при сооружении корпусов ледоколов.

Технология производства стали заключалась в переработке десульфурованного передельного чугуна и металлического лома в 350-тонном конвертере продувкой технически чистым кислородом, обработке и внепечном рафинировании стали в сталеразливочном ковше, разливке её в непрерывнолитые заготовки (слябы) на МНЛЗ, изготовлении из мерных слябов штанг для переплава, электрошлакового переплава (ЭШП) и получения слитка ЭШП для последующей прокатки на лист на стане «3600». Применение технологии выплавки стали с электрошлаковым переплавом обеспечивало дополнительное снижение неметаллических включений в стали в 1,5–2 раза, снижение осевой несплошности в листах и увеличивало однородность свойств в направлениях проката x, y и z. Существенно было снижено содержание в стали вредных примесей – серы и фосфора. Такая сталь обеспечивала существенное снижение вероятности образования дефектов в зоне термического влияния сварного шва при строительстве корпусов ледоколов.

Из листового проката изготавливали листы заданных геометрических параметров, которые отправляли потребителю на верфи фирмы «[Wärtsilä](#)». Фирма «[Wärtsilä](#)» приобрела лицензию на право использования авторского свидетельства (патента) № 1119355 «Сплав для расходоуемых электродов» при производстве корпусов судов.



Рис.1. Атомный ледокол «Вайгач»



Рис.2. Атомный ледокол «Таймыр»

Корпуса ледоколов «Таймыр» и «Вайгач» из этой стали были спущены на воду в 1987 и 1988 г.г. соответственно. Длина корпуса одного из них - ледокола «Вайгач» - 151,8 метра при ширине 29,2 метра. Ледоколы способны работать при температурах до -50°C и проходить со скоростью в 2 узла через льды в 1,77 метров толщиной. Скорость ледоколов на открытой воде достигает 18,5 узлов. Автономность плавания атомного ледокола «Вайгач» с экипажем в 89 человек составляет 7,5 месяцев.

Более 30 лет ледоколы «Таймыр» и «Вайгач» успешно работают в суровых условиях Арктики, подтверждая высокое качество корпусной стали производства металлургического комбината «Азовсталь», произведенной с использованием авторского свидетельства (патента) № 1119355 «Сплав для расходоуемых электродов».

УДК 66.669.504

А. Г. Мєшкова, М. В. Сухарева, О. В. Саввін

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

ЭФЕКТИВНЕ ФУНКЦІОНУВАННЯ БЕЗКОНТАКТНИХ КОНТУРІВ ОХОЛОДЖЕННЯ ВОДИ СИСТЕМИ ЗАМКНУТОГО ВОДОПОСТАЧАННЯ ТОВ «МЗ «ДНІПРОСТАЛЬ»

Питанням дбайливого використання природних ресурсів приділяють значну увагу все більше виробників. Такий підхід ініціює процес створення замкнутих систем оборотного водопостачання в промисловості. Для ефективної роботи системи замкнутого водопостачання велике значення має якість води, яка циркулює в контурі.

Підготовка підживлюючої води націлена на рішення двох серйозних проблем,

які можуть виникнути: корозія обладнання контурів, утворення мінеральних відкладень.

Оцінюємо схильність води до утворення мінеральних відкладень у безконтактних відкритих контурах підприємства (рисунок).

Сумарна кількість розчинених речовин, яка знаходиться у воді, що циркулює в контурі – 315 мг/л (за номограмою знаходимо функція від цієї величини – 0,15).

Максимальна температура води – 50 °С (за номограмою функція від температури дорівнює 1,53).

Максимальна кальцієва жорсткість – 100 мг/л (за номограмою функція від жорсткості дорівнює 1,6).

Максимальна лужність – 70 мг/л (за номограмою функція дорівнює 1,85).

Середнє значення рН циркулюючої води – 8.

Формула індекса Ланжельє:

$$pH_s = (pK_2 - pK_s) + pCa + pAl_k \quad (1)$$

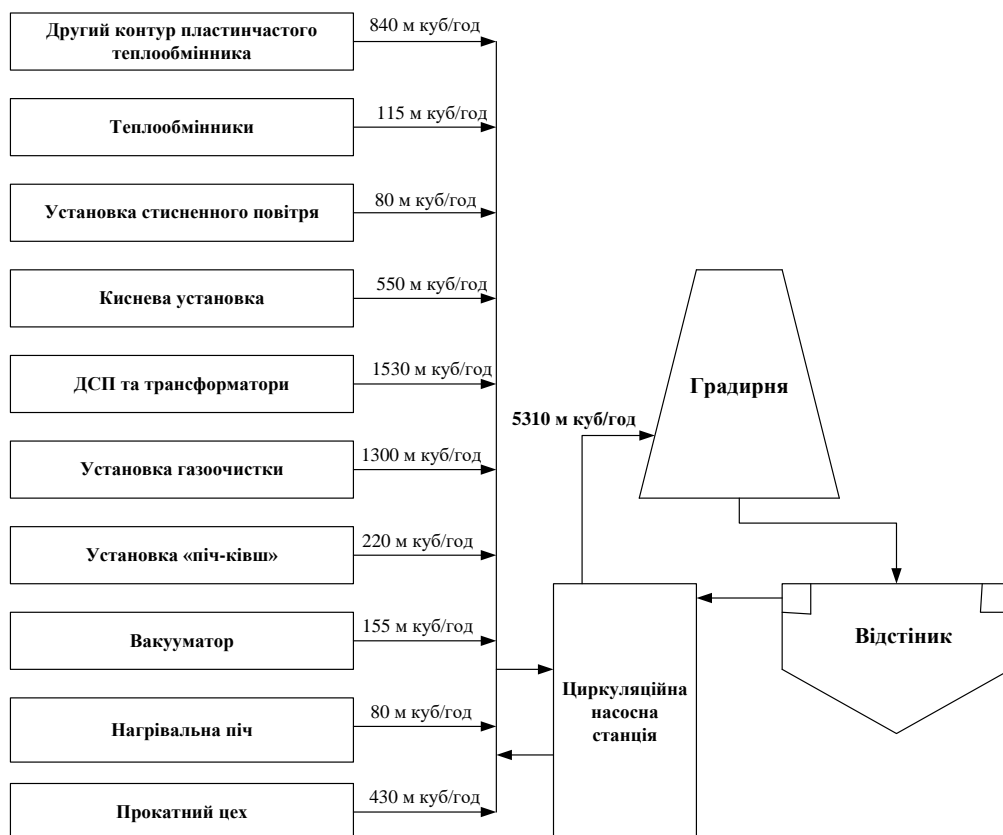


Рисунок – Безконтактні відкриті контури

$$pH_s = (9,30 + A + B) - (C + D) = (9,30 + 0,15 + 1,53) - (1,60 + 1,85) = 7,5.$$

$$\text{Індекс Ланжельє: } pH - pH_s = 8 - 7,5 = 0,5.$$

$$\text{Індекс Різнера: } 2pH_s - pH = (2 \cdot 7,5) - 8,0 = \sim 7.$$

Таким чином, характер зміни індексу Ланжельє в залежності від показників концентрації показує легку схильність води до утворення відкладень. Індекс Різнера вказує на воду з помірним утворенням накипу, з заданими показниками концентрації. Таким чином, в цих умовах зворотна вода не викликає проблем з корозією; легка схильність до накипформування коригується за допомогою використання відповідних хімічних реагентів для водопідготовки.

Пропонується:

- комбінація полімерних фосфонатно-молібдатних диспергаторів, які дозують в продувочну воду;
- комбінація органічних фосформістких і акрилових інгібіторів, дозованих пропорційно витраті в продувочну воду.

Список літератури

1. Мешкова А. Г. Дослідження схильності води, що циркулює в циклах водопостачання, до утворення відкладень та корозії в умовах ВАТ «МЗ «Дніпросталь» / А. Г. Мешкова, О. В. Матухно, С. В. Кравцов, М. В. Сухарева // Теплотехніка, енергетика та екологія в металургії: колективна монографія. У двох книгах. – Книга друга / Під загальною редакцією д.т.н., проф. Ю. С. Пройдака. – Дніпро: Нова ідеологія, 2017. – С. 154-158.

УДК 669.02

Л. С. Молчанов, С. В. Журавлева, В. С. Мамешин, И. В. Журавлева

Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепр

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ МЕРОПРИЯТИЯ ПО ПОВЫШЕНИЮ ЭКОЛОГИЧНОСТИ ПРОИЗВОДСТВА СТАЛИ

Основной отраслью, наполняющей государственный бюджет, остаётся металлургия, продукция которой составляет основу экспорта страны. За 8 месяцев 2019

года Украина увеличила экспорт стали на 5,5 процентов. Оптимизация существующих технологий выплавки и реконструкция оборудования металлургических цехов приводит к увеличению загрязнения окружающей среды. На современном этапе особо актуальными проблемами металлургических предприятий являются снижение негативного воздействия на окружающую среду и внедрение технологий ресурсо- и энергосбережения.

Учитывая процесс интеграции отечественной экономической системы в структуру Европейского союза необходимо учесть опыт передовых металлургических предприятий для повышения конкурентоспособности отечественной металлопродукции на мировом рынке. Поскольку на данном этапе, экологичность производства является ключевым показателем, ограничивающим производительность предприятия в целом, что связано с установкой квот на выбросы вредных веществ в окружающую среду. Поэтому разработка технологических мероприятий по повышению экологичности производства стали является актуальной задачей для отечественных предприятий черной металлургии.

Наиболее важными направлениями по защите окружающей среды в металлургии, по опыту передовых предприятий, являются:

- отказ от применения шихтовых материалов, содержащих вредные летучие соединения (плавиковый шпат, содосодержащие материалы);
- снижение загрязнения атмосферы оксидами углерода, что связано с проблемой глобального потепления;
- снижение пылеобразования и пылевыноса за счёт усовершенствования технологических операций по выплавке стали и внедрения прогрессивных технологических схем газоочистки;
- организация рециклинга металлургического шлака и отходящих газов;
- усовершенствования цикла производства металлопродукции с целью снижения общей материалоёмкости;
- энергосбережение за счёт усовершенствования основного и вспомогательного технологического оборудования.

Вывод. В работе предложена технология конвертерного производства стали с использованием присадок на основе оксидов CaO и Al₂O₃, рассчитаны расходы и составы смесей для обеспечения снижения пылеобразования в конвертере.

1. *Шатоха В.І.* Сталый розвиток чорної металургії: Монографія Дніпропетровськ: «Дріант», 2015. - 184 с.
2. Energy Technology Perspectives 2014: Harnessing Electricity's Potential: IEA, 2014, 382 p.
3. *Шаповалов Н.А.* и др. Рациональные пути использования сталеплавильных шлаков// *Фундаментальные исследования*, - 2013, №1 (часть 2), С. 439 – 443.
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. *Жданов А.В., Жучков В.И., Дашевский В.Я., Леонтьев Л.И.* Проблемы образования и утилизации отходов ферросплавного производства // *Металлург*. 2014 . № 12. С. 36 - 41.
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-metallo-6/?fbclid=IwAR0cRSMxrKMWXhmom8UQ3g_glaVpSz8DI6b5qBX5fez1NDcm22sQjaNgCds .

УДК 669.184

**Л. С. Молчанов, Е. В. Синегин, Р. П. Андрюхин, Н. А. Арендач, Эконго Муель
Одрей Макс**

Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепр

ИННОВАЦИОННЫЕ ПОДХОДЫ В УТИЛИЗАЦИИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ШЛАКОВ

Металлургия и литейное производство в настоящее время остаются одним из главных источников отрицательного техногенного воздействия на окружающую среду. Указанное воздействие носит комплексный характер на все компоненты биосферы, но наиболее значимое воздействие оказывается на атмосферу (пыль, вредные вещества), гидросферу (сточные воды от обслуживания металлургического оборуду-

дования и технологических процессов), литосферу (складирование отходов в форме металлургических шлаков и шламов).

В условиях металлургического производства Украины годовой объём образования металлургических шлаков составляет около 3 млн. т [1]. При этом перерабатывается около 30 % от общего количества металлургических шлаков, остальная их часть просто складировается без переработки [2]. Основными сферами применения металлургических шлаков является строительство, металлургия и сельское хозяйство.

Альтернативным техническим решением, позволяющим существенно снизить количество складироваемых металлургических шлаков, является переводение его в форму материала, который легко применять в других отраслях народного хозяйства [3]. Таким образом, предложено производство теплоизолирующего материала на базе металлургических шлаков. Общая технологическая схема переработки металлургических шлаков в соответствии с разработанным техническим решением представлена на рисунке. В указанной технологической схеме предлагается применение в качестве связующего отходов полиэтиленовой продукции, что также позволит более комплексно решить проблему утилизации указанного класса отходов.



Рисунок – Общая технологическая схема производства теплоизоляционного материала на основе металлургических шлаков

Технологический процесс производства теплоизоляционного материала на основе металлургического шлака предполагает утилизацию жидкого металлургического шлака с последующей магнитной сепарацией металлической составляющей, в соответствии со стандартной технологией переработки, измельчения и классификации минеральной составляющей шлака, смешением металлургического шлака с отходами полиэтилена, дальнейший нагрев и прессование шихты.

Согласно проведенным исследованиям установлено, что теплоизолирующий материал на основе металлургического шлака получили с использованием в качестве связующего отходов полиэтилена, в виде плёнки с максимальным линейным размером 4-6 мм в количестве 4-8 % по массе; шлаковой составляющей фракцией 5-10 мм, при её количестве не менее 50 % от общего количества.

Список литературы

1. Чуванов О.П., Бойченко Б.М. Захист навколишнього середовища та рециркуляція матеріалів при виробництві сталі: Навч. посібник. – Дніпропетровськ: НМетАУ, 2004. – 109 с.
2. Демидик В.Н. Устойчивое развитие и рециклинг отходов в черной металлургии / Металл и литье Украины. – 2014. – № 8. – С. 36-40.
3. Величко А.Г., Бойченко Б.М. Рециркуляция материалов – ресурсы для будущего / Сборник трудов «Современные проблемы металлургии». – вып. №1. – Днепропетровск: ГМетАУ, 1999. – С. 101-111.

УДК 669.184

Л. С. Молчанов¹, С.О. Стоянова²

1 – Національна металургійна академія України, м. Дніпро

2 – Індустріальний коледж ДВНЗ «Український державний хіміко-технологічний університет», м. Кам'янське

РІВЕНЬ ПРЯМИХ ВИТРАТ НА СИРОВИНУ ТА МАТЕРІАЛИ ЯК ПОКАЗНИК ЕФЕКТИВНОСТІ ПРОЦЕСІВ ВИРОБНИЦТВА СТАЛІ

Оцінка ефективності технологічних процесів в металургійному виробництві – складний процес і здебільшого проводиться за рахунок комплексного порівняння те-

хнологічних та економічних показників. При цьому в сучасних умовах ринкової економіки найбільш актуальною стає саме оцінка економічних показників. З метою проведення оперативної оцінки ефективності технологічних операцій виробництва сталі в умовах ринку металошихти, що динамічно змінюється, запропоновано використовувати методику оцінки прямих витрат на сировину та матеріали [1].

Відповідно до запропонованої методики аналізу технологічної ефективності було проведено дослідження впливу вмісту сірки в чавуні на прямі витрати на сировину та матеріали при виробництві сталі у 60-т кисневих конвертерах з верхньою продувкою. За рахунок проведення математичного моделювання при використанні математичної моделі конвертерної плавки, розробленої співробітниками кафедри металургії сталі, отримані показники витрат основних шихтових матеріалів при виплавці залізовуглецевого напівпродукту в 60-т кисневих конвертерах з верхньою продувкою для випадків використання чавуну з 0,040 та 0,005 % сірки відповідно (таблиця).

Таблиця – Витрати основних шихтових матеріалів при виробництві сталі у 60-т кисневих конвертерах за умови використання чавуну з різним вмістом сірки

№ з/п	Найменування основних шихтових матеріалів на плавку	Питомі витрати основних шихтових матеріалів на плавку при умові вмісту сірки у рідкому чавуні, %	
		0,040	0,005
1.	Металобрухт, кг/т сталі	138,56	212,78
2.	Рідкий чавун, кг/т сталі	1004,53	888,68
3.	Вапно, кг/т сталі	139,54	26,70
4.	Периклазовуглецева футерівка, кг/т сталі	0,154	0,136
5.	Кисень для продувки, м ³ /т	62,96	53,01

З метою можливості адекватного порівняння результатів моделювання використовувалися однакові початкові умови моделювання: вміст вуглецю та сірки у готовому залізовуглецевому напівпродукті – 0,151 % та 0,018 % відповідно; температура металу під час випуску металу у ківш – 1658 °С.

З урахуванням даних про вартість основних шихтових матеріалів [2] та узагальнюючи показники виробництва сталі у 60-т конвертерах, для обраних умов виро-

бництва отримані показники прямих витрат на сировину та матеріали, структура яких представлена на рисунку.

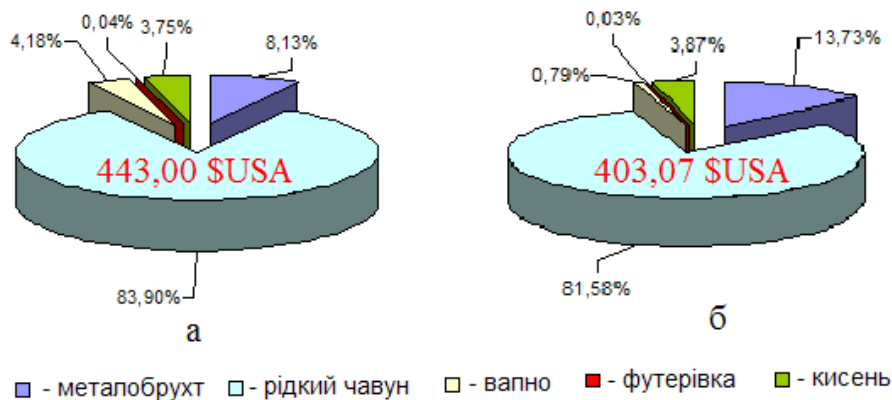


Рисунок – Структура прямих витрат на сировину та матеріали при виробництві залізовуглецевого напівпродукту у 60-т кисневих конвертерах з верхньою продувкою при використанні чавуну з різним вмістом сірки, виражена на 1 т сталі: а – вміст сірки 0,040 %; б – вміст сірки 0,005 %

Відповідно до наведених відомостей використання у шихті 60-т кисневого конвертера рідкого чавуну з пониженим вмістом сірки є більш доцільним, оскільки при зниженні вмісту сірки у чавуні з 0,040 до 0,005 % можна отримати зниження прямих витрат на сировину і матеріали у сумі 39,93 дол. USA на 1 тону сталі. Таким чином, з точки зору економічної ефективності визначено, що найбільш доцільно проводити виробництво сталі з використанням чавуну зі зниженим вмістом сірки. Цим і зумовлено поширення технологій позапічного рафінування чавуну на сучасному етапі розвитку світової металургії [3].

Перелік посилань

1. Любушин Н.П. Экономический анализ: учебник. – М.: ЮНИТИ-ДАНА, 2011. – 576 с.
2. Молчанов Л.С., Чернятевич А.Г., Вакульчук В.В., Чубіна О.А. Комплексний техніко-економічний аналіз впливу конструкції верхніх продувальних пристроїв на основні показники виробництва сталі в кисневих конвертерах // Наукові вісті. Сучасні проблеми металургії. – № 22. – 2019. – С. 62-72.

3. Шевченко А.Ф., Большаков В.И., Башмаков А.М. Технология и оборудование десульфурации чугуна магнием в большегрузных ковшах: монография. – Киев: Наукова думка, 2011. – 208 с.

УДК 669.184

**К. Г. Низяев¹, А. Н. Стоянов¹, N. Raymakers², Е. В. Синегин¹, Л. С. Молчанов¹,
В. О. Рубан¹**

1 – Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепр

2 – Rayding LinQ-U BV, Нідерланди

К ВОПРОСУ ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ КАЛЬЦИЯ ДЛЯ ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКИ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ РАСПЛАВОВ

При обработке чугуна и стали кальций можно использовать в качестве: очень сильного раскислителя, десульфуратора, модификатора графита, в чугуне, и неметаллических включений.

Выполненные расчёты термодинамических характеристик, получения парообразного кальция, путём его восстановления в зоне горения электрической дуги, показывают возможность использования в качестве восстановителя кремния, алюминия и графита.

Установлено, что энергетические затраты на получение парообразного кальция в 1,2-1,25 выше, чем при восстановлении магния, который широко используется при внепечном рафинировании чугуна, ввиду больших затрат тепла на диссоциацию и восстановление известняка до парообразного кальция и выше расход кальция для достижения одних и тех же показателей степени десульфурации металла в сравнении с магнием (теоретически для удаления 1 кг серы необходимо 1,25 кг кальция или 0,75 кг магния).

В этой связи можно говорить, что энергетическая установка для восстановления кальция из известняка имеет практически такие же характеристики, как и установка для получения парообразного магния из оксидов магния за счёт горения электрической дуги в погружаемом блоке [1,2]. При использовании такой энергетической схемы получения парообразного кальция необходимо предусмотреть увеличение

продолжительности обработки металла на 3-5 мин. и снижение скорости нагрева металла на 10-15%.

С точки зрения технологичности использования парообразного кальция при обработке чугуна то здесь есть положительная сторона процесса: нет необходимости вводить после обработки металлическим магнием известь, поскольку часть парообразного кальция будет взаимодействовать с кислородом и соответственно окисляться до CaO , что в дальнейшем, обеспечит формирование устойчивого соединения CaS . При обработке чугуна магнием присадка CaO обязательна, ввиду возможной ресульфурации металла.

При обработке стали парообразным кальцием, полученным в зоне горения дуги с целью модифицирования неметаллических включений, возникают сложности с расчётом количества кальция, который будет усваиваться металлом с дельнейшим модифицированием неметаллических включений. Так до сих пор, в среде ученых нет единой точки зрения о том, в каком виде магний вступает во взаимодействие с серой – в газовой фазе или растворённым в металле (говорят 50/50). По кальцию ещё сложнее, очень мало данных и они носят противоречивый характер, а те которые приводятся, характерны для применения только силикокальция.

При модифицировании неметаллических включений кальцием, восстановленным в зоне горения электрической дуги, необходимо учитывать насыщение металла продуктами восстановления кальция, в первую очередь, глиноземом (алюмотермическое восстановление), кремнеземом (силикотермическое восстановление). Здесь необходимо подчеркнуть, что повышение содержания оксидов алюминия в стали может привести к существенному ухудшению условий разливки металла на МНЛЗ – возникает эффект затягивания погружного стакана, особенно на сортовых машинах. Избежать такого негативного эффекта возможно в случае дальнейшей обработки металла на установках вакуумирования.

Обобщая проведенные исследования по использованию кальция при внеагрегатной обработке металла, можно сделать следующие выводы: обработку чугуна с целью рафинирования и модифицирования можно проводить парообразным кальцием, полученным путём восстановления из оксидов, при помощи погружаемого электрического блока; при обработке стали необходимо учитывать технологическую схему обработки; для снижения количества НВ, получаемых в результате восстановления кальция, предлагается углетермический способ, который будет обеспечи-

вать как десульфурацию и модифицирование НВ, так и их флотацию продуктами восстановления.

Библиографический список

1. Низяев К.Г. Десульфурация чугуна и стали магнием, восстановленным в зоне погруженной в металл электрической дуги / К.Г. Низяев, Б.М. Бойченко // Бюллетень НТЭИ. Черная металлургия. – 2007. – №11. – С.34-39.

2. Взаимодействие газо-паровой фазы с жидким чугуном при его десульфурации в зоне погруженной электродуги / Б.М. Бойченко, К.Г. Низяев, А.И. Перевозчиков и др. // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2006. – №7. – С.174-177.

УДК 669.184

К. Г. Низяев¹, А. Н. Стоянов¹, С. Б. Бойченко², Е. В. Синегин¹, Н. А. Арендач¹

1 – Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепр

2 – Jansen Steel Tubes, Швейцария

АНАЛИЗ РЕЗУЛЬТАТОВ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ СТАЛИ ФЕРРОНИОБИЕМ ПРИ ВВОДЕ ЕГО В МЕТАЛЛ В КУСКОВОМ ВИДЕ И ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ

Микролегирование стали осуществляли путём ввода кускового FeNb 65% в металл по верхнему тракту сыпучих на установке ковш-печь (УКП). Фракционный состав FeNb 65%, составлял 20-50 мм. Второй вариант технологии предполагал ввод FeNb в виде порошковой проволоки при помощи трайб-аппаратов. Скорость ввода проволоки составляла 150-222 м/мин.

Выплавку стали в конвертере проводили согласно действующей технологической инструкции. В качестве шихтовых материалов использовали десульфурированный чугун и углеродистый лом. На всех плавках производили промежуточное скачивание шлака на 6-7 мин продувки. После передачи стальковша на УКП производили продувку аргоном в течении 3-4 мин для выравнивания химического состава и температуры стали. Отбор проб и замер температуры металла производился автоматически. Температура начала обработки стали 1530-1550 °С, продолжительность обработки 0,5-1,2 ч. Ввод кускового и порошкообразного FeNb производили после выполнения всех корректировочных операций: десульфурация, нагрев, окончательное раскисление и легирование.

Состав FeNb согласно сертификату, входному контролю и химической лаборатории приведен в таблице.

Таблица – Содержание ниобия в феррониобии

Проба	Массовая доля ниобия, %	
	Nb кусок	Nb проволока
1 входной контроль	65,7	64,4
2 хим. лаборатория	65,2	65,0
3 хим. лаборатория	65,6	не отбиралась
Среднее	65,5	64,7
По бирке производителя	65,5	65,3

Провеска одного метра проволоки порошковой с феррониобием показала следующие результаты: вес наполнителя – 571,7 г, а согласно бирке производителя вес наполнителя в 1 метре проволоки – 590 г.

В ходе исследований проведено две серии по три плавки с обработкой кусковым и порошкообразным феррониобием. Расход кускового феррониобия составил 398 кг/пл., а расход порошковой проволоки – 511 кг/пл., при этом расход наполнителя FeNb составил 376 кг/пл. Среднее содержание ниобия в стали после усреднительной продувки перед обработкой FeNb составило:

- при обработке кусковым феррониобием – 0,00157 %;
- при обработке порошковой проволокой – 0,0016 %.

После обработки FeNb среднее содержание ниобия в стали:

- при обработке кусковым феррониобием – 0,02378 %;
- при обработке порошковой проволокой – 0,02389 %.

По результатам расчёта степень усвоения ниобия при обработке кусковым феррониобием составила 90,94 %, а при обработке порошковой проволокой – 96,46 %.

УДК 669.18

К. Г. Нізяєв¹, В. І. Хотюн¹, Я. А. Кириленко², Є. В. Синегін¹

1 – Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепр

2 – Saerstahl AG, Германия

ДЕЯКІ АСПЕКТИ ЩОДО ВМІСТУ КИСНЮ В СТАЛІ ПЕРЕД РОЗКИСЛЕННЯМ

В процесі виплавки сталі в конвертерах, мартенівських і електродугових печах до початку розкислення відбувається безперервне надходження кисню в метал з пічної атмосфери, шлаку або безпосередньо з газового струменя, що вдувають в металеву ванну. Цей кисень витрачається на окислення домішок, що дозволяє отримувати сталь з необхідним вмістом вуглецю і видаляти домішки, однак частина кисню залишається в металі і в міру окислення вуглецю накопичується в ньому.

Розчинність кисню в рідкому залізі може бути описана рівнянням Чіпмена і Ченга:

$$\lg[\%O] = -\frac{6320}{T} + 2,734 .$$

Відповідно до розрахунків видно, що кисень в розплавленому залізі, що знаходиться під шлаком з чистого закису заліза, при 1600 °С розчиняється 0,23% кисню, а при 1700 °С – 0,34%, тобто розчинність кисню в рідкому залізі зростає з температурою.

Активність закису заліза в промислових сталеплавильних шлаках істотно нижче, ніж чистого закису заліза. Відповідно до цього і можливий вміст кисню в металі менший. Для шлаків системи CaO – FeO – SiO₂, що характерні для мартенівського і киснево-конвертерного процесам, можлива концентрація кисню в металі дорівнює 0,06-0,08% [1].

Оскільки в процесі виплавки сталі активність закису заліза в шлаку менше одиниці і частина кисню витрачається на окислювальні процеси, то вміст кисню в металі не досягає межі розчинності і залежить від деяких параметрів плавки.

На рис. представлені деякі дані авторів [2-5] по вивченню зміни вмісту кисню в сталі в залежності від вмісту вуглецю.

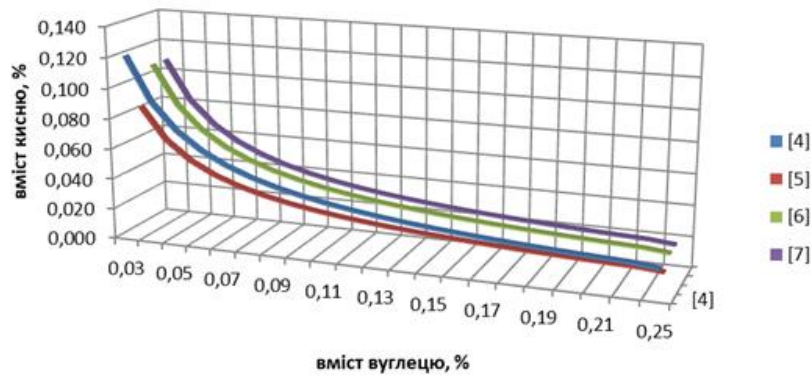


Рисунок – Залежність вмісту кисню в металі від концентрації вуглецю, по вивченню деяких даних авторів [2-5]

Наведені на рисунку дані, які узгоджуються з результатами інших досліджень, показують, що вміст кисню в сталі по ходу мартенівської або конвертерної плавки залежить від вмісту вуглецю.

Однак, слід звернути увагу на той факт, що при отриманні менше 0,05% вуглецю концентрація кисню в металі різко змінюється і перевищує рівноважну концентрацію. Це вказує на те, що рівноважна зі шлаком концентрація кисню в металі в цьому випадку не досягає рівня, що відповідає величині рівноваги з вуглецем.

На практиці при оцінці окислення металу, дані можуть бути застосовані з невеликими поправками, які враховують окисленість шлаку.

Перелік посилань

1. *Кнюппель Г.* Раскисление и вакуумная обработка стали. Часть 1. Термодинамические и кинетические закономерности. [Пер. с нем. Г.Н. Еланского] / Г. Кнюппель. – М.: Metallurgiya», 1973. – 312 с.
2. *Меджибожский М.Я.* Основы термодинамики и кинетики сталеплавильных процессов / М.Я. Меджибожский. – Киев, Донецк: Вища шк. Головн. Изд-во, 1986. – 280 с.
3. *Vacher H. C. a. Hamilton E.H.* Trans. Amer. Inst. Min. metallurg. Engg., Iron Steel Div. 1931, Vol. 95, P. 124-40.
4. *Banya S. a. Matoba S.* Activity of carbon and oxygen in liquid iron. Physical chemistry of process metallurgy. Part I, p. 373- 401. Ed. By George R. St. Pierre. Interscience Publishers, New York, London, 1959.
5. *Величко О. Г., Стоянов О.М., Бойченко Б.М., Нізяєв К.Г.* «Технології підвищення якості сталі»: Підручник. – Дніпропетровськ: Середняк Т.К., 2016. – 196 с.

УДК 621.311.2

П. О. Ольховський, А. В. Глушко

Національний Технічний Університет «Харківський Політехнічний Інститут», м. Харків

ВИКОРИСТАННЯ СТ3 ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ КОНСТРУКЦІЙ ГЕС

Гідроелектростанції (ГЕС) та гідроакумуючі електростанції (ГАЕС) є невід'ємними частинами електроенергетичної системи України. За даними УКРЕНЕРГО загальна встановлена потужність електростанцій в цілому по країні на кінець 2019 року становить 49,7 ГВт, з яких 12,6% – ГЕС та ГАЕС, [1].

На ГЕС знаходиться велика кількість важливих елементів. Слід зазначити, що багато вадливих елементів ГЕС виробляються методами лиття. При цьому виникає необхідність поєднувати крупногабаритні елементи. Для цього використовують зварювання.

Одним із основних елементів ГЕС є корпус, який являється основною частиною ущільнення вала гідротурбін електростанції. Вал, один з найбільш відповідальних елементів ротора гідроагрегату.

Для виготовлення конструкції використовують конструкційну вуглецеву сталь звичайної якості – Ст3. Сплав Ст3 містить: вуглецю – 0,14-0,22%, кремнію – 0,05-0,17%, марганцю – 0,4-0,65%, нікелю, міді, хрому – до 0,3%, миш'яку до 0,08%, сірки і фосфору – до 0,05 і 0,04% відповідно. Конструкційні сталі виробляють мартенівським конвертерним способом. Якість і механічні властивості сталей киснево-конвертерного і мартенівського виробництва практично не відрізняються, але киснево-конвертерний спосіб простіше і дешевше. Для зварювання корпусу гідротурбіни застосовують зварювальний дріт Св-08Г2С. Дріт з високим рівнем легування Св-08Г2С активно застосовується для різних видів зварювання.

Слід зазначити, що надійність роботи ГЕС та їх вплив на екологію є важливою задачею і потребує детального дослідження.

Перелік посилань

1. **Звіт з оцінки відповідності (достатності) генеруючих потужностей – 2019 [Електронний ресурс].** – Режим доступу : <https://ua.energy/wp-content/uploads/2019/10/Zvit-z-otsinky-vidpovidnosti-vid-31.10.19.pdf>

УДК 669.141.24: 621.785

О. Н. Перков¹, В. М. Кузьмичев¹, И. А. Вакуленко²

1 – Институт чёрной металлургии им. З.И. Некрасова НАН Украины, г. Днепр

2 – Днепропетровский национальный университет железнодорожного транспорта
им. акад. В. Лазаряна, г. Днепр

ВТМО – ПРОГРЕССИВНЫЙ ПРОЦЕСС ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

Высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО) – совокупность операций деформации, нагрева и охлаждения, при которых формирование окончательной структуры происходит в условиях повышенной плотности несовершенств строения, созданных пластической деформацией. Такой процесс обеспечивает получение мелкозернистой структуры и оптимального комплекса свойств готового проката. Для реализации ВТМО необходимо создать такие условия высокотемпературной деформации и последующей термообработки, при которых подавляется развитие рекристаллизационных процессов и создается особое структурное состояние, характеризующееся повышением плотности несовершенств и особым их расположением с образованием разветвленных субграниц.

Стадия перестройки дислокационной структуры под влиянием нагрева – начальный этап рекристаллизации обработки – связана с созданием тонкого субзернистого строения. Перестройка дислокационной структуры происходит по типу полигонизации. Тогда фазовое превращение идет не только с измельчением исходной структуры с высокой плотностью дислокаций, но при более равномерном их распределении. Следовательно, получение высокого комплекса свойств обеспечивается не только высокой плотностью дислокаций, но и оптимальным их распределением.

В результате ВТМО повышаются не только статическая, но и циклическая прочность (увеличиваются усталостные характеристики, особенно в зоне перегрузок при ограниченной выносливости (в 1,5–3 раза), растет ударная вязкость, уменьшается температурный порог хладноломкости, увеличивается хрупкая прочность).

Явление упрочнения при ВТМО более сложное. Имеет место влияние дислокационной структуры деформированного аустенита (характеризуемой повышенной плотностью дислокаций, созданием ячеистой структуры, движением дислокаций, возникновением дислокационных переплетений, являющихся препятствием к скольжению и др.) на фазовые превращения при закалке и низком отпуске, а также обрат-

ное воздействие превращения на распределение, движение, взаимодействие дефектов, определяющее формирование окончательной структуры, и, соответственно, свойств.

Сочетание высоких вязких значений вязкости и прочности, полученных в результате ВТМО, объясняют также измельчением зерна, обусловленным перераспределением дополнительных, созданных наклепом, дислокаций в аустените. Предполагается, что границы зерен служат эффективными барьерами для движения дислокаций.

Схемы ВТМО, связанные с получением окончательной феррито-перлитной, перлитной или бейнитной структур, условно названы изотермическими (ВТМизО) и обеспечивают более высокую вязкость стали при меньшем выигрыше в прочности по сравнению с ВТМО.

Горячая деформация с последующим превращением в перлитной области вызывает изменение комплекса механических свойств по сравнению с обычной контрольной изотермической обработкой ВТМизО приводит к некоторому повышению прочностных свойств, но важно, что при этом одновременно возрастает пластичность стали, ударная вязкость и, весьма существенно, работа разрушения образцов с наведенной усталостной трещиной (почти в 2 раза). Прочностные свойства и вязкость стали после ВТМизО выше, чем после контрольной обработки при всех температурах изотермической выдержки.

Железнодорожное цельнокатаное колесо, изготавливаемое из среднеуглеродистой стали, является ответственным изделием, поэтому повышение комплекса свойств колесной стали, надежности и долговечности колес в эксплуатации – это весьма актуальная проблема. Установлено, что в поверхностных слоях обода деформация составляет 60–70 %, а в центральной части 5–10 %. В условиях завода им. К. Либкнехта была разработана и опробована технология деформирования заготовки после ее осадки в калибровочном кольце, позволяющая увеличить степень деформации дендритной зоны и улучшить свойства металла обода колеса в его центральной части. Установлена принципиальная возможность изготовления цельнокатаных колес в условиях снижения температуры нагрева при прокатке в колесо-прокатном стане с 1240–1270°С до 1150–1170°С, что обеспечивает уменьшение величины зерна аустенита и повышение ударной вязкости и пластических характеристик. Ускоренное охлаждение элементов колеса в процессе прокатки обуславливает замедление процесса рекристаллизации и получение в диске величины зерна 8–9

балла, в ободе 5÷7 балла, что повышает ударную вязкость и пластичность материала обода и диска колес.

УДК 658.382.3:669

А. С. Петрищев

Национальный университет “Запорожская политехника” Министерства образования и науки Украины, г. Запорожье

ПОВЫШЕНИЕ БЕЗОПАСНОСТИ И ПУТИ РАЗВИТИЯ СЕРООЧИСТКИ ГАЗООБРАЗНЫХ ВЫБРОСОВ НА МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРЕДПРИЯТИЯХ

Повышенный уровень серы в газообразных выбросах металлургических предприятий оказывает негативное влияние не только на экологическую обстановку прилегающих районов, а и может негативно влиять на санитарные условия труда самих работников на производстве. Существует большое количество методов сероочистки дымовых газов. В зависимости от технологических условий, можно выделить сухие, полусухие и мокрые методы сероочистки [1].

В работе [2] представлены результаты анализа экологической оценки исследования известняковой технологии мокрой сероочистки дымовых газов с получением жидких и газообразных серосодержащих остатков, а также гипса. Рассмотренный способ дисульфуризации дымовых газов обеспечивает высокий уровень экологической безопасности по содержанию соединений. Отмечено снижение реакционной способности исследуемых газов.

Авторами работы [3] описана технология производства сульфогипсового вяжущего на основе оригинального непрерывного способа сушки и гидратации сульфогипса в одном тепловом агрегате. В работе [4] разработана технология получения гипсового сырья путем нейтрализации SO_2 дымовых газов меловыми суспензиями.

Следует отметить положительный опыт реализации методов моделирования при использовании производственных данных для исследования и оптимизации схемы очистки сернистого газа от примесей сероводорода и углекислого газа [5].

Из выше указанного следует актуальность дальнейшего развития оптимизации технологических параметров сероочистки выходных дымовых газов на метал-

лургических предприятиях. Перспективы развития этого направления заключаются в достижении гибкости и универсальности технологии, так как необходимость во внедрении сероочистки дымовых уходящих газов в наше время коснулась не только крупных, но и относительно небольших металлургических предприятий.

Применение математического моделирования с использованием производственных показателей открывает возможность с определенной вероятностью прогнозировать значения целевых факторов от изменения параметров технологического процесса и позволяет определить наиболее выгодные параметры. Вместе с этим при построении модели можно задействовать показатели измерений запыленности и загрязнения серой воздуха на рабочих местах применительно к определению взаимосвязи с микроклиматическими условиями труда. Вместе с улучшением экологической безопасности акцент также ставится на развитие безотходного производства с последующим использованием отработанных реагентов в народном хозяйстве, например, в сфере строительства.

Список литературы

1. *Волчин, И. А.* Термодинамическая оценка сухой десульфуризации дымовых газов / И. А. Волчин, А. В. Георгиев, А. А. Ясинецкий // Энергетика: економіка, технології, екологія. – 2010. – № 2. – С. 85–92.
2. *Касимов, А. М.* Применение методики термодинамической оценки воздействия известняковой технологии мокрой сероочистки газов на объекты окружающей среды / А. М. Касимов, Т. В. Козуля, Д. И. Емельянова, М. М. Козуля // Экология и промышленность. – 2016. – № 1 (46). – С. 100–104.
3. *Дамбиев, Ц. Ц.* О возможности использования отходов сероочистки гусино-озерской ГРЭС для получения строительных материалов / Ц. Ц. Дамбиев, К. А. Афанасьев, Ч. Ц. Дамбиев. // Строительные материалы. – 2000. – № 4. – С. 28–29.
4. *Шмитько, Е. И.* Использование отходов сероочистки дымовых газов ТЭС для производства гипсовых вяжущих / Е. И. Шмитько, Ю. Н. Спасибухов // Строительные материалы. – 2008. – № 8. – С. 7–9.
5. *Гарипов, А. З.* Моделирование процесса сероочистки / А. З. Гарипов, А. А. Хоменко // Вестник технологического университета. – 2015. – Том 18. – № 10. – С. 209–211.

УДК 669.168: 004.12.001.8

А. Ф. Петров, Л. А. Головки, И. Р. Снигура

Институт черной металлургии им. З.И. Некрасова НАН Украины, г. Днепр

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ДЛЯ ОЦЕНКИ СТЕПЕНИ УСВОЕНИЯ ХРОМСОДЕРЖАЩИХ ФЕРРОСПЛАВОВ

Известно, что степень усвоения является одним из наиболее важных критериев эффективности ферросплавов, напрямую зависящих от физико-химических характеристик сплава, которые, в свою очередь, связаны с его химическим составом.

Широко применяемые при производстве стали хромсодержащие ферросплавы не обладают рациональными физико-химическими характеристиками, поэтому не обеспечивают высокого и стабильного усвоения хрома сталью. Согласно информации в технической литературе, усвоение хрома из феррохрома колеблется от 70 до 95 %.

В Институте черной металлургии НАН Украины разработан и реализуется новый подход к решению задач, связывающий между собой состав, структуру и свойства многокомпонентных металлических систем, к которым относятся и ферросплавы. В его основе лежит оригинальный метод, основанный на концепции физико-химического моделирования процессов межатомного взаимодействия в расплавах и растворах, разработанный Э.В. Приходько [1]. Информация о химическом составе кодируется в виде параметра Z' , являющегося его электронным химическим эквивалентом, структурного параметра d , характеризующего среднестатистическое расстояние между атомами в расплаве и избыточными параметрами $\Delta Z'$ и Δd , которые учитывают микронеоднородность соответствующих многокомпонентных систем, к которым относятся и ферросплавы.

В настоящей работе, авторы рассматривают возможность использования разработанного метода для прогнозной оценки степени усвоения хрома сталью из низко- и высокоуглеродистых марок феррохрома, ферросиликохрома и комплексных хромистых сплавов нового поколения.

Ниже приведено уравнение для расчета степени усвоения хрома (%), построенное с использованием модельных параметров.

$$\text{Сусв.} = 117,06 - 61,6 Z_y + 123,4 \Delta Z + 150,08 \Delta d \quad r=0,95 \quad (1)$$

Проведена сравнительная оценка одинаковых составов ферросплавов, полученных расчетным путем (уравнение 1) и определенных экспериментально в работе [2]. Для составов, степень усвоения которых не определялась экспериментально, по уравнению 1 произведен расчет. Для некоторых комплексных ферросплавов систем Cr-Si-C-Mn-Fe и Fe-Cr-Mn-Si-B в таблице 1 приведены соответствующие расчетные значения.

Таблица 1 – Состав, модельные параметры и расчетные значения степени усвоения хрома сталью из хромсодержащих ферросплавов.

Ферросплавы	Химический состав, % вес.					Модельные параметры			C _{усв.} %
	Cr	C	Si	Mn	B	Z ^y	ΔZ ^y	Δd	
ФХ800	66,3	7,2	0,3	-	-	1,9906	0,7232	-0,0704	72,56/73,10
ФХ010	64,6	0,1	0,5	-	-	1,9895	0,6064	-0,0366	60,60/63,83
ФХ60С5	61,8	0,1	5,3	-	-	2,0583	0,6989	-0,0453	-/69,71
ФХ50С20	51,4	0,1	18,7	-	-	2,1132	0,8191	-0,0258	-/84,09
ФХ35С9Мн32	33,9	0,2	9,1	31,6	-	2,2052	0,9316	-0,0306	-/91,59
ФХ40С10Мн22Б2	38,4	0,1	10,4	22,3	1,5	2,1516	0,9181	-0,0303	93,51/93,26

* Числитель и знаменатель – соответственно экспериментальные и расчетные значения

Список литературы

1. Приходько Э.В. Физико-химические критерии для оценки степени микро-неоднородности металлических расплавов / Э.В. Приходько, А.Ф. Петров // Металлофизика и новейшие технологии. – 1998. – Т.20 - № 7 – С. 64-74.
2. Жучков В.И. Комплексные исследования высокотемпературных физико-химических процессов и совершенствование технологии получения хромсодержащих ферросплавов / В.И. Жучков, О.В. Заякин, Н.А. Андреев, В.И. Афанасьев. – Физическая химия и технология в металлургии: Сб. трудов Института металлургии УрО РАН, Екатеринбург: УрО РАН, 2015. – С. 271–280.

УДК 669.17.046.517В:669-154.002.5

В. П. Піптюк¹, І. М. Логозинський², С. В. Греков¹

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

2 – ПрАТ «Електрометалургійний завод «Дніпроспецсталь», м. Запоріжжя

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ДЕГАЗАЦІЇ СТАЛІ КАМЕРНИМ СПОСОБОМ

Підвищення вимог до якості металу та посилення конкуренції на ринку збуту металопродукції обумовлюють необхідність пошуку нових і вдосконалення існуючих методів виробництва сталі і, зокрема, способів її позапічної обробки. В переліку сучасних і ефективних способів ковшової обробки сталі важливе місце займає дегазація. На металургійних і машинобудівних підприємствах України в теперішній час використовується обладнання дегазації, головним чином, камерного (ковшового) типу, як вітчизняного так і закордонного виробництва. По міжнародній аббревіатурі такий спосіб обробки визначають літерами VD чи VOD. Останній, крім застосування низького тиску з одночасним продування розплаву аргоном, передбачає додаткове використання кисню для обробки металевого розплаву.

Аналіз літературних даних стосовно використання різних способів дегазації свідчить про недостатню вивченість таких процесів і необхідність подальшого їх дослідження з метою виявлення закономірностей впливу умов перемішування та теплового стану рідкої металеві ванни, масштабного фактору, змінення маси металу в ковші від плавки до плавки, витрат аргону на продування в залежності від етапу дегазації, тривалості процесу, температури розплаву та ін. технологічних параметрів і конструктивно-компонувальних особливостей обладнання на ефективність видалення газів з металевого розплаву та забезпечення чистоти металу по неметалевим включенням (НВ).

В останні роки в ІЧМ НАНУ здійснюються дослідження, направлені на вдосконалення процесів дегазації сталі з використанням існуючого і перспективного інноваційного обладнання. З урахуванням умов виробництва сталі вивчаються кінетика видалення водню і азоту та механізми рафінування металу від НВ. На теперішньому етапі проводиться саме визначення особливостей протікання процесів видалення газів з врахуванням впливу змінних чинників при використанні камерного способу де-

газації, як найбільш поширеного на вітчизняних підприємствах, що виробляють сталь.

При дослідженнях такої спрямованості використовуються сучасні методи оцінки і аналізу результатів: математичне та фізико-хімічне моделювання, лабораторна та дослідно-експериментальна перевірка отриманих даних. Так, з залученням статистичних даних по виробництву електросталі поточного марочного сортаменту за останні роки в умовах ПрАТ «Електрометалургійний завод «Дніпроспецсталь»» виконана робота по визначенню впливу особливостей тепло-, масообміну у ванні в процесі дегазації VD способом і відносно виробничих умов підприємства, зміни маси металу в ковші, витрати аргону на продування металевого розплаву, тривалості обробки та інших чинників. Умови перемішування та тепловий стан ванни під час дегазації оцінювали по контурним діаграмам залежності швидкості потоків розплаву від витрат аргону ($0,001-1,0Q$), де Q -максимальні витрати в досліджуваних умовах (л/хв), та маси металу (54-66 т) в ковші і з врахуванням конфігурації ванни. Використовували розроблену математичну модель [1]. По результатах оцінки теплового стану визначили, що при підвищенні витрат аргону збільшується оголення поверхні металу від шлаку і охолодження ванни. При зменшенні маси металу у ковші ванна охолоджується швидше і навпаки. В цілому, тепловий стан ванни при дегазації характеризується аналогічними залежностями, що і при позапічній обробці з нормальним атмосферним тиском.

Результати досліджень по видаленню водню і азоту з металевого розплаву свідчать про необхідність врахування впливу витрат аргону і тривалості процесу дегазації на вміст газів, як найбільш вагомих чинників.

Встановлено, що в умовах без продування аргоном або при дуже малих витратах відбувається видалення водню і азоту через поверхню металу в незначній кількості. При малих ($0,1Q-0,17Q$) витратах аргону кількість видаленого водню збільшується до рівня, який може забезпечити його нормативне значення (≤ 2 ppm). Збільшення витрат аргону ($0,33Q-1,0Q$) приводить до незначного зменшення видалення водню. Визначена залежність тривалості процесу дегазації від маси плавки у ківші. Показано, що для досягнення вмісту водню ≤ 2 ppm у розплаві, наприклад, при витратах аргону $0,17Q$ достатньо тривалості обробки 12 хв при масі плавки 54 т, 13 хв. для 60 т, 18 хв. для 66 т. Аналогічний характер залежності видалення з розплаву притаманний азоту.

Список літератури

1.Солоня А. В. Моделювання процесу ковшового вакуумування з продувкою інертним газом / А. В. Солоня, В. П. Піптюк // Матеріали ІХ міжнародної науково-технічної конференції «Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні». (Дніпро, 28 - 30 березня 2017 р.). – Дніпро: НМетАУ, 2017. – С.79.

УДК 669.184

А. А. Похвалитый, Е. Н. Сигарев, П. А. Якунин

Днепровский государственный технический университет, г. Каменское

РЕЗУЛЬТАТЫ ПРИМЕНЕНИЯ МОДЕРНИЗИРОВАННЫХ НАКОНЕЧНИКОВ КИСЛОРОДНЫХ ФУРМ 250-Т КОНВЕРТЕРОВ

Необходимость модернизации наконечника кислородной фурмы продиктована тем, что в наиболее рациональном варианте последний должен обеспечивать:

- оптимальное перераспределение вдуваемого в конвертер кислорода (при регулировании положения фурмы над ванной) между металлом, шлаком и отходящими газами, чтобы при надлежащей организации процесса шлакообразования предотвратить возникновение выбросов и выносов, без повышенного локального износа футеровки агрегата;

- предотвращение образования на стволе фурмы шлакометаллической настыли как в ходе продувки, так и при использовании кислородной фурмы для раздувки конечного шлака с целью нанесения защитного слоя гарнисажного покрытия;

- предотвращение чрезмерного переокисления металла и шлака в случае вынужденного глубокого «передува» ванны для корректировки температуры расплава или снижения в нем серы и фосфора перед выпуском в стальковш.

Параметры штатных и опытных наконечников представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Сравнительная характеристика наконечников фурмы

Параметры	Наконечник			
	Штатный		Опытный	
Количество сопел, шт.	5	6	5	6
Диаметр наружной трубы, мм	426	426	426	426

Входной диаметр сопла Лавалья, мм	46	37	49	43
Выходной диаметр сопла Лавалья, мм	60	43	52	47
Критический диаметр сопла Лавалья, мм	41	37	41	37
Длина конфузора, мм	14	6,5	20	19
Длина диффузора, мм	71,5	45	79	48
Угол раскрытия сопла Лавалья, град.	16	8	8	12
Угол наклона сопла Лавалья к вертикальной оси фурмы, град.	17	17	15	15
Расход кислорода на продувку ванны (рабочий), нм ³ /мин	650-800	650-800	700-1000	700-1100
Диаметр расположения осей выходных сечений сопел Лавалья на торце наконечника, мм	252	252	250	250

Установлено, что фурмы с опытными наконечниками, при имеющемся в цехе давлении, надежно работает в диапазоне расходов кислорода 650-950 м³/мин и позволяет увеличивать расход кислорода в начале продувки до 1000 м³/мин и более, при необходимости. Подтверждено, что применение наконечников с углом наклона сопел 15 град вместо 17,5 град дополнительно позволяет повысить эффективность операции предварительного подогрева лома перед заливкой чугуна при уменьшении риска сокращения срока эксплуатации периклазоуглеродистой футеровки агрегата. Кроме того, уменьшение угла наклона сопел позволяет повысить эффективность применения кислородной фурмы в случае использования ее для раздувки конечного шлака на футеровку.

По результатам анализа данных опытно-промышленных кампаний установлено, что опытные плавки с 5-ти сопловым наконечником характеризуются: повышенным на 0,105% средним содержанием [Si]_{чуг} при более низкой концентрации марганца (- 0,05%) и фосфора (- 0,005%) в сравнении со штатными плавками; повышенным удельным расходом лома в металлошихте (+3,85 т) при соответствующей экономии передельного чугуна (- 0,9% чугуна); ожидаемым незначительным перерасходом кислорода на предварительный подогрев лома (+2,7%) и уменьшением расхода кислорода на продувку (-1,7%); показатель дефосфорации расплава увеличился на 2,35%. По результатам данной опытной кампании получено снижение окисленности конечного шлака на 1,96% и удельного расхода металлошихты на стальную заготовку на 0,38 кг/т.

На опытных плавках с использованием 6-ти соплового наконечника при примерно равном содержании кремния и фосфора в передельном чугуна в связи со снижением доли последнего в металлошихте (в среднем - 0,83 т/пл) достигнуто сокращение удельного расхода извести (- 1,81 кг/т) и кислорода на продувку ванны (- 264 м³/плавку). При равной температуре ванны по окончании продувки содержание углерода в расплаве было выше на 0,012% в сравнении со штатными плавками, а окисленность шлака – меньше на 1,22% соответственно. Снижение основности (- 0,24 ед.) и окисленности шлака привело к уменьшению степени дефосфорации расплава на 1,14 %. Сокращение удельного расхода металлошихты на стальную заготовку при использовании 6-ти соплового наконечника в период опытно-промышленной кампании составило 0,26 кг/т.

УДК 669.184:669:66.046.55

А. А. Похвалітій, Є. М. Сігарьов, Р. Є. Крюков, А. С. Бондар

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

ВДОСКОНАЛЕННЯ КОНСТРУКЦІЇ СТАЛЕВИПУСКНОГО КАНАЛУ КОНВЕРТЕРА ДЛЯ РЕАЛІЗАЦІЇ ВУГЛЕЦЕВОГО РОЗКИСЛЕННЯ РОЗПЛАВУ

Для розробки технології вуглецевого розкислення за рахунок обробки розплаву інертним газом у робочому просторі сталевипускного каналу, з метою зменшення забрудненості розплаву неметалевими включеннями і економії розкислювачів, виконано комплекс досліджень спрямованих на вивчення особливостей і закономірностей впливу витратних характеристик інертного газу і конструктивних параметрів сталевипускного каналу на ступінь організації газометалевого потоку, захисну дію аргону і можливий ступінь розкислення при цьому з використанням сучасних методів фізичного і математичного моделювання [1].

За результатами досліджень [2] запропонована конструкція двокамерного сталевипускного каналу кисневого конвертера для реалізації обробки потоку розплаву аргонем на випуску (див. рис 1,а). Рациональним співвідношенням діаметрів камер модернізованого сталевипускного каналу, для умов ПАТ «ДМК», визнано 1,2-1,5 при відносній довжині реакційної зони (другої камери) – 0,25-0,75 від повної довжини каналу. Рекомендовані значення діаметрів та довжин сталевипускного каналу склада-

ють: для першої камери 150 мм та 400 мм і другої камери 180-200 мм та 1500 мм відповідно при витраті аргону 0,7-2,8 м³/(т·год).

Запропоновані конструкції кільцевих блоків сталевипускного каналу, оснащених 24 і 8 соплами з діаметром відповідно 5 і 10 мм для витрати аргону 0,26-0,43 м³/хв. на одне сопло. Конструкція блоку на 24 сопла (рис. 1, в) призначена для першого періоду кампанії конвертера по футерівці при наявності потужного гідравлічного напору для забезпечення високого ступеня організації ГМП (кут розкриття $\alpha = 1-3^\circ$). Для використання у другій половині кампанії, при зменшенні довжини каналу з 2000 мм до 1200 мм, може бути використана конструкція 8-ми соплового блоку (рис. 1, б). Це дозволить формувати ГМП з $\alpha = 1-3^\circ$ при зменшенні гідравлічного напору розплаву по ходу випуску.

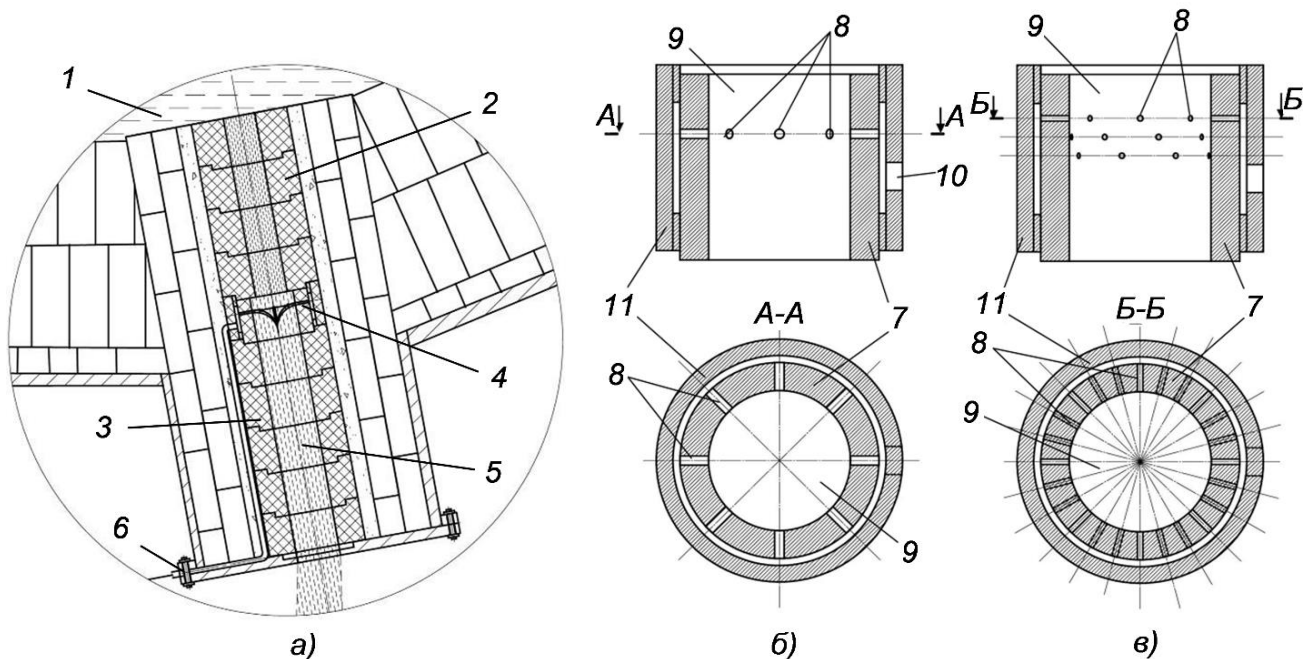


Рисунок 1 – Схема двокамерного сталевипускного каналу з продувним блоком (а) і варіанти виконання блоків сталевипускного каналу для обробки розплаву газом (б, в): 1 – металевий розплав; 2, 3 – перша і друга камера сталевипускного каналу відповідно; 4 – блок з продувними вузлами (соплами); 5 – ГМП; 6 – насадка з газопідвідною лінією; 7 – продувний блок на 8 (а) і 24 (б) сопла; 8 – циліндричні сопла діаметром 10 мм (а) і 5 мм (б); 9 – робочий простір; 10 – отвір для підведення газу; 11 – зовнішня частина блоку.

Очікуваний економічний ефект при реалізації запропонованої технології для умов конвертерного цеху ПАТ «Дніпровський меткомбінат» складає 4,3 млн. грн. на рік (2 грн./т сталі).

Список літератури

1. Формування газометалевого потоку в умовах «хімічного» вакууму у сталевипускному каналі / А.А. Похвалітій, Є.М. Сігарьов, К.І. Чубін, В.П. Полетаєв, О.В. Похваліта // Збірник наукових праць Дніпровського державного технічного університету. Серія: технічні науки. – Кам'янське, 2019. – №1(34). – С. 3-8.

2. High-temperature modeling of hot metal tapping from the converter with argon supply to the tap hole cavity / A.A. Pohvalatyi, A.D. Kulik, E.N. Sigarev, K.I. Chubin, M.A. Kascheev, A.N. Stoyanov // Metallurgical and Mining Industry. – 2017. – №5. – P. 46-50.

УДК 536.2

Ю. М. Радченко, Б. Ю. Науменко

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

ДО ВИЗНАЧЕННЯ КОНСТРУКЦІЇ ФУТЕРОВКИ ПЕЧІ ПЕРІОДИЧНОЇ ДІЇ

Підвищення енергоефективності металургійного обладнання є одним з першочергових завдань промисловості України. В той же час зниження загальних обсягів виробництва металопрокату призвело до того, що підприємства працюють не на повну потужність, або їх робота підпорядковується замовленнями на певний сортамент. В таких умовах робота печей стає циклічною, після деякого часу роботи з проектною продуктивністю печі переводять на «тихий хід», або ж зовсім зупиняють їх роботу, таким чином футеровка печі починає працювати в перехідних режимах при яких спостерігаються її нагрів та охолодження. При цьому, на акумуляцію теплоти кладкою витрачається певна частка енергії, що вноситься до робочого простору, в подальшому вона розсіюється в навколишнє середовище, що призводить до перевитрати палива на нагрів одиниці продукції.

Метою даної роботи є визначення раціональної конструкції футеровки камерної печі для термообробки труби, за певними заданими параметрами (продуктивність, температурний та добовий режими роботи).

Відомі інженерні методики дозволяють визначити кількості теплоти, що акумулювала кладка або товщину прогрітого шару кладки. Але вони дають узагальнені результати та не враховують особливості конкретної печі. У зв'язку з цим, в роботі був використаний чисельний метод розрахунку теплопровідності кладки, який дозволяє детально визначити розподіл температур по товщині стінок та кількість теплоти, що кладка накопичила.

Теплообмін у кладці (рис. 1) визначається двохмірним диференціальним рівнянням теплопровідності при відповідних початкових та граничних умовах (далі в тексті приведені умови тільки для осі абсцис X):

$$C \cdot \frac{\partial t(x, y, \tau)}{\partial \tau} = \lambda \left(\frac{\partial^2 t(x, y, \tau)}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 t(x, y, \tau)}{\partial y^2} \right), \quad (1.1)$$

де C – питома теплоємність матеріалу кладки, Дж/(м³·К);

λ – теплопровідність матеріалу, Вт/(м·К);

$$t(x, y, 0) = t_0, \quad (1.2)$$

де t_0 – початкова температура кладки печі, °С;

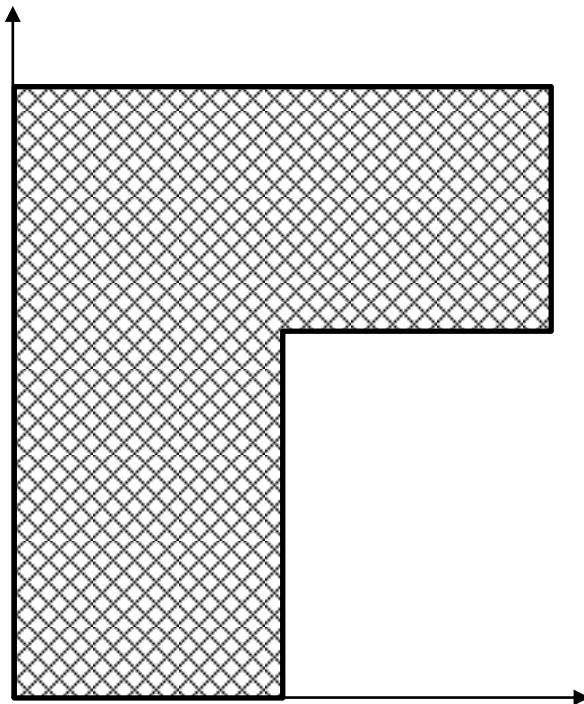


Рис. 1 – Схема однієї чверті горизонтального перерізу кладки печі
(за умов симетрії)

$$-\lambda \cdot \frac{\partial t(x, y, \tau)}{\partial x} \Big|_{x=0} = \alpha_{\Sigma} (t(0, y, \tau) - t_n), \quad (1.3)$$

де α_{Σ} – сумарний коефіцієнт тепловіддачі від поверхні кладки, Вт/(м²·К);
 t_n – температура повітря, °С;

$$-\lambda \cdot \frac{\partial t(x, y, \tau)}{\partial x} \Big|_{x=S} = \alpha_{\Sigma} (t_{\delta} - t(S, y, \tau)), \quad (1.4)$$

де t_{δ} – температура пічних газів, °С.

Розрахунки виконували на рівномірній сітці по явній схемі, дотримуючись умови сталості $\Delta Fo \leq 1/(4\Delta Bi + 4)$. Обчислення виконували на встановлення, доки не з'являлись ознаки циклічних коливань у розподілі температур кладки у часі.

За допомогою моделі, що розроблена, виконали серію розрахунків, а саме:

1) для початкових умов, коли за основу прийняті існуючі матеріали та розміри кладки, визначили розподіл температури у кладці, товщину прогрітого шару і кількість теплоти, що акумульована кладкою;

2) визначили раціональну конструкцію кладки при використанні певного виду вогнетривкого матеріалу та ізоляції, за допустимою температурою застосування ізоляції на стику шарів кладки печі $t_{i\text{зол}}^{\text{дон}} \geq t_{\text{стик}}$.

УДК 66.041.001.2

Я. В. Романько, Ю.М. Радченко, А. В. Сибір

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ЕЛЕКТРОНАГРІВУ СТАЛЕРОЗЛИВНИХ КОВШІВ

Як відомо, теплова обробка футеровок сталерозливних ковшів проходить на спеціальних стендах сушки і розігрівання. Останнім часом все частіше став використовуватися електронагрів для роботи цих установок. При використанні електричних

стендів для теплової підготовки ковшів забезпечується високий ККД, реалізація температурного режиму будь-якої складності, зниження загазованості робочого майданчика [1]. Однак виникають проблеми з експлуатацією нагрівальних елементів і силового електричного обладнання.

Для моделювання процесу розігріву сталерозливного ковша прийнято, що ківш має форму полого циліндра з плоским дном і плоскою кришкою (рис. 1). Стінка циліндра має внутрішній радіус R_1 і зовнішній радіус R_2 . Висота внутрішнього простору - H . Дно і кришка циліндра мають, відповідно, товщину S_1 і S_2 . На кришці розташований електронагрівач, який представляє собою ряд однакових циліндрів діаметром d і висотою h , рівномірно розташованих по колу радіусом R_3 в центрі кришки.

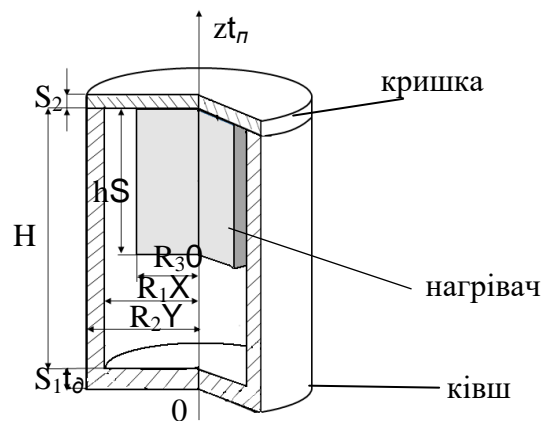


Рисунок 1 – Схема сталерозливного ковша с електричним нагрівачем

Для розрахунку теплообміну випромінюванням всередині ковша застосовується зональний метод. Для розв'язання задачі теплопровідності застосовується метод кінцевих різниць.

За допомогою математичної моделі був розрахований розігрів футеровки сталерозливного ковша ємністю 50 тон. При цьому були прийняті наступні основні розміри ковша: середній внутрішній радіус ковша $R_1 = 1,04$ м; висота внутрішнього простору $H = 2,5$ м; товщина бокової стінки футеровки і днища $S = 0,22$ м і $S_1 = 0,4$ м відповідно; товщина кришки $S_2 = 0,22$. Було прийнято, що робочі поверхні ковша виконана з шамоту, а кришка футерована волокнистими вогнетривкими блоками. На кришці були встановлені 10 U-образних карбідокремнієвих нагрівальних елементів, розташованих по колу радіусом $R_3 = 0,5$ м. Приймали, що нагрівачі мали температуру поверхні 1550 К. Розігрів тривав 2 години. Зміна щільності теплового потоку і температури поверхні футеровки на різних ділянках бічної стінки показано на рисунку 2.

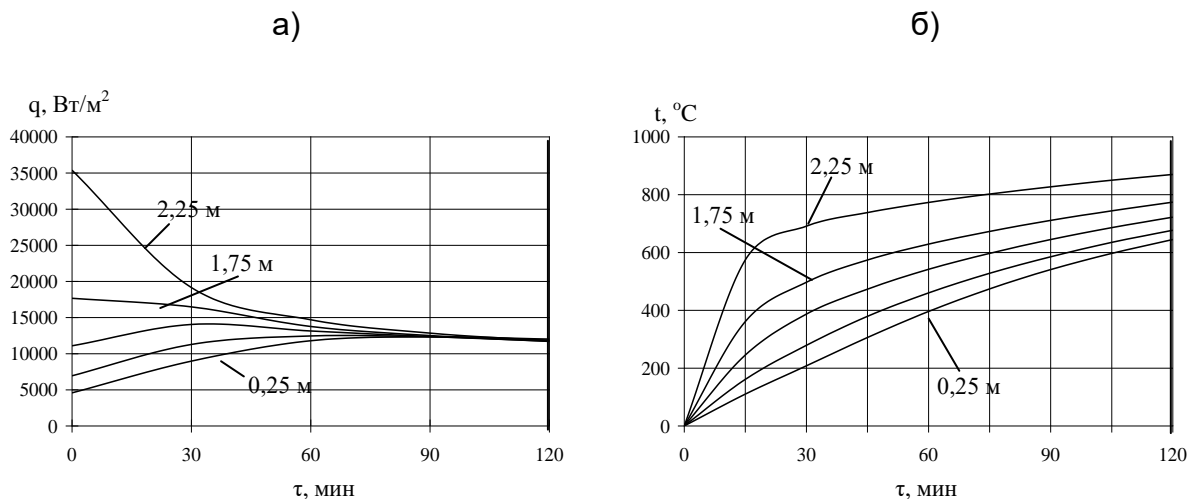


Рисунок 2 – Зміна щільності теплового потоку (а) і температури поверхні футеровки (б) на різних ділянках бічної стінки

Список літератури

1. Бершицкий И.М. Энергосберегающие и экологически безопасные установки для электрической сушки и подогрева футеровки ковшей / И.М. Бершицкий, А.В. Тарарышкин // Сталь. – 2010, №2. – С. 24 – 25.

УДК 669.184

В. О. Рубан, О. М. Стоянов, К. Г. Нізяєв, Є. В. Синегін
 Національна металургійна академія України, м. Дніпро

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОДУВКИ МЕТАЛУ НА УСТАНОВЦІ «КІВШПІЧ» ТА ЇЇ ВПЛИВ НА ВІДСОТОК ВИДАЛЕНИХ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ

На підвищення якості та властивостей металопродукції масового призначення і ресурсозбереження в металургії впливає достатньо велика кількість факторів, одним з яких є проведення позапічної обробки сталі на установці «ківш-піч». Основним засобом, для зниження матеріало- та енергоємності металу при обробці на УКП, є дотримання встановлених режимів продувки, що значно впливають на формування барботажної зони, яка в свою чергу впливає на відсоток видалених неметалевих вклю-

чень, а також на витрати тепла через оголення дзеркала металу, яке змінюється в залежності від інтенсивності продувки.

Лабораторні дослідження проводили на «холодній» моделі установки «ківш-піч». Під час проведення досліджень велась швидкісна відеозйомка, за результатами якої було отримано розкадровані фото для подальшого аналізу. При рафінуючій продувці з витратою газу 100 л/хв шар шлаку знаходиться у спокійному стані, а при інтенсивній продувці з витратою 800 л/хв відбуваються незначні затягування часточок шлаку в метал, які стають екзогенними неметалевими включеннями.

Ймовірність закріплення включення P_d можна описати як відношення площі обмеженої критичним діаметром захоплення, через який пливе бульбашка, до площі обмеженої сумою діаметрів бульбашки і включення [1]. Згідно з Сано М. і Мори К. [2] розрахували загальну кількість неметалевих включень, яка складає $3,995 \cdot 10^9 \text{ см}^{-3}$.

На рисунку зображено графік залежності видалення неметалевих включень від інтенсивності продувки сталі в ковші. Зі збільшенням інтенсивності продувки відсоток видалених НВ зростає за рахунок збільшення об'єму барботаژної зони. При витратах газу 100 л/хв кількість видалених неметалічних включень складає близько 9%, а збільшивши інтенсивність продувки до 800 л/хв їх кількість зростає до 26% від їх загальної кількості.

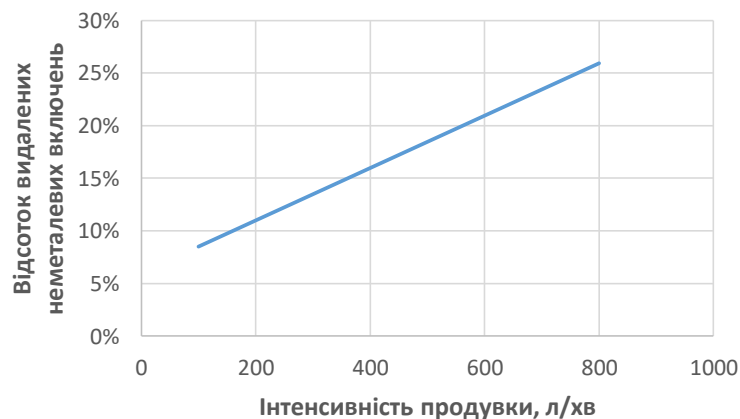


Рисунок – Вплив інтенсивності продувки сталі на відсоток видалення неметалевих включень

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Охотский В.Б. Флотация неметаллических включений // Известия вузов: Черная металлургия. – 1997. – №2. – С. 13-17.

2. Сано М., Мори К. Модель циркуляционного течения в расплавленном металле для специального случая барботажа ванны и ее применение к процессам инжектирования газа // Инжекционная металлургия - 83. Лулеа, Швеция. 1983. – М.: Металлургия, 1986. – С. 124-134.

УДК 622.788.34

О. В. Саввін, М. В. Сухарева, А. Г. Мєшкова

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

УТИЛІЗАЦІЯ ШЛАМІВ МЕТАЛУРГІЙНОГО ВИРОБНИЦТВА

Відкрите складування шламів завдає істотної шкоди навколишньому середовищу. Володіючи високою дисперсністю, шлами під впливом кліматичних факторів поширюються на значні відстані в приземному повітряному шарі, забруднюють ґрунт, поверхневі і підґрунтові води. У той же час хімічний склад шламів дозволяє віднести їх до коштовної металургійної сировини, але висока дисперсність вимагає їх укрупнення.

При безвипалювальному зміцненні окатишів значно зростає роль процесу механічного зміцнення окатишів на стадії гранулювання шихтових матеріалів. Необхідність отримання сирих окатишів збільшеної міцності із шихт з розвиненою питомою поверхнею, включаючи металовмісні пил і шлами, зажадали застосування принципово нових засобів гранулювання – з керованими динамічними впливами на гранули і селективним відбором кондиційних фракцій. Таким вимогам відповідають гранулятори з внутрішньою керованою рециркуляцією.

Теоретичні дослідження і досвід використання рециркуляційних грануляторів в агломераційному цеху МК "Запоріжсталь" та проведені дослідження в умовах ПрАТ «ЄВРАЗ ДМЗ» показали, що переваги, які закладені в рециркуляційних пристроях, ще не повністю вичерпані. Це стало підставою для детальних досліджень процесу грудкування шламовмісних шихт. В якості базової для проведення досліджень було обрано конструкцію рециркуляційного пристрою, що не вміщує традиційної бокової стінки. Метою даних досліджень була оцінка ефективності застосування рециркуляційних пристроїв для отримання сирих окатишів із дрібнодисперсних і пилоподібних відходів металургійного виробництва; виявлення та усунення можливих недоліків

рециркуляційних пристроїв, обумовлених складом та особливими властивостями шихтових матеріалів, які піддаються агрегуванню. До складу шихти входили: металовмісні мінерали, які пройшли стадії збагачення, одно- та двох-стадійну високотермічну обробку; активне і пов'язане вапно; твердий вуглець; вюстит; гематит; магнетит; інші сполуки та елементи.

Таким чином можна зробити наступні висновки: відкрите складування металургійних шламів завдає істотної шкоди навколишньому середовищу; наявність в шламах від 37 до 52 % заліза і більше 6,5 % вуглецю дозволяє розглядати їх як цінну металургійну сировину; одним із перспективних шляхів утилізації шламів є отримання безвипалювальних окатишів; при утилізації шламовмісних шихт істотно зростає роль процесу гранулювання через їх відносно низьке грудкування, обрана технологія гранулювання показала істотні переваги та перспективи подальших досліджень.

Список літератури

1. Саввін О. В. Утворення та утилізація шламів металургійного виробництва / О. В. Саввін, І. І. Іванов, Л. В. Бабенко, А. Г. Мешкова, С. В. Кравцов // Теплотехніка, енергетика та екологія в металургії: колективна монографія. У двох книгах. – Книга друга / Під загальною редакцією д.т.н., проф. Ю. С. Пройдака. – Дніпро: Нова ідеологія, 2017. – С. 174-178.

УДК 621.777.22.07

В. В. Свяцький

Центральноукраїнський національний технічний університет, м. Кропивницький

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ПРЯМОГО ПРЕСУВАННЯ З ВИКОРИСТАННЯМ КРИВОЛІЙНИХ ПРОФІЛІВ МАТРИЧНИХ ЛІЙОК

Оптимізація технологічних параметрів процесів пресування 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 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.

Проведене дослідження з визначення профілю матричної лійки на основі аналізу поля ліній ковзання сталої стадії пресування через симетричну одноканальну матрицю [1]. За допомогою комп'ютерного моделювання прямого пресування сплаву AD1 ГОСТ 4784-97 із величиною витяжки $\mu = 81$ та зі швидкістю деформації 1 мм/сек досліджувалися такі типи профілів матричних лійок [2]: матриця, форма якої відповідає усіченому конусу; увігнутий профіль, побудований по циклоїді з радіусом R_c за умови найбільшої рівномірності пластичної течії металу в матричній лійці; опуклий профіль, побудований по експоненті, аргументований умовою сталості логарифмічної деформації λ_z на одиницю висоти матричної лійки; опуклий профіль, обґрунтований умовою забезпечення сталості усередненої швидкості деформації по висоті матричної лійки; матриця, профіль якої виконаний по лінії ковзання, що відокремлює пластичну зону від пружної сталої стадії пресування.

Аналіз комп'ютерного моделювання за допомогою програмного комплексу Deform 2D/3D силових параметрів пресування показав суттєву перевагу увігнутих профілів матриць щодо інших профілів. При пресуванні через матрицю, профіль якої виконаний по лінії ковзання, що відокремлює пластичну зону від пружної, відзначені найменші енергосилові витрати в порівнянні із іншими профілями матриць [3].

Величину спрацювання інструменту оцінювали за моделлю Рейе-Арчарда-Хрущова, яка заснована на теорії контакту з нерівностями і використовується для опису спрацювання ковзання [4]. 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. Відзначено, що найбільше значення спрацювання є характерним для опуклих профілів інструменту (рис. 1, а), мінімальних – для увігнутої по лінії ковзання матричної лійки (рис. 1, б).

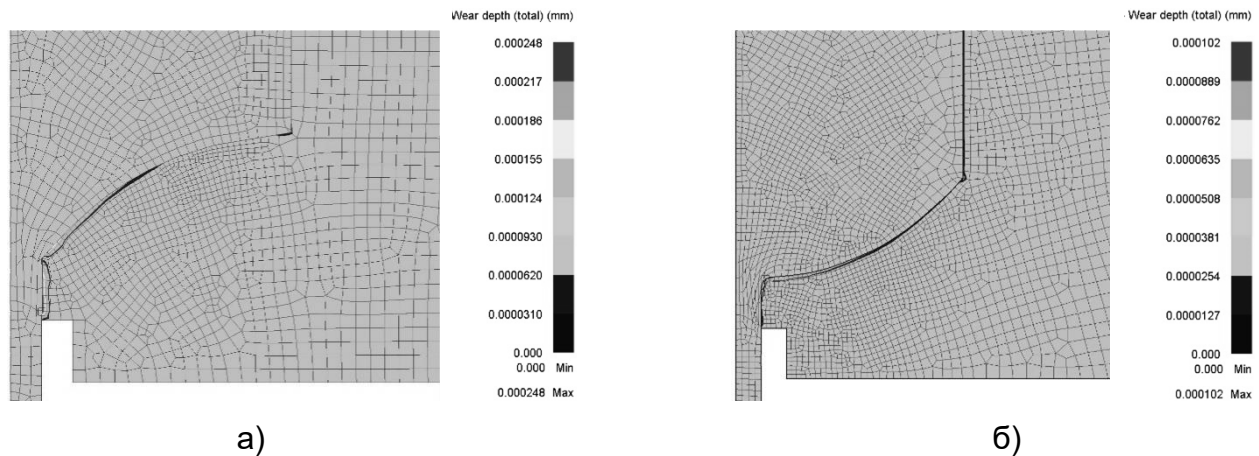


Рисунок 1 – Характер і величини спрацювання матриць з різними профілями лійки

Таким чином, результати теоретичних досліджень, комп'ютерного моделювання процесу прямого пресування за допомогою програмного комплексу Deform 2D/3D, експериментальних дослідів показали, що оптимальні енергосилові умови досягаються при пресуванні через матрицю, що має профіль, виконаний по лінії ковзання.

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. *Свяцкий, В.В.* Інтенсифікація технологічного процесу пресування профільним інструментом / В.В. Свяцкий, О.В. Юшко // Сучасний рух науки: тези доп. VIII міжнар. наук.-практ. конф., 3-4 жовтн. 2019 р. – Дніпро: WayScience. – Том 3. – С. 237-242.
4. *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

В. В. Семаков, В. Б. Семакова, А. В. Монін

Приазовський державний технічний університет, г. Маріуполь

ОЦІНКА ВІДНОВЛЮВАНОСТІ ЗАЛІЗОРУДНИХ МАТЕРІАЛІВ ДОМЕННОЇ ПЛАВКИ

Використання в шихті легковідновлюваних залізорудних матеріалів сприяє покращенню ТЕП доменної плавки. Підвищення відновлюваності шихти на 1 % (абс.) знижує питому витрату коксу приблизно на 4 кг / т чавуну. Під відновлюваністю залізорудного матеріалу (при ізотермічному відновленні) мається на увазі міра легкості, з якою кисень, пов'язаний із залізом, може бути видалений з натуральних або перероблених залізних руд за допомогою відновного газу.

Відновлюваність агломерату та окатків є найважливішою характеристикою їх якості та визначається перш за все мінералогічним складом, структурою і пористістю матеріалу, які, в свою чергу, також залежать від основності окускованої сировини. Методики лабораторного визначення відновлюваності залізорудних матеріалів аналогічні: крізь наважку матеріалу (маса 500 г, клас крупності окатків 10,0-12,5 мм, агломерату та кускових руд 18-20 мм), нагріту до температури (900-950 °С), пропускається газ-відновник (30-40 % CO, 70-60 % N₂), і контролюється ступінь відновлення (СВ), як правило, за втратою маси зразка Δm (кисню), протягом 3 -4 годин (ГОСТ 28658-90 (ІСО 7215-85)). Згідно ДСТУ ISO 7215 : 2008 відносна відновлюваність – кінцевий (завершальний) СВ, що досягається протягом 3 годин: $R_{відн} = \Delta m / m$, ч. од., де m - маса кисню, пов'язаного з залізом перед відновленням (В).

З метою усунення впливу різної вихідної окисленості залізорудних матеріалів передбачається визначення абсолютного СВ, що характеризує відновлюваність щодо заліза (III) (ГОСТ 28657–90 (ІСО 4895–84):

$$R_{абс} = R_{абс}^{вих} + \frac{100(m_1 - m_2)}{\frac{3 \cdot 16}{2 \cdot 56} m_1 \cdot Fe_{заг}}, \text{ ч. од.}, \quad R_{абс}^{вих} = \frac{\frac{16}{2 \cdot 72} FeO + \frac{3 \cdot 16}{2 \cdot 56} Fe_{мет}}{\frac{3 \cdot 16}{2 \cdot 56} Fe_{заг}}, \text{ ч. од.},$$

де $R_{абс}^{вих}$ – абсолютний СВ вихідної проби (ВП); m_1 і m_2 – маса проби до і після 4 годин В; FeO , $Fe_{мет}$ і $Fe_{заг}$ – вміст FeO, металевого і загального заліза у ВП, %.

Визначення відновлюваності $R_{відн}$ аналогічно розрахунку ступеня непрямого відновлення в доменній печі R_i (по Банзену і Рейхардту) як відношення кількості кисню, забраного непрямым шляхом від Fe, до вихідної кількості кисню, пов'язаного з залізом. Ступінь непрямого відновлення по М.О. Павлову r_i , яка розраховується як відношення кисню, забраного газами від FeO, до кількості кисню, пов'язаного із загальною кількістю заліза у FeO, не залежить від окисленості шихти, і являє собою ступінь металізації (СМ): $r = 100 Fe_{мет} / Fe_{заг}, \%$ (відновлюваність щодо Fe (II)).

Проведені в ПДТУ дослідження [1] відновлюваності залізородних матеріалів, що застосовувалися в доменній шихті МК «Азовсталь», масометричним способом при витраті газу-відновника, що містив 98 % CO при витраті 4 дм³/хв і температурі 1000 °С, показали кращу відновлюваність окатків (рис., а) за $R_{відн}$. Оскільки витрата коксу на виплавку 1 т чавуну обумовлена розвитком прямого відновлення заліза з FeO, проведено оцінку відновлюваності сировини за СМ (рис., б). Виявилось, що агломерат МК «Азовсталь» відновлювався дещо швидше за окатки МихГЗК.

Ступінь металізації матеріалів r на межі зон відновлення газами і твердим вуглецем в доменній печі дорівнює ступеню непрямого відновлення r_i . Даний показник r є більш об'єктивним за $R_{відн}$, оскільки не залежить від окисленості шихти.

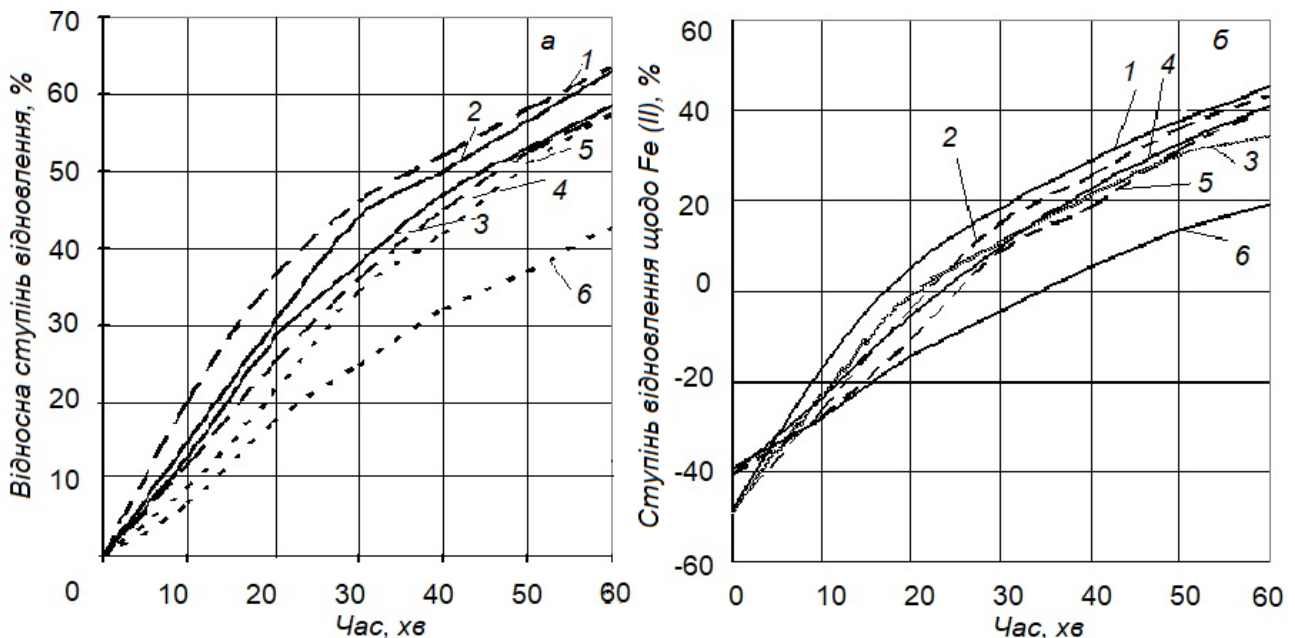


Рис. – Кінетичні криві відновлення залізородних матеріалів: 1 – окатиші ПівнГЗК; 2 – окатиші ПГЗК; 3 – окатки МихГЗК; 4 – агломерат МК «Азовсталь»; 5 – агломерат МК ім. Ілліча; 6 – агломерат ПівдГЗК

Список літератури

1. Рациональное перераспределение многокомпонентной железорудной шихты с различной восстановимостью по радиусу колошника доменной печи / В.П. Тарасов [и др.] // Metall и литьё Украины. – 2003. – № 7-8. – С. 10-12.

УДК 669.162.261.3

В. Б. Семакова¹, В. П. Руських¹, С. А. Каріков², В. В. Семаков¹, Гудим Л.О.¹

1 – Приазовський державний технічний університет, Маріуполь

2 – ПрАТ «МК «АЗОВСТАЛЬ»

РЕГУЛЮВАННЯ РАДІАЛЬНОГО РОЗПОДІЛУ ГАЗОВОГО ПОТОКУ В ДОМЕННІЙ ПЕЧІ ЗА ІНФОРМАЦІЄЮ ТЕРМОЗОНДІВ

Радіальний розподіл газового потоку (РРГП) взаємопов'язаний з розподілом шихти перетином колошника, що формується при завантаженні матеріалів у піч завантажувальним пристроєм (ЗП). Радіальний розподіл шихти і газів визначає рівність сходу матеріалів у доменній печі (ДП) і ступінь використання відновної енергії (СВВЕ) газового потоку, що зумовлює питому сумарну витрату палива.

В ІЧМ [1] запропоновано показники щодо оцінки РРГП за інформацією термозондів, що вимірюють температуру газів над поверхнею засипу (T_r) по 8 точках радіусу колошника, і встановлено їхні раціональні значення за технологією плавки із сумісним використанням пиловугільного палива і природного газу: розвиток периферійного $K_1 = 0,65-0,86$ (відношення середньої T_r^{1-2} у точках 1-2 до середньої температури радіусом колошника T_r^{cp}) та осьового $K_2 = 1,57-2,11$ (T_r^8/T_r^{cp}) газових потоків, газопроникність проміжної зони $K_3 = 0,79-0,87$ (T_r^{3-6}/T_r^{cp}), ширина осьової коксової віддушини $K_4 = 1,12-1,46$ (T_r^8/T_r^7), – при завантаженні ДП конусним ЗП.

В умовах ДП корисним об'ємом 1719 м^3 завантаження шихти здійснювалося циклом ААКК↓-n, КААК↓-m (90 % при $n = 4$, $m = 1$, решта – при $n = 3$, $m = 2$) [2]. При цьому спостерігалось найбільше довантаження периферійної зони $K_1 = 0,70$, дещо нижче – у проміжній зоні $K_3 = 0,87$, що відповідає раціональному (рис., пунктирна лінія). Розвиток осьового потоку був нижчим за раціональний $K_2 = 1,45$ при необхідному співвідношенні температур у вісьовій та привісьовій зонах $K_4 = 1,31$. Даний цикл

завантаження характеризується наявністю в стовпі шихти одного тонкого прошарку коксу на 5 подач, що погіршує газопроникність шару шихти в цілому.

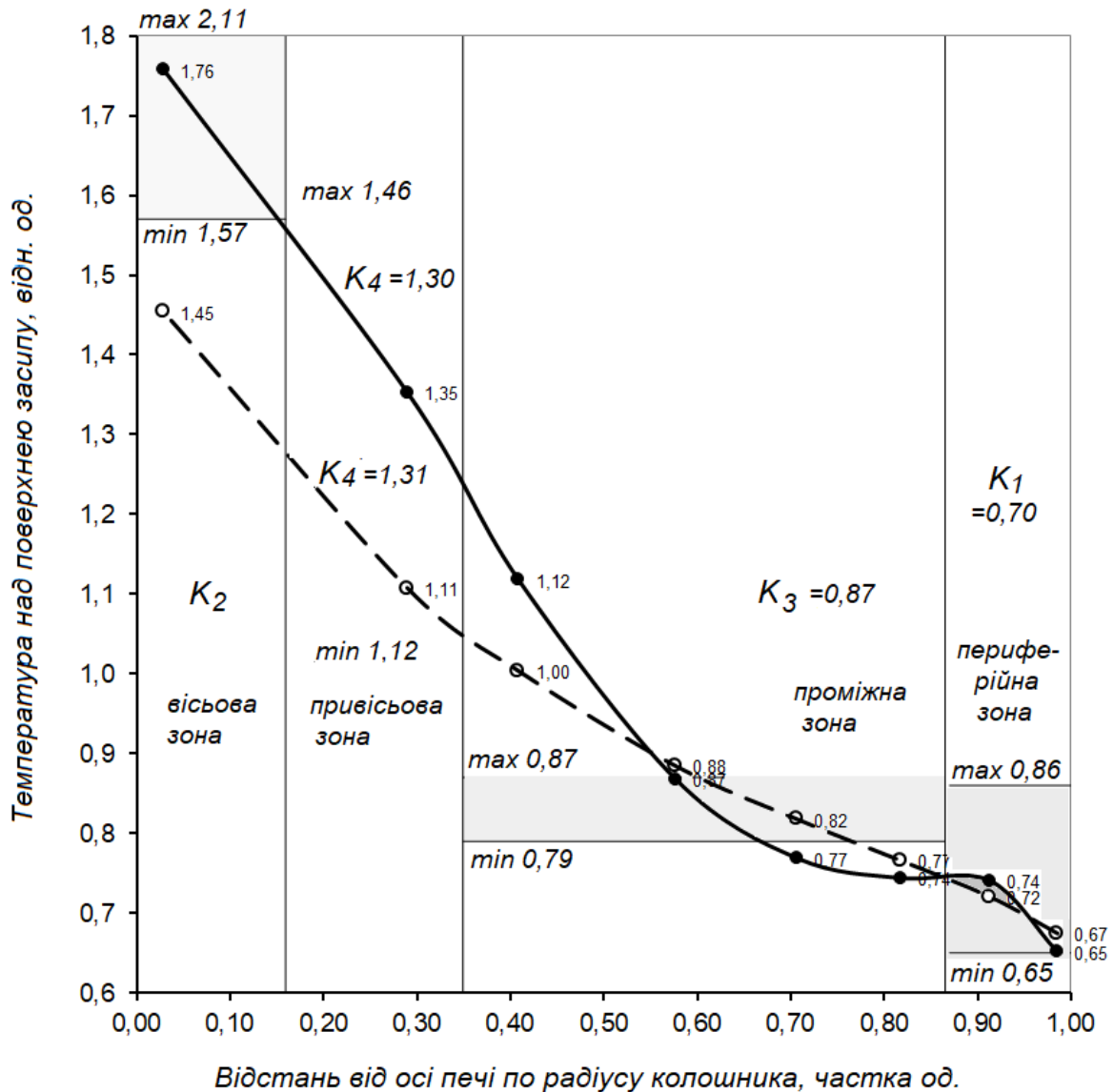


Рис. – Зміна відносної радіальної температури газів над поверхнею засипу щодо середньої температури перетином колошника [2]: *max* і *min* – максимальні і мінімальні значення показників $K_1 - K_4$ відповідно (за даними ІЧМ)

Регулювання РРГП зміною системи завантаження щодо забезпечення більш високих прошарків коксу постійної висоти з перерозподілом частини рудних матеріалів до стін печі привело до більшого розвитку осьового газового потоку $K_2 = 1,76$, що відповідає раціональному значенню (рис., сплошна лінія). Довантаження рудними матеріалами периферійно-проміжного кільця шириною 0,4 ч. од. (від стін колошника),

що підтверджується зниженням відношення T_r^{1-5}/T_r^{cp} з 0,77 до 0,75, привело до більш ефективного використання енергії газового потоку.

Регулювання РРГП у ДП за інформацією термозондів дозволило наблизитися до раціональних меж показників: $K_1 = 0,70$; $K_2 = 1,76$; $K_3 = 0,87$; $K_4 = 1,30$; при збільшенні СВВЕ по СО на 1 % і зниженні питомої сумарної витрати палива.

Список літератури

1. Using Thermal Probes to Regulate the Batch Distribution in a Blast Furnace with Pulverized-Coal Injection / Yu.S. Semenov, E.I. Shumel'chik, V.V. Horupakha, A.M. Kuznetsov [et al] // Steel in Translation. – 2017. – Vol. 47. – № 6. – P. 389 – 393.

2. Charging System Enhancements for a Blast Furnace at Azovstal Iron and Steel Works Private Joint-Stock Corporation / S.V. Sosin, S.A. Karikov, V.B. Semakova, V.P. Russkikh, V.V. Semakov // Metallurgist. – 2019. – Vol. 63. – Nos. 3-4. – Pp. 327-334.

УДК 669.15:669.15*24*26-194

І. Р. Снігура, Д. М. Тогобицька, В. П. Піптюк, С. В. Греков

Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАНУ, м. Дніпро

ГЕНЕРАЦІЯ КОМПЛЕКСНИХ ПАРАМЕТРІВ ВПЛИВУ НА РОЗПОДІЛ ЕЛЕМЕНТІВ В СИСТЕМІ «МЕТАЛ-ШЛАК» ПРИ ПОЗАПІЧНІЙ ОБРОБЦІ СТАЛІ

У світовій практиці нагальним питанням сьогодення є генерація та розробка інноваційних технологічних рішень з метою підвищення якості металопродукції, розширення експлуатаційних можливостей сталей та сплавів спеціального призначення, що супроводжується раціональним використанням енергетичних і сировинних запасів та задовольнить невпинно зростаючі потреби споживачів. Виробництво високоякісних та високочистих марок сталей по вмісту шкідливих домішок (сірки та фосфору), доведенню по хімічному складу методами введення спеціальних рафінуючих, модифікуючих, легуючих добавок, шлакоутворюючих сумішей (ШУС) найбільш ефективно досягається на етапі її позапичної обробки на установці ківш-піч (УКП). [1]

Інформаційним ресурсом, який використовувався у якості початкових параметрів при фізико-хімічному моделюванні процесів, які протікають між феросплавами та рідкою сталлю, являються створені в ІЧМ НАНУ репрезентативні бази даних «Банка

даних «Металургія» (БДМет) – «Метал», «Шлак», «Феросплави», «Розплави», «Шихта» та протягом більше 30 років знаходяться в стадії постійної експлуатації і активного поповнення сучасними промисловими (ПАТ «ДМК», ПрАТ «Дніпроспецсталь», ПАТ «АрселорМіттал Кривий Ріг» та інші) та літературними (статті, патенти, винаходи, наукові розробки, монографії) даними.

Для вирішення задач моделювання закономірностей розподілу легуючих компонентів, які поєднують склад, структуру та властивості розплавів використана розроблена проф. Приходько Е.В. [2] оригінальна концепція фізико-хімічного моделювання процесів між'ядерної взаємодії у розплавах. Відповідно до основних її положень металеві розплави розглядаються, як хімічно єдині системи, зміна хімічного складу яких впливає на комплекс фізико-хімічних властивостей з урахуванням параметрів їх електронної структури (Z^y – параметр зарядового стану системи, e ; d – середньостатистична між'ядерна відстань, 10^{-1} нм; ρ_l – спрямована зарядова щільність, $e/\text{нм}$), а також парціальних параметрів (Z_i^{cp} – середній ефективний заряд i – го компонента у розплаві, e ; ρ_l^{cp} – середня зарядова щільність i – го компонента, $e/\text{нм}$). Такий підхід дозволяє розглядати закономірності розподілу елементів між металом та шлаком при позапічній обробці сталі по схемі «склад-структура-властивості-розподіл елементів», тобто $L_e = f(d_{\text{поч Me}}, Z^y_{\text{поч Me}}, d_{\text{поч Шл}}, \Delta e_{\text{поч Шл}}, \text{Інтенсивність продукції})$ $R^2 \geq 0.7$. На рисунку 1 в якості прикладу на основі збалансованих даних показано залежність коефіцієнтів розподілу Si та Mn від параметрів між'ядерної взаємодії.

На рис. 1а, збільшення параметру $d_{\text{поч Me}}$, призводить до послаблення зв'язків між атомами в металевій фазі в тому числі марганцю і вони активно проникають у кристалічну решітку шлакової розплави, що говорить про його міцний зв'язок з процесом десульфурзації та утворення сполук типу MnS, або ж виконання ролі транспортної ланки для сірки. Спрямованість залежностей на рис. 1.б пов'язана з збільшенням температури сталі при доведенні на УКП за рахунок зменшення засвоєння кремнію (збільшення SiO_2 за рахунок його окислення).

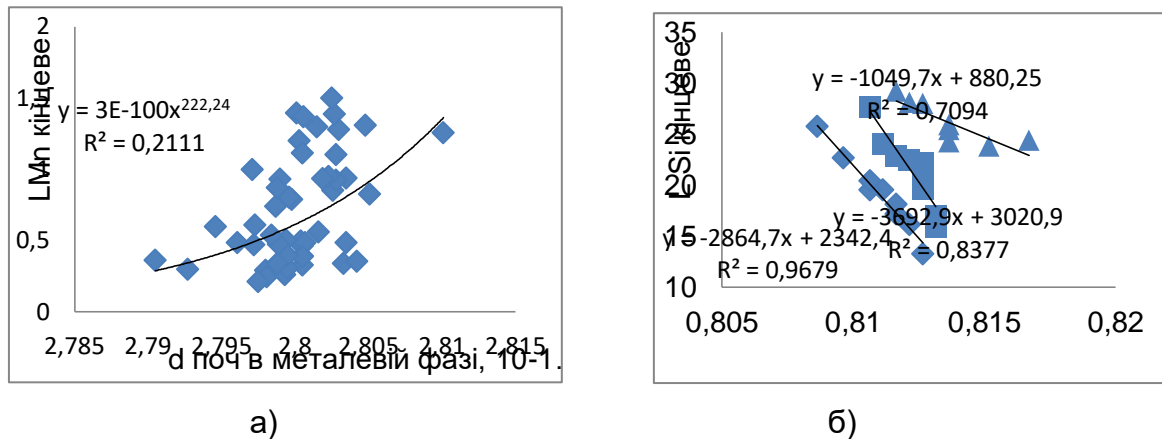


Рис. 1 – Залежність: а) – коефіцієнту розподілу марганцю від середньостатистичної між'ядерної відстані у розплаві початкового складу; б) – коефіцієнту розподілу кремнію від співвідношення $T_{плFeSi} / T_{сталі}$

Як показують пілотні варіанти напрацювань по генерації комплексних співвідношень фізико-хімічних та теплофізичних властивостей розплавів та феросплавів при їх додатковому урахуванні у ході моделювання підвищують точність прогнозних моделей, що дозволить у подальшому науково обґрунтувати вибір раціональних складів легуючих та рафінуючих добавок.

Список літератури

1. Охотский В.Б. Эволюция сталеплавильных технологий. Внепечные процессы. – *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2012. №7. – С. 107 – 109.
2. Приходько Э. В. *Металлохимия многокомпонентных систем*. – М.: *Металлургия*. – 1995. – 320 с.

УДК 669.162.266

А. В. Сова, В. В. Бочка

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

ПОРІВНЯЛЬНИЙ АНАЛІЗ ВЛАСТИВОСТЕЙ АГЛОМЕРАТИВ, ОТРИМАНИХ ЗА РІЗНИМИ ТЕХНОЛОГІЧНИМИ СХЕМАМИ

Розроблені технологічні рекомендації щодо підвищення ефективності підготовки агломераційної шихти до спікання [1] та щодо конструкції і технологічних парамет-

рів роботи барабана-стабілізатора, що забезпечує ефективну механічну обробку спеченця та отримання стабілізованого за крупністю та міцністю агломерату [2]. Оцінка ефективності розробленої технології визначалася шляхом порівняння характеристик агломерату, виготовлених за класичною та запропонованою схемою.

Першу пробу спікали 10 разів на установці в лабораторії кафедри НМетАУ після класичної схеми підготовки шихти для отримання вибірки 15 кг усередненого агломерату крупністю більше 10 мм, після чого спеченець проходив механічну обробку шляхом скидання з копра та подальшим грохоченням.

Другу пробу готували до спікання за запропонованою технологією підготовки шихти, шляхом розподілення її компонентів на дві частини: першу – композит основністю 0,9-1,0 од. із концентрату (крупністю 0-3 мм), залізної руди (0-3 мм), вапна (0-3 мм) та вапняку (0-3 мм); другу - залишкову шихту основністю 1,6-1,8 од. із залізної руди (3-10 мм), звороту (0-10 мм) та вапняку (0-3 мм); кожна з яких дозується, зволожується та змішується, а перша частина додатково грудкується, після чого вони спільно гранулюються з додаванням наприкінці твердого палива, крупністю 0-7 мм. Механічна обробка полягала у тому, що після скидання з копра, куски потрапляли в дослідний барабан з різними робочими зонами, і лише після цього проводилося грохочення.

Порівняння гранулометричних складів агломератів, отриманих за класичною та запропонованою технологією представлено у табл. 1. Загальні результати дослідження показали, що 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.

Проведено додаткове випробування на міцність агломератів, отриманих за класичною та запропонованою схемою підготовки, у стандартному барабані [3] та шляхом скидання за металеву плиту [4]. Результати представлені в табл. 2.

Таблиця 1 – Гранулометричний склад агломератів після відсіву дріб'язку

Вид агломерату	Гранулометричний склад, %				
	40+ мм	25-40 мм	10-25 мм	5-10 мм	0-5 мм
Класичний	17.54	19.56	30.48	20.42	12
Стабілізований	5.35	16.99	39.18	34.48	4

Таблиця 2 – Показники міцності отриманих агломератів

Вид агломерату	Дослідження в барабані за ДСТУ 3200-95.		Дослідження скиданням за ДСТУ 3199-95.
	Міцність, %	Стирання, %	Міцність, %
Класичний	78	8	87
Стабілізований	89	3	97,5

Представлені результати доводять те, що 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.

Список літератури

1. Пристрій для стабілізації агломерату за крупністю. Патент на корисну модель №129583 Україна// В.В. Бочка, А.В. Сова, А.В. Двоєглазова.
2. Спосіб підготовки агломераційної шихти до спікання. Патент на корисну модель №136868 Україна// В.В. Бочка, А.В. Сова, А.В. Двоєглазова, М.В. Ягольник, М.М. Бойко.
3. ДСТУ 3200-95. Руди залізні і марганцеві, агломерати і окатки. Метод визначення міцності в обертковому барабані : чинний від 2000-01-01.
4. ДСТУ 3199-95 Руди залізні і марганцеві, агломерати і окатки. Метод визначення міцності на скидання.

УДК 621.746.58

А. Н. Стоянов, К. Г. Низяев, Е. В. Синегин, Л. С. Молчанов, В. О. Рубан

Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепр

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ИСКУССТВЕННЫХ РАФИНИРУЮЩИХ СМЕСЕЙ НА ИХ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Современное сталеплавильное производство характеризуется ускоренным развитием процессов внеагрегатного рафинирования жидкого металла, что обусловлено непрерывным повышением требований к качеству стали, а также боль-

шими возможностями технологий ковшовой металлургии по эффективному удалению вредных примесей.

Для производства сталей с особо низким содержанием серы хорошо зарекомендовала себя технология обработки твердыми шлакообразующими смесями (ТШС) и искусственными рафинирующими смесями (ИРС) различного состава. Однако, как показала практика, эффективность использования рафинирующих свойств данных смесей находится в очень широком диапазоне и определяется как их химическим составом, так и условиями обработки [1].

Выполнены исследования рафинирующих свойств наиболее часто используемых рафинирующих смесей. В таблице 1, приведены составы полученных шлаков, а также температуры полного расплавления исследуемых смесей.

Таблица 1 – Состав и температура плавления ИРС

Ма- териал, %	Химический состав материала, вес. %							Темпера- тура плавления, °С
	aO	iO ₂	l ₂ O ₃	gO	nO	eO	aF ₂	
ИРС- 1	0,3	,2	8,2	,3	,12	,43	8,65	1460
ИРС- 2	8,0	1,0	2,0	,2	,2		5,2	1470
ИРС- 2	51,78	3,45	26,12	7,2	0,32	1,21	5,84	1560
ИРС- 2	51,0	4,12	18,0	3,61	0,32	1,3	18,6	1490

Выбор указанных соотношений исходных материалов обусловлен, как необходимостью обеспечения высокой десульфурующей способности сплавленной смеси, так и возможностью быстрого формирования активного покровного шлака, за счёт расплавления составляющих смеси.

Выполненные физико-химические исследования свойств полученных ИРС показали, что они хорошо размалываются и могут использоваться для систем инъекционной обработки металла, могут храниться в течении 2-3 суток, имеют высокую текучесть, угол естественного откоса составлял 30-32°, что благоприятно сказывается на процессе пневмотранспортировки и инъекции.

Для оценки рафинирующей способности полученных, в лабораторных условиях, сплавленных смесей проведены расчёты по определению оптической основности (λ), сульфидной ёмкости (C_s) и равновесного распределения серы (L_s). Теоретический равновесный коэффициент распределения серы на границе «сплавленная частица – металлический расплав» определяли с использованием сульфидной ёмкости шлаковых частиц, рассчитанной по их оптической основности [2]. При выполнении расчётов принимали следующие условия: система «метал-шлак» находится в равновесии, остаточное содержание алюминия в пределах 0,03-0,04%. В таблице 2 приведены расчётные значения λ , C_s , L_s .

Таблица 2 – Результаты расчётов равновесных коэффициентов распределения серы

№	Сплавленная смесь, номер смеси	λ	C_s	L_s
1	№1	0,844	0,069	2190
2	№2	0,793	0,0133	422
3	№3	0,827	0,040	1267
4	№4	0,861	0,12	3800

Выполненный термодинамический анализ рафинирующей способности исследуемых ИПС системы $CaO-Al_2O_3-SiO_2-MgO-CaF_2$ показывает, что ожидаемые равновесные коэффициенты распределения серы в системе металл-шлак могут принимать высокие значения и достигать 4000. При этом повышение содержания в сплавленной смеси оксидов кремния свыше 10% приводит к резкому снижению L_s (смесь №2), что ограничивает область использования отходов, например, шлаков производства алюминия в составе ИПС.

Библиографический список

1. *Стоянов А.Н.* Технологии внепечной обработки стали шлакообразующими смесями на основе извести / А.Н. Стоянов, Б.М. Бойченко, К.Г. Низяев // *Металл и литье Украины.* – 2006. – №1. – С.32-33.

2. *Соммервиль И.Д.* Инжекционная металлургия, 86. – М.: Металлургия, 1990. – С.107-120.

УДК 669

С.В. Суховецький., Є. В. Синегін, Л. С. Молчанов, С. В. Журавльова

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

АНАЛІТИЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ І ХАРАКТЕРИСТИКА МЕТОДІВ РАФІНУВАННЯ СТАЛІ У ПРОМКОВШІ МБЛЗ

Наявність неметалевих включень (НВ) в сталі призводить до погіршення механічних характеристик сталі, а в деяких випадках може посилювати вплив корозії на метал. На сьогодні відомо багато методів видалення НВ зі сталі, недолікам яких є використання складного обладнання, дорогих додаткових матеріалів тощо. Тому розробка недорогих і водночас ефективних методів рафінування сталі є актуальною задачею. На підставі проведеного огляду методів видалення неметалевих включень зі сталі в процесі позапічної обробки й безперервного розливання сталі запропонована їхня класифікація на дві групи: механічні й фізико-хімічні.

Механічні методи

Продувка інертним газом. Продувка сталі інертним газом є найбільш розповсюдженим методом позапічної обробки. Видалення НВ відбувається за рахунок флотації та спрямовування потоків металу до шлаку, що сприяє швидшій і ефективнішій асиміляції НВ шлаком [1].

Електромагнітне перемішування. На МБЛЗ видалення НВ із застосуванням ЕМП можливо у промковші і на струмках (у кристалізаторі) причому найбільшого поширення отримало саме друге. Для інтенсифікації видалення НВ з рідкої лунки заготовки у кристалізаторі застосовують технологію MEMS (*mold electromagnetic stirring*) – різновид індуктивного перемішування спрямований на створення обертального руху рідкого металу у кристалізаторі, за рахунок чого НВ починають рухатися до осі вихору [2].

Фільтрація. Під фільтрацією мається на увазі осадження НВ на стінках каналів керамічних фільтрів за рахунок поверхневих сил [3].

Центрифугування. До цієї групи методів можна віднести розглянуте вище ЕМП, що створює горизонтальні вихри, у середину яких за рахунок відцентрової сили зтягуються НВ, а також методи, утворення вихрів за рахунок коригування гідродинамічної картини потоків як в промковші, так і в кристалізаторі. Авторами роботи [4] за результатами гідродинамічного моделювання підтверджена можливість видалення 50-53% неметалевих включень з розплаву.

Фізико-хімічні методи

Модифікування. Метою модифікування НВ є надання ним сферичної форми та переведення їх у рідкий агрегатний стан [5]. Перше зменшує негативний вплив на механічні властивості сталі тих НВ, які не вдалося видалити зі сталі. Друге поліпшує умови коалесценції рідких НВ, їх спливання і асиміляцію шлаковою фазою.

Обробка шлаковими сумішами. У роботі [6] виконане детальне дослідження умов видалення включень, зокрема умов їх асиміляції шлаковою фазою.

Раціональний режим розкислення. Цей напрямок включає як розробку технології комплексного розкислення, так і режимів введення феросплавів.

На думку авторів, значної уваги заслуговують методи центрифугування, реалізація яких у процесах позапічної обробки й безперервного розливання можлива за допомогою електромагнітного перемішування й за рахунок тангенціального підведення металу в ротаційну камеру. За рахунок тангенціального спрямовування потоку можливо створювати вихровий рух металу у проміжному ковші та кристалізаторах. Такі методи дозволяють відмовитися від встановлення електромагнітних мішалок та зменшити експлуатаційні витрати на розливання сталі.

Перелік посилань

1. Aoki J., Zhang L., Thomas B.G. (2005). Modeling of Inclusion Removal in Ladle Refining. 3rd Internat. Congress on Science & Technology of Steelmaking, Charlotte, NC, May 9-11, pp. 319-332.

2. Lei, H., Jiang, J., Yang, B., Zhao, Y., Zhang, H., Wang, W., & Dong, G. (2018). Mathematical Model for Collision–Coalescence Among Inclusions in the Bloom Continuous Caster with M-EMS. *Metallurgical and Materials Transactions B*. DOI: 10.1007/s11663-018-1186-y

3. *Bulkowski L., Galisz U., Kania H., Kudliński Z., Pieprzyca J., Barański J.* (2012). Industrial Tests of Steel Filtering Process. *Archives of Metallurgy and Material, Vol. 57, Is. 1*, pp. 363-369. DOI: 10.2478/v10172-012-0035-2

4. *Hackl G., Nitzl G., Tang Y., Eglsäer C., Chalmers D.* (2015). Innovative Flow Control Refractory Products for the Continuous Casting Process. *AISTech 2015 Proceedings*, pp. 2436-2442.

5. *Šuler, B., Burja, J., & Medved, J.* (2019). Modification of non-metallic inclusions with rare-earth metals in 50CrMoV13-1 steel. *Materiali in Tehnologije*, pp. 441-447. DOI: 10.17222/mit.2018.271

6. *Bruno Henrique Reis, Wagner Viana Bielefeldt & Antônio Cezar Faria Vilela* (April 2014). Absorption of non-metallic inclusions by steelmaking slags - A review. *Journal of Materials Research and Technology*, 3(2), pp. 179-185. DOI: 10.1016/j.jmrt.2014.03.011

УДК 551.24:504

О. К. Тяпкин, А. О. Бурлакова

Национальный технический университет «Днепровская политехника», г. Днепр

ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ОПАСНОГО ГЕОЭКОЛОГИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ ГОРНО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРЕДПРИЯТИЙ ПО ТЕКТОНИЧЕСКИМ ДАННЫМ

При решении практически всех геоэкологических проблем горно-металлургических регионов существенную роль играет тектонический фактор. Любое чрезмерное изменение хозяйственного использования природных ресурсов без учета особенностей тектонического разломно-блокового строения земной коры может привести к нарушениям экологического состояния основных компонентов окружающей среды [1]. Для параметризации структурно-тектонических особенностей указанных регионов могут быть использованы известные представления о системах докембрийских разломов, «восстановленных» по комплексу геолого-геофизических данных [2]. Исходя из общепринятых представлений о том, что взаимное пересечение разломов увеличивает «раздробленность» приповерхностного слоя земной коры (уменьшая тем самым его устойчивость), для последующего определения распространения опасного геоэкологического влияния горно-металлургических предприя-

тий была выполнена специальная обработка комплексной геолого-геофизической информации о системах разломов Украинского щита – УЩ, (сведенной в единый каталог в [2]), у т.ч. количественно оценена анизотропия и нарушенность недр, а также выделены на общем фоне наиболее «природнораздробленные» участки, которые требуют использования специальных приемов рационального природопользования и соответствующих природоохранных мероприятий. Результаты такой параметризации структурно-тектонических особенностей Днепропетровской области были использованы для прогнозирования геоэкологического влияния горно-металлургических предприятий на прилегающие к ним территории [3]. В частности, они стали основой зонирования территории, которая находится под экологическим влиянием горно-металлургического комплекса Кривбасса, где продолжительная, интенсивная и односторонняя эксплуатация недр вместе с функционированием промышленно-городской агломерации без надлежащих мероприятий по охране и восстановлению окружающей среды привела к исчерпанию ее экологической емкости.

Однако на этом этапе исследований были не полностью решены вопросы формализованного определения весовых коэффициентов различных индикаторов (признаков) систем разломов земной коры и пространственных изменений проявления различных систем разломов на территории исследований. Поэтому в дальнейшем была разработана унифицированная шкала и технология количественной оценки весовых коэффициентов различных групп геолого-геофизических признаков систем разломов земной коры [4]. Эта технология апробирована на базовых расчетных полигонах в пределах различных геоблоков юго-востока УЩ, в т.ч. Среднеприднепровского (районы гг. Желтые Воды и Токмак, а также Сурской зеленокаменной структуры), Кировоградского (район г. Кропивницкий) и Приазовского (район г. Волноваха). В целом зафиксированная пространственная изменчивость нормированной суммы весовых коэффициентов всех групп признаков различных направлений разломов на исследуемых полигонах может быть основой дальнейшего детального изучения пространственных изменений «раздробленности» приповерхностного слоя земной коры для определения направлений распространения опасного геоэкологического влияния горно-металлургических предприятий по комплексу геолого-геофизических данных о системах докембрийских разломов земной коры.

Список литературы

1. *Тяпкин О.К.* Обоснование экотектонической базы решения геоэкологических задач / О.К. Тяпкин // Науковий вісник Національного гірничого університету. – 2009. – №9. – С.51-56.

2. *Тяпкин К.Ф.* Системы разломов Украинского щита / К.Ф. Тяпкин, В.Н. Гончаренко. – Киев: Наукова думка, 1990. – 184 с.

3. *Тяпкин О.К.* Пространственное прогнозирование опасного геоэкологического влияния горно-металлургических предприятий по геолого-геофизическим и тектоническим данным / О.К. Тяпкин, П.И. Пигулевский // Теплотехніка, енергетика та екологія в металургії: колективна монографія. – Книга друга / Під ред. Ю.С. Проїдака. – Дніпро: Нова ідеологія, 2017. – С.187-191.

4. *Тяпкин О.К.* До питання застосування тектонічної інформації для оцінки та прогнозування стану навколишнього середовища / О.К. Тяпкин, А.О. Бурлакова // Ефективне функціонування екологічно-стабільних територій у контексті стратегії стійкого розвитку: агроекологічний, соціальний та економічний аспекти: Праці III міжнародної науково-практичної Інтернет-конференції. – Полтава, 2019. – С.83-87.

УДК 504.064.3:574

О. К. Тяпкин, Е. С. Соломашко, В. П. Титов

Национальный технический университет «Днепровская политехника», г. Днепр

К ВОПРОСУ РАДИАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ ГОРНО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРЕДПРИЯТИЙ НА ОКРУЖАЮЩУЮ СРЕДУ ПРОМЫШЛЕННОГО ПРИДНЕПРОВЬЯ

Радиологическая ситуация в Промышленном Приднепровье по своей сложности и опасности для окружающей среды в целом и здоровья населения, в том числе будущих поколений, не имеет аналогов в Украине. Обусловлено это тем, что здесь, в течение более 50 лет, осуществлялись радиационноопасные технологические процессы: рудничная разработка и подземное выщелачивание урановых месторождений; доменная выплавка уранжелезосодержащих руд; извлечение солей урана из урановых руд, их концентратов и доменных шлаков уранжелезосодержащих руд; захоронение радиоактивных отходов добычи и обогащения урановых руд и др. Зафик-

сированные на территории региона опасные локальные аномалии мощности экспозиционной дозы γ -излучения (МЭД) – до 3000 мкР/ч и более (при общем региональном фоне – 7-14 мкР/ч) связаны исключительно с предприятиями ядерного топливного цикла. В числе последних особо следует отметить 9 хвостохранилищ отходов переработки уранового сырья бывшего производственного объединения «Приднепровский химический завод» с суммарной активностью ~ 70 кКи [1]. Указанные особенности радиологической обстановки исследуемого региона положены, в частности, в основу разработки рационального комплекса геофизических методов [2] в системе локального мониторинга указанных объектов, как составной части существующей системы комплексного экологического мониторинга (СЭМ) «Приднепровье» [3].

На радиологическую обстановку региона также оказывают влияние предприятия редкометальной и цветной промышленности и, в первую очередь, Вольногорский горно-металлургический комбинат – ВГМК (г.Вольногорск), где в результате сложного многоэтапного технологического процесса получения двуокиси циркония возможно радиоактивное загрязнение всех компонентов окружающей среды. Первоисточником радиационной опасности здесь являются радионуклиды ториевого и уранового рядов, содержащиеся в рудоносных песках. Особенности производства, влияющей на радиационную обстановку, являются: относительно низкая удельная активность перерабатываемых материалов при их больших количествах на рабочих местах; сложные многоступенчатые процессы переработки, включающие пылящие и высокотемпературные операции; высокая степень зависимости потенциальной радиационной опасности от характера технологического процесса. Наличие радионуклидов в перерабатываемом редкоземельном сырье может стать причиной профзаболеваний, связанных с работой с источниками ионизирующих излучений. Это определяет необходимость детального изучения радиологической обстановки как на самих горно-металлургических предприятиях, та и в их окрестностях (зонах влияния) в рамках соответствующего блока объектовой СЭМ, интегрированной в СЭМ «Приднепровье». Конкретно для ВГМК необходимо определение [4]: 1) содержания радионуклидов и суммарной α -активность концентратов; 2) α -загрязненности поверхностей и содержания радиоаэрозолей в воздухе рабочих помещений; 3) МЭД на рабочих местах, а также в пределах промплощадки, карьеров и прилегающей части г. Вольногорск; 4) содержания радионуклидов в водозаборе комбината, его промстоках, хвостохранилище, шламонакопителе, водоеме оборотного водоснабже-

ния; 5) содержания радионуклидов в твердых отходах металлургического производства и станции нейтрализации кислых стоков, а также в сельхозпродукции, выращенной вблизи санитарно-защитной зоны комбината.

Список литературы

1. *Pihulevskiy P.* Features of radioactive waste stores in central Ukraine / P. Pihulevskiy, 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.
2. *Тяпкін О.К.* До питання комплексування геолого-геофізичних методів в екологічному моніторингу територій, прилеглих до сховищ промислових відходів / О.К. Тяпкін, О.Г. Білашенко // *Збірник наукових праць Національного гірничого університету.* – Дніпропетровськ: ДВНЗ «НГУ», 2015. – №47. – С.19-26.
3. *Экологический паспорт Днепропетровской области /* Под ред. В.В. Антонова. – Днепропетровск, 2000. – 266 с.
4. *Повышение радиологической безопасности переработки редкоземельного сырья в среднем Приднепровье /* [О.К. Тяпкин, Е.С. Сердюк, Л.Б. Анисимова и др.] // *Стратегія якості в промисловості та освіті: Матеріали XV міжнародної конференції.* – Варна, Болгарія, 2019. – С.182-187.

УДК 622.788

А. Ю. Худяков¹, С.В. Ващенко¹, М. Н. Бойко², К. В. Баюл¹, Н. В. Полякова²

1 – Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАНУ, г. Днепр.

2 – Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепр.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ УРАВНЕНИЙ ПРЕССОВАНИЯ ДЛЯ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ КЛАССИФИКАЦИИ БРИКЕТИРУЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ

В Институте черной металлургии [1] разработаны два уравнения прессования мелкофракционных материалов: основное (1) и стадийное (2), совместное применение которых позволит прогнозировать зависимость $P=f(p)$ при брикетировании в технологическом диапазоне давлений прессования, а также даст возможность иденти-

фицировать стадии прессования и изучать факторы, влияющие на ход и результаты исследуемого процесса:

$$P = \frac{K_0}{a_1} \left(\frac{\rho - \rho_0}{\rho_0} \right)^{a_1} = b_1 \left(\frac{\rho - \rho_0}{\rho_0} \right)^{a_1}, \quad (1)$$

где P – давление прессования, МПа; ρ - текущая плотность прессовки, г/см³; ρ_0 - насыпная плотность шихты, г/см³; a_1 - показатель прессования основного уравнения: $a_1 = d \ln P / d \ln (\Delta \rho / \rho_0)$; K_0 – начальное значение модуля объемной упругости, соответствующее состоянию свободной засыпки шихты, МПа; b_1 – постоянный коэффициент, характеризующий способность шихты сопротивляться сжатию и численно равный давлению, необходимому для двукратного уплотнения материала, МПа.

$$P = P_{bc} \left(\frac{\rho}{\rho_{bc}} \right)^{a_2}, \quad (2)$$

где P_{bc} , ρ_{bc} – давление и плотность, определяющие граничное условие (bc – boundary condition) для конкретной стадии прессования; a_2 - показатель прессования стадийного уравнения: $a_2 = d \ln P / d \ln \rho$.

Как указывает акад. А.Е. Ферсман, выдающийся отечественный ученый, заложивший основы энергетического фундамента геохимии, наиболее удобным, универсальным признаком в вопросах классификации и оценки минерального сырья является показатель энергоемкости, т.е. «то количество энергии, которое необходимо затратить на ископаемое, чтобы сделать его готовым для промышленного использования» [2]. Несмотря на бесспорную классификационную ценность данного показателя, подобная формулировка является слишком широкой, поскольку требует учета затрат энергии на каждую отдельную операцию для отдельного ископаемого, которые, в зависимости от комплекса исходных свойств и особенностей функционального назначения, подвергаются ряду индивидуальных воздействий на этапах добычи, обогащения и окускования. По нашему мнению, необходимо конкретизировать область применения показателя энергоемкости, в частности, для процесса брикетирования имеет смысл говорить о затратах энергии на получение качественного брикета. Показатель энергоемкости брикетируемого материала может быть непосредственно использован при разработке технологических режимов производства брикетов, расчетах прессового оборудования и проектировании линии брикетирования и

поэтому является важным дополнением к классическому определению брикетированности, как способности материала под воздействием сжатия образовывать брикет с заданными характеристиками.

Практика разработки технологий брикетирования показывает, что качество брикетов, как правило, растет симбатно степени их уплотнения, поэтому целесообразно оценивать энергоемкость брикетируемого материала по величине удельной работы прессования в технологическом диапазоне давлений $W_{sp.tech}$, рассчитывая ее как отношение интеграла от давления по плотности к объему прессовки по достижению верхней границы указанного диапазона. В качестве интегрируемой функции используется правая часть основного уравнения прессования (1), пределами интегрирования являются границы технологического диапазона давлений:

$$W_{sp.tech} = \rho_{2-3} b_1 \int_{\rho_0}^{\rho_{2-3}} \frac{\left(\frac{\rho-\rho_0}{\rho_0}\right)^{a_1}}{\rho^2} d\rho. \quad (3)$$

Отметим, что поскольку верхний предел интегрирования ρ_{2-3} соответствует плотности прессовки по достижению максимальной границы технологического диапазона давлений прессования, то для шихт, при брикетировании которых наблюдается стабилизация плотности, таким пределом является плотность в точке перехода стадии структурных деформаций сыпучего тела в стадию упругопластических деформаций частиц [1] (которая определяется посредством анализа экспериментальной кривой прессования при помощи стадийного уравнения (2)), а для остальных шихт пределом служит плотность прессовки при давлении, соответствующем верхнему пределу технических характеристик используемого прессового оборудования (около 200-220 МПа для валковых брикетных прессов).

Список литературы

1. Худяков А.Ю. Анализ известных зависимостей и разработка новых уравнений прессования мелкофракционных материалов горно-металлургического комплекса / А.Ю. Худяков, С.В. Ващенко // Новые огнеупоры – 2019 – №12. – С. 37-46.
2. Ферсман А.Е. Избранные труды. Том III / А.Е. Ферсман - М.: Изд-во АН СССР, 1955. -798 с.

УДК 669.162.275.2:669.162.212

Н. О. Цюпа, Д. М. Тогобицька, Д. О. Степаненко, І. Р. Снігура

Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАНУ, м. Дніпро

ШЛАКОРОЗ'ІДАННЯ ВОГНЕТРИВКОЇ ФУТЕРІВКИ ДОМЕННОЇ ПЕЧІ ПІД ВПЛИВОМ ЛУЖНИХ СПОЛУК

Термін служби доменних печей залежить в основному від терміну служби вогнетривкої кладки, яка піддається в печі впливу ряду фізичних і хімічних факторів (тиск стовпа шихтових матеріалів, хімічний вплив шлаку, чавуну, газової фази і ін.), в тому числі і впливу сполук лужних металів [1]. Підхід до опису структури оксидних систем з позицій концепції спрямованого хімічного зв'язку [2] дозволяє оцінити взаємодію шлаків з вогнетривками на якісно новій основі. Для оцінки агресивності доменних шлаків по відношенню до різних вогнетривів з урахуванням їх хімічного складу, пористості і температури експлуатації а також складу шлаку в ІЧМ НАНУ отримано рівняння [3]:

$$\lg K(\times 10^7, \text{см}^2 / \text{с}) = -5.126 + 2.234 \cdot \Delta d + 4.059 \cdot \Delta Z^y + 73.443 \cdot \Delta t g \alpha + 0.0356 \cdot \Pi + 0.0042 \cdot T \quad (1)$$

де, ΔZ^y , Δd , $\Delta t g \alpha$ - різницеві параметри вогнетриву і шлаку; Π - пористість вогнетриву, %; T - температура експлуатації вогнетриву, °С; K - константа швидкості просочення за 30 хвилин витримки ($\times 10^7$, $\text{см}^2/\text{с}$). Рівняння (1) дозволяє з задовільною для практики точністю виконувати порівняльну оцінку стійкості вогнетривів різного складу і пористості до корозійного впливу доменних шлаків при високих температурах в реально існуючому діапазоні коливання складу шлаків.

З метою оцінки впливу лужних сполук на руйнування вогнетривкої кладки доменних печей виконано дослідження складу вогнетривких матеріалів, що застосовуються у доменних печах України, яке показало, що основними складовими хімічного складу всіх вогнетривів є Al_2O_3 , SiC , SiO_2 , C та Fe_2O_3 . Для виконання порівняльної оцінки стійкості вогнетривів різного складу і пористості до корозійного впливу доменних шлаків з різним вмістом лужних сполук при високих температурах в реально іс-

нуючому діапазоні коливання складу шлаків розраховано параметри міжатомної взаємодії для оксидних систем, що знаходяться в розупорядкованому стані ZY , d , $tg\alpha$. Сумісне врахування хімічного складу шлаків та вогнетривів в виді різницевих параметрів (ΔZY , Δd , $\Delta tg\alpha$) дозволило узагальнити результати їх взаємодії та використати в якості критерію корозійної стійкості вогнетривів до шлакових розплавів – константу швидкості просочення вогнетриву шлаком (1).

Як показали розрахунки, кожний 1% оксидів лужних металів у шлаку збільшує константу швидкості просочення вогнетриву шлаком в середньому на 7%, при цьому збільшення температури шлаку на 10°C призводить до росту константи просочення вогнетриву на 12%. Таким чином, вплив лужних сполук на величину шлакороз'їдання вогнетривів буде найбільш високим у первинних шлаках, де вміст оксидів лужних металів може бути більше 10%, що призведе до збільшення константи швидкості просочення вогнетриву на 70%, тобто майже вдвічі.

Кінцевий шлак, в залежності від хімічного складу та температурно-теплових умов, в середньому містить від 0,5 до 1,5% оксидів лужних сполук, а отже константа швидкості просочення вогнетриву збільшиться на 3-10%. В умовах високих температур шлаку в зоні горну (в середньому 1450°C) вплив оксидів лужних металів є незначним, в порівнянні з впливом температури – при збільшенні температури шлаку на 50°C константа швидкості просочення вогнетриву шлаком збільшиться вдвічі. З ростом температури та зміною хімічного складу шлаку вміст оксидів калію та натрію зменшується, а отже і їх вплив на знос футерівки стає незначним. Оскільки основним чинником, що впливає на константу просочення вогнетриву в зоні горну є температура, то, виведення лужних сполук з доменної печі з кінцевим шлаком, а отже збільшення їх вмісту в ньому, не приведе до суттєвого збільшення зносу вогнетривів в зоні горну.

Список літератури

1. *Корякова О. Ф.* Совершенствование технологии доменной плавки с целью уменьшения отрицательного влияния щелочей и цинка / Корякова О.Ф., Щепанский В.В., Парцевский А.А. // Чёрная металлургия. – М., 1980. – Вып. 15. – С.13 – 33.

2. *Приходько Э. В.* Металлохимия многокомпонентных систем. – М.: Металлургия. – 1995. – 320 с.

3. Приходько Э. В. Коррозионная активность шлаков по отношению к огнеупорам и свойства доменных шлаков / Приходько Э.В., Хамхотько А.Ф., Тогобицкая Д.Н. и др. // МГП . — 2006. — №1. — С. 16-21.

УДК 669.162.267.6:669.721

**А. Г. Чернятевич¹, А. С. Вергун¹, В. Г. Кисляков¹, А. К. Тараканов²,
Н. В. Пушкаренко²**

1 – Институт черной металлургии НАН Украины, г. Днепр

2 – Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепр

СОСТОЯНИЕ И ПУТИ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИИ ПОДГОТОВКИ ЧУГУНА К КИСЛОРОДНО-КОНВЕРТЕРНОЙ ПЛАВКЕ

Чугун является основной составляющей шихты кислородно-конвертерной плавки, поэтому от его химического состава и температуры при заливке в конвертер в значительной степени зависит качество выплавляемой стали и конкурентоспособность металлопродукции в целом.

В зависимости от условий производства и требований к качеству конечного металлопроката на протяжении последних десятилетий менялась и структура технологического маршрута производства железоуглеродистого расплава.

В первоначальном варианте элемент технологического маршрута «комплексное рафинирование чугуна» в условиях японских предприятий содержал элементы обескремнивания, обесфосфоривания, обессеривания чугуна по различным вариантам технологии [1, 2].

Основным недостатком таких технологий является их многостадийность и значительное снижение температуры чугуна (150 °С и более). В настоящее время усовершенствованный технологический маршрут производства качественного металлопродукта, реализуемый на многих зарубежных предприятиях, содержит элемент внедоменной десульфурации чугуна в заливочных ковшах магнийсодержащими реагентами [3]. Такие технологии характеризуются высокой эффективностью с точки зрения глубины десульфурации чугуна и незначительными потерями тепла в процессе ковшевой обработки. Содержания кремния в чугуне при этом остается неизменным, что в условиях работы металлургических предприятий Украи-

ны в определенной степени снижает технико – экономические показатели кислородно-конвертерной плавки.

В свое время была предложена и в лабораторных условиях отработана ковшевая энергосберегающая технология рафинирования чугуна с одновременным удалением кремния и серы синтетическим шлаком, образующимся в результате вдувания в металлический расплав в кислородной струе порошка доломитизированной извести и алюминия [4]. Достигнутые при этом показатели степени обскремнивания и десульфурации чугуна составили 58,1 – 82,7 % и 64,3 – 90,1 % соответственно. Однако, несмотря на неоспоримые преимущества (одностадийность и алотермичность процесса) предлагаемая технология имеет ряд недостатков, ограничивающих их применение в промышленных условиях:

- использование дорогостоящего порошкообразного алюминия в составе смеси;
- пожаро - и взрывоопасный режим при вдувании порошковой алюминисодержащей смеси в струе кислорода.

С точки зрения простоты реализации, снижения затрат на оборудование и обеспечения безопасных условий работы предлагается пойти по пути замены порошкообразного алюминия на чушковый или прутковый. Суть усовершенствованного варианта технологии комплексной обработки чугуна с одновременным удалением кремния и серы при продувке расплава через одну погружную фурму заключается в следующем:

- производится первоначальная обработка жидкого передельного чугуна в заливочном ковше добавкой чушкового алюминия или пруткового с помощью трайб-аппарата с обеспечением необходимой концентрации растворенного алюминия в расплаве;

- затем осуществляется вдувание в жидкий чугун через погружную фурму с соплами типа «труба в трубе» порошкообразной извести в потоке несущего кислорода, окруженного защитной кольцевой оболочкой азота.

В пределах реакционной зоны, образующейся при взаимодействии кислородно-порошковой, струи с расплавом, получают развитие реакции окисления кремния и алюминия с формированием жидкоподвижного шлака системы или $\text{CaO} - \text{SiO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3$. Капли этого шлака при всплывании в пределах реакционной зоны, формирующейся вверх ствола погружной фурмы, принимают участие в процессе десульфурации металла.

Список литературы

1. Внедоменная обработка чугуна за рубежом / В.Г. Воскобойников, И.М. Перказов, В.А. Завидонский [и др.]. – М.: Институт «Черметинформация», 1986. – 32 с. – Подготовка сырьевых материалов к металлургическому переделу и производство чугуна; вып. 2.
2. Ogava Y. Progress of hot metal treatment technology and future outlook / Y. Ogava, N. Maruoka // Tetsu-to-hagane «Journal of the Iron and Steel Institute of Japan». – 2014. –v.100. – №4. – P. 434–444.
3. Внепечная десульфурация чугуна в ковшах. Технология, исследования, анализ, совершенствование / А.Ф Шевченко, И.А. Маначин, А.С. Вергун и др. –2017, Д.: Дніпро-VAL.- 252 с.
4. Чернятевич А.Г. Разработка технологии одновременного обескремнивания и десульфурации чугуна в заливочном ковше / А.Г. Чернятевич, А.С. Вергун, А.Н. Кравец, В.Н. Селищев // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. – 2000. - №10. – С.14-18.

УДК 669.184.14

К. И. Чубин, Д. С. Никитин, В. В. Бац

Днепропетровский государственный технический университет, г. Каменское

ТЕХНОЛОГИЯ ПРОДУВКИ ВАННЫ 160-Т КОНВЕРТЕРОВ И КОНСТРУКЦИЯ КИСЛОРОДНОЙ ФУРМЫ, КОТОРЫЕ ОБЕСПЕЧИВАЮТ УЛУЧШЕНИЕ ТЕПЛООВОГО БАЛАНСА ПЛАВКИ, СНИЖЕНИЕ УГАРА ЖЕЛЕЗА И ИНТЕНСИВНОСТИ ЗАМЕТАЛЛИВАНИЯ СТВОЛА ФУРМЫ И ГОРЛОВИНЫ АГРЕГАТА

Перед черной металлургией Украины поставлена задача совершенствования выплавки конвертерной стали за счет создания прогрессивных ресурсо- и энерго-сберегающих технологий. Решению данной задачи в значительной степени способствует разработка и внедрение новых вариантов конвертерных процессов с верхней и комбинированной продувкой, обеспечивающих снижение расхода чугуна и шлакообразующих материалов, улучшение процессов рафинирования, повышение выхода годного, качества металла и расширение сортамента производимой продукции.

В настоящее время в работе кислородно-конвертерных цехов, широко использующих для продления рабочей кампании конвертеров технологию нанесения шла-

кового гарнисажа на футеровку агрегата, существенно осложнились условия эксплуатации верхней кислородной фурмы, самого конвертера и котла-утилизатора. Отсутствие на протяжении значительного времени продувки достаточного по высоте слоя вспененного шлака, способного перекрыть торец головки кислородной фурмы в период интенсивного обезуглероживания ванны, приводит к интенсивному выносу за пределы реакционной зоны мелких капель металла и шлака с формированием настывей на стволе фурмы, конусной части футеровки и горловине конвертера, экранных поверхностях котла-утилизатора. Удаление настывей является трудоемкой операцией, сопряженной со снижением стойкости оборудования и потерей производительности агрегатов.

В условиях, когда продувка конвертерной ванны сопровождается усиленным выносом мелких капель металла и шлака из пределов реакционной зоны взаимодействия многоструйного кислородного дутья с расплавом, предотвратить интенсивное заметалливание ствола фурмы и горловины конвертера возможно при использовании двухъярусных фурм, обеспечивающих создание над реакционной зоной взаимодействия основных сверхзвуковых кислородных струй с конвертерной ванной своеобразной газовой завесы из дополнительного дозвукового кислородного дутья, преграждающего попадание на ствол фурмы и горловину конвертера капель металла, выносимых во встречном потоке отходящих газов. При этом важно обеспечить оптимальное дожигание отходящих газов с предотвращением агрессивного высокотемпературного воздействия факелов дожигания на футеровку конвертера, чтобы предотвратить возможный локальный износ последней в верхней конической части агрегата.

Следует особо отметить, что в настоящее время в зарубежной металлургической практике расширяется использование двухъярусных фурм для продувки конвертерной ванны. При этом, в отличие от известных отечественных исследований, зафиксировавших чрезмерный износ футеровки конической части конвертера, удалось достичь предотвращения заметалливания ствола фурмы, горловины агрегата и локального разрушения футеровки.

Список литературы

1. *Rymarchyk N.* Post combustion lances in Basic Oxygen Furnace (BOF) operations / N. Rymarchyk // *Steelmaking Conference Proceedings.* – 1998. – P. 445-449.

2. Further process improvements at Severstal Sparrows Point via new technology implementation / R.P.Stone, D.Neith, S.Koester [et al.] // AIS Tech 2009 Proceedings. – 2009. – №1. – P.737-747.

3. *Смоктий В.В.* Комбинированные процессы выплавки стали в конвертерах / В.В.Смоктий, В.В.Лапицкий, Э.С.Белокуров. – К.: Техніка, 1992. – 163 с.

4. Комбинированная продувка металла с подачей нейтрального газа через днище конвертера / Я.А.Шнееров, С.З.Афонин, В.В.Смоктий [и др.] // Сталь. – 1985. – № 11. – С. 16-21.

5. Комбинированная продувка с подачей нейтрального газа сверху и через днище конвертера / А.Г. Чернятевич, Р.С. Айзатулов, Л.М. Учитель [и др.] // Сталь. – 1989. – № 5. – С.20-23.

6. Работа 130-т конвертеров, оборудованных двухъярусными фурмами / В.И. Баптизманский, В.О. Куликов, А.Т. Китаев [и др.] // Экспресс-информация ЦНИИ и ТЭИ ЧМ. – 1974. – серия 6. – вып. 3. – С. 1-14.

7. Применение двухъярусных кислородных фурм на 130-т конвертерах / В.В. Бондаренко, В.Г. Мелихов, Ф.Т. Белин [и др.] // Бюллетень ЦНИИ ЧМ. – 1974. – № 15. – С.48-50.

8. Служба футеровки 130-т конвертеров при продувке металла кислородом через двухъярусную фурму / А.П. Кудрина, Б.В. Никифоров, А.Т. Китаев [и др.] // Огнеупоры. – 1974. – №1. – С.27-32.

УДК 669.136

Е. А. Чубина, К. И. Чубин, В. О. Фоменко

Днепропетровский государственный технический университет, г. Каменское

РАЗВИТИЕ ТЕОРИИ И УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ КОВШЕВОЙ ДЕ-СУЛЬФУРАЦИИ ЧУГУНА ПЕРЕД КИЛОРОДНО-КОНВЕРТЕРНОЙ ПЛАВКОЙ

На сегодняшний день является общепризнанным, что черным металлам отводится роль одного из необходимых элементов материальной базы современного общества. В этой связи обеспечение производства высококачественной металлопродукции, отвечающей современным требованиям потребителей, со значительным снижением ресурсо- и энергозатрат остается важной государственной задачей.

Уже давно доказано, что заниматься десульфурацией в ходе доменного и кислородно-конвертерного процессов технологически и экономически неоправданно. Процесс десульфурации в максимальной степени целесообразно вынести из доменной печи и конвертера, реализовать внепечную десульфурацию чугуна и стали и, тем самым, упростить и удешевить технологию аглодоменного и конвертерного производства.

Следует также особо отметить, что за последние 10-15 лет условия выплавки стали кислородно-конвертерным способом, занимающим ведущее место в мировом сталеплавильном производстве, существенно изменились в связи с ужесточением требований к качеству стали расширением производства легированных, коррозионностойких, электротехнических и других низкоуглеродистых марок стали.

В настоящее время широкое развитие в зарубежной металлургической отрасли, получает технология выплавки высококачественной стали с содержанием нежелательных примесей $S+P+N+H+O=0,008\%$ и ниже, включающая стадии:

- выплавки чугуна с пониженным содержанием кремния и марганца;
- внедоменной обработки чугуна с глубоким удалением кремния, фосфора и серы;
- комбинированной продувки предварительно обработанного чугуна в конвертерах с окислительно-восстановительным рафинированием расплава и стабилизацией его окисленности за счет перемешивания инертными газами;
- внепечной обработки стали в ковше с коррекцией температуры, химического состава, легированием и модифицированием перед непрерывной разливкой.

Важнейшим элементом этой комплексной технологии является внедоменная обработка чугуна со снижением концентрации кремния до 0,10-0,15%, фосфора до 0,02–0,03% и серы до 0,002 – 0,005%.

Передел такого чистого чугуна в конвертере требует меньшего (на 20–35 кг/т·стали) расхода извести, что ведет к снижению количества шлака на 25–30% и потерь железа со шлаком, к увеличению выхода годного металла на 0,8–1,0%, повышению стойкости футеровки и производительности агрегата. Кроме того, применение чистого чугуна позволяет создать стандартный технологический режим кислородной продувки с получением в конвертере стандартного чистого металлического полуфабриката и обеспечить подготовку его для внепечной обработки.

К сожалению, на Украине и в других странах СНГ даже сооруженные установки для внедоменной десульфурации чугуна на ряде металлургических предприятий

в настоящее время не используются, а установок для комплексной обработки чугуна вовсе нет.

Список літератури

1. *Колпаков С.В.* Технология производства стали в современных конвертерных цехах / С.В. Колпаков, Р. В. Старов, В. В. Смоктий и др.; Под общей ред. С. В. Колпакова. – М.: Машиностроение, 1991. – 464 с.
2. *Гловацкий А. Б.* Внедоменная десульфурация чугуна / А. Б. Гловацкий. – М: Metallurgy, 1986. – 96 с.
3. *Воронова Н.А.* Десульфурация чугуна магнием / Н. А. Воронова. – М.: Metallurgy, 1980. – 240 с.

УДК 669.184

П. О. Юшкевич, Л. С. Молчанов, В. В. Вакульчук

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

ПЕРЕВАГИ ВИКОРИСТАННЯ ДВОЯРУСНИХ ФУРМ НА ПРИКЛАДІ КИСНЕВО-КОНВЕРТЕРНИХ ЦЕХІВ УКРАЇНИ

В сучасних умовах дефіциту якісних шихтових матеріалів для виробництва сталі в кисневих конвертерах дуже гостро постає необхідність пошуку нових методів збалансування теплової роботи сталеплавильних агрегатів. Одним з перспективних напрямків вдосконалення виробничого циклу виплавки сталі є використання кисневих фурм спеціальної конструкції, а саме двоярусних.

В Україні впровадження нових конструкцій двоярусних фурм, насамперед, розпочалося в умовах роботи Криворізького металургійного заводу «КМЗ», що зараз має назву АрселорМіттал Кривий Ріг ПАО «АМКР» та Єнакіївського металургійного заводу ПАО «ЄМЗ». Параметри фурм, що використовувалися на них, наведено у таблиці.

Розробка нових конструкцій двоярусних фурм для умов роботи ПАО «АМКР», ПАО «ЄМЗ» відбувалась із застосуванням досвіду закордонних аналогів [1,2] та високотемпературного моделювання [3-5].

Дослідно-промислові плавки з відпрацювання технології продувки ванни 160–т конвертерів ПАО «АМКР», ПАО «ЄМЗ» з використанням розроблених конструкцій двоярусних фурм (див. таблицю) було проведено у несприятливих умовах [3-5]. Не зважаючи на це, у ході їх проведення було зафіксовано покращення: теплового балансу плавки; шлакоутворення; зниження розвитку викидів і виносів та низку інших переваг.

Таблиця – Параметри двоярусних фурм, розроблених для умов роботи ПАО «АМКР» та ПАО «ЄМЗ» [3-5]

Показники	Ємність конвертера	Інтенсивність продувки	Кількість сопел	Кут нахилу сопел	Відстань між ярусів	Висота фурми
	т	м ³ /мін·т	шт	° (град.)	мм	мм
«АМКР» (а)	160	<u>2,18-2,25</u> 0,16-0,2	<u>4 л</u> 12 ц	<u>15 л</u> 30 ц	2500	2700 - 1100
«АМКР» (б)	160	<u>2,25 - 2,375</u> 0,16-0,2	<u>5 л</u> 12 ц	<u>20 л</u> 30 ц	2500	2700 - 1100
«ЄМЗ» (а)	160	<u>2,375-2,65</u> 0,125-0,14	<u>5 л+1 ц</u> 8 ц	<u>20 л+0 ц</u> 30 ц	2500	2500 - 1100
«ЄМЗ» (б)	160	<u>2,375-2,65</u> 0,156-0,218	<u>5 л+1 ц</u> 8 ц	<u>20 л+0 ц</u> 45 ц	2500	2500 - 1100
<u>Чисельник (наконечник фурми)</u> <u>Знаменник (верхній продувний блок)</u>						

л – сопла Лаваля; ц – циліндричні сопла

У цілому можна відзначити, що використання двоярусних фурм в сучасних умовах роботи національних киснево-конвертерних цехів України може забезпечити [3-5]:

- збільшення кількості керуючих дій на хід продувки, що сприяє стабілізації розвитку фізико-хімічних процесів та спокійному ходу продувки;
- покращення теплового балансу конвертерної плавки, за рахунок підвищення показника допалювання СО до СО₂, що дозволяє стабілізувати та прискорити процес шлакоутворення;
- одночасну продувку двома типами газів, що забезпечує гнучкість у керуванні шлаковим режимом та розвитком макрофізичних явищ у ході продувки;
- збільшення кількості металевого лому у завалці, вапна, плавикового шпату, агломерату та хромової руди, без застосування додаткових енергоносіїв;
- зменшення інтенсивності заметалювання фурми та киснево-конвертерного обладнання.

У зв'язку з цим використання двоярусних та розробка нових типів багатоярусних фурм є перспективним напрямком у киснево-конвертерному виробництві.

Перелік посилань

1. *Rymarchyk N.* Post combustion lance in Basic Oxygen Furnace (BOF) operations / N. Rymarchyk // *Steelmaking Conference Proceedins.* – 1998. – P. 445-449.
2. *Ughadpada K.* Production improvement of No.2 BOSP et ESAI / K. Ughadpada, S. Briglio, G. Mohammed // *Iron and Steel Technology.* – 2010. – №11. – P. 59-64.
3. Новые направления в использовании двухъярусных фурм для продувки конвертерной ванны / А.Г. Величко, А.Г. Чернятевич, Е.Н. Сигарев [и др.] // *Теория и практика металлургии.* – 2011. – №5-6. – С. 12-18
4. *Чернятевич А.Г.* Разработка и совершенствование конструкции двухъярусной фурмы для 160-т конвертеров ПАО «ЕМЗ» / А.Г. Чернятевич, А.Г. Коваленко, А.В. Сущенко // *Теория и практика металлургии.* – 2014. – №3-6. – С. 20-28.
5. *Чернятевич А.Г.* Повышение эффективности верхней продувки ванны 160-т конвертеров с использованием двухъярусной кислородной фурмы / А.Г. Чернятевич, В.В. Вакульчук, Е.Н. Сигарев // *Сталь.* – 2017. – №9. – С.9-13.

УДК 669.162

М. В. Ягольник, А. С. Шкляр

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ХАРАКТЕРИСТИК ШИХТОВИХ МАТЕРІАЛІВ НА АГЛОМЕРАЦІЙНИЙ ПРОЦЕС

В даній роботі проаналізовані і узагальнені теоретичні і прикладні дослідження впливу характеристик та варіантів підготовки шихтових матеріалів на процес огрудкування, якість агломерату та продуктивність процесу. Розглянуті пропозиції і способи зміни характеристик звороту перед використанням його у агломераційній шихті. Запропоновані різні варіанти, зокрема використання роздільного зволоження звороту при використанні різної його крупності.

Як показує ряд літературних джерел дуже важливу роль у формуванні агломераційної шихти відіграє вихідний гранулометричний склад матеріалів, у тому числі і руди [1].

Як відомо, для досягнення високої продуктивності аглопроцесу необхідно інтенсивна подача повітря в шар, що спікається. Між тим віддозована агломераційна ши-

хта, складена на основі концентратів, має дуже маленький еквівалентний діаметр зерна та шар такої шихти буде володіти низькою газопроникністю, тому звичайно у шихти повинна бути присутня як дрібна, так і крупна фракція [2].

Іншими дослідниками [3] також було доказано що при збільшенні в шихті гранул крупністю більше 5 мм, міцність агломерату знижується, хоча при цьому зростає еквівалентний діаметр шматків.

В даній роботі була спроба прослідкувати за параметрами агломераційного процесу при використанні в шихті звороту різного гранулометричного складу (в першій серії змінювалося співвідношення між крупним 5-10 мм та дрібним 0-5 мм зворотом; у другій серії були використані фракції звороту 0-3, 0-5, 0-7, 0-10 та 3-10, 5-10, 7-10 мм).

При цьому також кожний варіант спікання дублювався перший дубль спільне зволоження усіх матеріалів, другий дубль – окреме зволоження звороту перед подачею його у шихту, а потім сумісне огрудкування.

Планувалося простежити за показниками аглопроцесу при зміні озвучених вище характеристик звороту та параметрів зволоження шихти, що вилилося у проведення 20 дослідів.

По отриманим результатам експериментів необхідно відзначити позитивну роль запропонованого технічного рішення, щодо окремого зволоження звороту, яке позитивно вплинуло на вихід годного агломерату, який становив 60-70% та міцність агломерату, яка склала 95-97%. Вплив роздільного зволоження звороту особливо проявився при використанні крупного звороту фракцій 3-10, 5-10, 7-10 мм.

Найбільша продуктивність процесу спостерігається у досліді 4 (спільне зволоження шихти, зворот 50 % крупний на 50 % дрібний) - 1,82 т/м²·год; та 7 (відповідно зволоження тільки звороту, крупність звороту 0-10 мм) – 1,78 т/м²·год. Тут позитивну роль виконало так зване окреме зволоження звороту, завдяки йому вдалося покращити умови отримання гранул шихти, що відобразилося на газопроникності шихти.

Таким чином, можна відзначити ефект від застосування роздільного зволоження звороту. Однак для повного розкриття потенціалу цього способу підготовки звороту потрібно провести більш детальні дослідження.

Список літератури

1. Изменение гранулометрического состава шихты при агломерации / *Г.Н. Серебряник и др.* // Окускование железных руд и концентратов: темат.отрасл. сб. «Уралмеханобр». Свердловск, 1975. № 2. С. 42-46.

2. *Коротич В.И., Фролов Ю.А., Каплун Л.И.* Теоретические основы технологий окускования металлургического сырья. Агломерация: учебное пособие. - Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2005. - 417 с.

3. *Кабаков З.К. и др.* / Косвенный критерий качества агломерата // Изв. вузов. ЧМ. 2008. № 5. С. 10-12.

Наукове видання

ЛИТВО. МЕТАЛУРГІЯ. 2020

Матеріали XVI МІЖНАРОДНОЇ
НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ
ЛИТВО 2020

Матеріали IX МІЖНАРОДНОЇ
НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ
МЕТАЛУРГІЯ 2020

Редактори: Т.В. Берлізева, С.В. Гнилоскуренко, Стоянов А.М.

Випуск підготовлено до друку
Запорізькою торгово-промисловою палатою

Підп. до друку 23.04.20 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 типографії 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

ХVІ МІЖНАРОДНА
НАУКОВО-ПРАКТИЧНА КОНФЕРЕНЦІЯ
ЛИТВО - 2020

8 – 10 ВЕРЕСНЯ 2020 РОКУ
ЗАПОРІЖЖЯ

ІХ МІЖНАРОДНА
НАУКОВО-ПРАКТИЧНА КОНФЕРЕНЦІЯ
МЕТАЛУРГІЯ - 2020

