



Міністерство освіти та науки України
Національна академія наук України

Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут»



Фізико-технологічний інститут
металів та сплавів НАН України



Український державний університет науки та технологій

Асоціація ливарників України



Національний університет «Одеська політехніка»

Національний університет «Запорізька політехніка»



Otto von Guericke University Magdeburg

AGH University of Krakow



Запорізька торгово-промислова палата

МАТЕРІАЛИ

XIX МІЖНАРОДНОЇ

НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ

ЛИТВО 2023

XII МІЖНАРОДНОЇ

НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ

МЕТАЛУРГІЯ 2023



10 – 12 жовтня 2023 РОКУ

**УКРАЇНА, ХАРКІВ-КИЇВ
2023**

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2023

УДК 621.74+669(063)

Л64

ISBN 978-966-488-169-9

Литво. Металургія. 2023: Матеріали ХІХ Міжнародної науково-практичної конференції (10-12 жовтня 2023 р., м. Харків-м. Київ) / Під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. – Харків, НТУ «ХПІ». – 449 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 № 7 від 15.09.2023

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

<https://doi.org/10.15407/foundry-metallurgy-2023>

Foundry. Metallurgy. 2023: Materials of the XIX International Scientific and Practical Conference (October 10-12, 2023, Kharkiv-Kyiv) / Proceedings ed. Dr.Sci., Prof. Ponomarenko O.I. - Kharkiv, NTU "KhPI". - 449 pages.

The Proceeding presents materials related to the current problems of foundry and metallurgy: obtaining, processing and structuring of alloys; advanced technologies and equipment in foundry production; promising molding materials and mixtures, technological processes of manufacturing molds and rods; modeling, computer and information technologies in foundry production; special methods of casting and casting of composite materials; methods of control of foundry and metallurgical processes, economics and ecology of foundry production.

The Proceeding is intended for engineering and technical workers of metallurgical and machine-building enterprises and research institutes, graduate students and students of higher educational institutions.

Printed by the decision of the Academic Council of the National Technical University "Kharkiv Polytechnic Institute", Protocol No. 7 dated 09/15/2023

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

ISBN 978-966-488-169-9

© НТУ «ХПІ», 2023

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., проф., член-кор. НАН України, директор Фізико-технологічного інституту металів і сплавів Національної академії України (ФТІМС НАНУ), Київ;

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Афтанділянц Є. Г. – д.т.н., проф., зав. каф. Національного університету біоресурсів і природокористування України (НУБіП), Київ;

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

Burbelko A. – Prof., AGH University of Krakow, Krakow, Poland;

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

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

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

Єпіфанов В.В. – проф., директор ННІ Механічної інженерії та транспорту НТУ «ХПІ», Харків;

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2023

Predrag Dasic – Prof., Scientifical and Technical Center for Intellectual Property Ltd., Vrnjсka Banja; Serbia;

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

Іванов В.Г. – д.т.н., доц., зав. каф. НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя;

Калюжний П.Б. – к.т.н., заст. директора з наукової роботи ФТІМС НАНУ, Київ;

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

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

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

Мілко Міланов – президент Європейської Ливарної Асоціації /CAEF, Керівник «Кластера ливарних технологій» («Інститут лиття металів та ливарних технологій» та «ТЕЛЕМАТ ТРЕЙД ООД»), Софія, Болгарія;

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

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

Ноговіцин О.В. – д.т.н., зав. відділу 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;

Rüdiger Bähr – Prof., Otto von Guericke University Magdeburg, Magdeburg, Germany;

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

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

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

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

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

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

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

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

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

ЗМІСТ

**МАТЕРІАЛІВ XIX МІЖНАРОДНОЇ НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ
«ЛИТВО-2023»**

T.V. Berlizieva, I.V. Lukianov, B.O. Pichynevskiy. ASPECTS OF USING THE FORMING SHAKING MACHINE AND INCREASE IN ITS WORK EFFICIENCY FOR OBTAINING HIGH-QUALITY MOLDS.....13

O. V. Derev'yanko, I. A. Nebozhak, T. I. Istomina. MANUFACTURING OF COMPOSITE MATERIAL OF ABRASIVES COMPOSITION – METAL BINDER USING SPS TECHNOLOGY.....14

M. V. Koshelev, A. G. Prigunova, A. G. Vernidub. THE EFFECTS OF MN ADDITION FOR THE PREDICTION OF THE THIXOFORMABILITY OF FE-CONTAINING AL-SI BASED ALLOYS.....17

I.A. Nebozhak, O.V. Derev'yanko, A.M. Verkhovliuk. RESEARCH OF THE POSSIBILITY OF OBTAINING A TWO-DIMENSIONAL CAST COMPOSITE MATERIAL OF “GRAY CAST IRON – STEEL – HEAT-RESISTANT CAST IRON” SYSTEM21

N.E. Tverdokhliebova, N.S. Yevtushenko. ENSURING THE SAFETY OF EMPLOYEES OF METALLURGICAL ENTERPRISES IN THE CONDITIONS OF SUSTAINABLE DEVELOPMENT.....24

Є. Г. Афтанділянц. ОПТИМІЗАЦІЯ ПРОЦЕСУ МОДИФІКУВАННЯ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ.....26

Є. Г. Афтанділянц. МІСЦЕВЕ ВІДНОВЛЕННЯ ОКАЛИНИ НА ВИЛИВКАХ.....32

Є. Г. Афтанділянц. ЗАКОНОМІРНОСТІ ВПЛИВУ ПАРАМЕТРІВ СТРУКТУРИ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЛИТИХ НОРМАЛІЗОВАНИХ СТАЛЕЙ.....38

A. С. Барсук. ВПЛИВ СКЛАДУ ЧАВУНУ ДЛЯ ЛИТИХ ДЕТАЛЕЙ, ЩО ПРАЦЮЮТЬ В УМОВАХ АБРАЗИВНОГО ТЕРТЯ, НА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ.....41

В. І. Белік, А. Г. Пригунова, М. В. Кошелєв, А. Г. Вернідуб. ВПЛИВ ВОДНЕВОГО ОБРОБЛЕННЯ АЛЮМІНІЙ-КРЕМНІЄВОГО СПЛАВУ НА ФОРМОУТВОРЕННЯ ТА РОЗМІР ПЕРВИННИХ КРИСТАЛІВ КРЕМНІЮ.....43

В. І. Белік, Т. Г. Цир, В. М. Дука. ПЕРЕМІШУВАННЯ РОЗПЛАВУ ЯК НЕОБХІДНИЙ ЕЛЕМЕНТ ТЕХНОЛОГІЇ ПРЯМОГО ТЕРМІЧНОГО МЕТОДУ (DTM).....47

В. І. Белік, Л. К. Шеневидько, В. М. Дука, Т. Г. Цир. ПРО МЕХАНІЗМИ ПОДРІБНЕННЯ ПЕРВИННИХ КРИСТАЛІВ АЛЬФА ФАЗИ АЛЮМІНІЄВО-КРЕМНІЄВОГО СПЛАВУ, ЩО ТВЕРДНЕ В УМОВАХ ПЕРЕМІШУВАННЯ51

В. І. Белік, Л. К. Шеневидько, В. Ю. Шейгам, Н. П. Ісайчева. БЕЗКОНТАКТНИЙ ДАТЧИК ПЕРЕМІЩЕННЯ НА ОСНОВІ ОПТИЧНОЇ КОМП'ЮТЕРНОЇ МИШІ.....55

А. Г. Борисов. ДЕНДРИТНА ТА РОЗЕТКОВА МОРФОЛОГІЯ ПЕРВИННОЇ ФАЗИ ПРИ ЛИТТІ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ У МЕТАЛЕВИЙ КОКІЛЬ.....	57
В. Б. Бубликов, Ю. Д. Бачинський, О. П. Нестерук, В. О. Овсянников, Н. П. Моїсеєва, С. М. Медвідь. ОСОБЛИВОСТІ ТЕХНОЛОГІЇ ОДЕРЖАННЯ ЛЕГОВАНОГО НІКЕЛЕМ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ВЧ700 З ПІДВИЩЕНИМ РІВНЕМ ПЛАСТИЧНОСТІ.....	62
В. Б. Бубликов, Ю. Д. Бачинський, О. П. Нестерук, В. О. Овсянников, Н. П. Моїсеєва. ВПЛИВ ЗМЕНШЕННЯ МАСОВОЇ ЧАСТКИ КРЕМНІЮ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ З КУЛЯСТИМ ГРАФІТОМ.....	64
В. Б. Бубликов, Д. М. Берчук, О. О. Ясинський, С. М. Медвідь. ВНУТРІШНЬОФОРМОВЕ МОДИФІКУВАННЯ НІКЕЛЬ-МАГНІЄВОЮ ЛІГАТУРОЮ ДЛЯ ОДЕРЖАННЯ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ.....	66
В. Б. Бубликов, О. П. Нестерук, Ю. Д. Бачинський. ПЕРСПЕКТИВИ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛИТТЯ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ В УКРАЇНІ.....	69
М. М. Воробйов, О. І. Пономаренко, Н. С. Євтушенко. ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКИ БЛОК КАРТЕРА В УМОВИ ДРІБНОСЕРІЙНОГО ВИРОБНИЦТВА.....	71
С.В. Гнилоскуренко, О.П. Білоусова. НАУКОМЕТРІЯ ТА ЇЇ ПОКАЗНИКИ В НАУКОВІЙ ДІЯЛЬНОСТІ.	73
Д. О. Дереча, О. Л. Гончаров. МЕТОДИКА ВИЗНАЧЕННЯ ОДНОРІДНОСТІ СТРУКТУРИ ВІДЛИВОК, ЩО МІСТЯТЬ ФЕРОМАГНІТНУ ФАЗУ.....	76
В. С. Дорошенко, С. І. Клименко. ОГЛЯД ПРОЦЕСУ ЛИТТЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ, В ТРЬОХ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ВАРІАНТАХ СТОСОВНО ГАЗОВОГО РЕЖИМУ ЛИВАРНОЇ ФОРМИ.....	78
В. С. Дорошенко, С. І. Клименко. ПРО НЕЗАДІЯНИЙ ПОТЕНЦІАЛ ВАКУУМОВАНОЇ ЛИВАРНОЇ ФОРМИ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ЗАГАРТОВАНИХ ВИЛИВКІВ ДЛЯ ЗЕМЛЕРИЙНОЇ ТЕХНІКИ.....	83
Ю.В. Доценко, В.Ю. Селівьорстов. ВПЛИВ МОДИФІКУВАННЯ НА ВЛАСТИВОСТІ ВИЛИВКА ІЗ СПЛАВУ СИСТЕМИ Al-Si ПРИ ЛИТТІ ПІД ВИСОКИМ ТИСКОМ....	87
С.Д. Євтушенко, О.В. Акімов. ВПЛИВ ТИСКУ НА ПРОЦЕС ПРИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ПІД ТИСКОМ.....	88
Є.Д. Євтушенко, Н.Й. Заполовський. ЙМОВІРНІСНІ МЕТОДИ РОЗРАХУНКУ ШИХТИ.....	90
Н. С. Євтушенко, І. О. Мезенцева, О. І. Пономаренко, С. М. Мезенцев. ФОРМУВАННЯ ТА ПРОФІЛАКТИКА ПРОФЕСІЙНИХ ЗАХВОРЮВАНЬ ОБРУБУВАЧІВ ЛИВАРНИХ ЦЕХІВ.....	92

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2023

Н.С. Євтушенко, Н.Є. Твердохлебова. ФУНКЦІОНУВАННЯ СИСТЕМ МЕНЕДЖМЕНТУ ОХОРОНИ ПРАЦІ В МЕТАЛУРГІЙНІЙ ГАЛУЗІ.....	95
Л.Х. Іванова, Є.В. Колотило. ДВОШАРОВІ ПРОКАТНІ ВАЛКИ ЛЕГОВАНІ МІДДЮ.....	98
В. В. Каверинський, А. І. Троцан, З. П. Сухенко. ВПЛИВ ДЕФОРМАЦІЙНО-ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА МІЦНІСТЬ І ПЛАСТИЧНІСТЬ ДООБТЕКТИЧНИХ СИЛУМІНІВ.....	99
Ю. Г. Квасницька, І. І. Максюта, О. В. Михнян, О. В. Нейма, К. Г. Квасницька. МЕХАНІЗМ НЕЙТРАЛІЗАЦІЇ ЛУЖНИХ МЕТАЛІВ ПРИ ОТРИМАННІ ВИСОКОТОЧНИХ ДЕТАЛЕЙ З ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ.....	102
С. І. Клименко, В. С. Дорошенко. ПРО ПЕРЕДУМОВИ І НАПРЯМИ ЦИФРОВІЗАЦІЇ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА.....	104
С. І. Клименко, В. С. Дорошенко. ПРИКЛАДИ ЛИТТЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ, В КИТАЇ.....	110
Ю. Ю. Ладарева, О. І. Рибіцький. МЕТОД УТИЛІЗАЦІЇ ВІДХОДІВ ПІНОПОЛІСТИРОЛУ ШЛЯХОМ ОТРИМАННЯ ЗВ'ЯЗУЮЧИХ НА ЇХ ОСНОВІ.....	112
Т.В. Лисенко, М.І. Замятін, М.П. Тур, К.В. Кисельов, К.О. Данілова. ТЕХНОЛОГІЯ ВИГОТОВЛЕННЯ СПЕЦІАЛЬНОГО ЛИВАРНОГО СПЛАВУ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЮ.....	114
Т.В. Лисенко, В.В. Ясюков, М.П. Тур. ГАРЯЧІ ТРІЩИНИ В СТАЛЕВИХ ВИЛИВКАХ.....	115
В. Ю. Лисенков. ПОШУК РЕЗЕРВІВ ЗНИЖЕННЯ РЕСУРСОВИТРАТ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ ГАЛЬМОВИХ БАРАБАНІВ АВТОМОБІЛІВ КРАЗ.....	118
В. А. Локтіонов - Ремізовський, Н. В. Кир'якова, О. А. Щерецький, М. М. Грібов. ВПЛИВ МІДІ НА ОСОБЛИВОСТІ ЕВТЕКТОЇДНОЇ РЕАКЦІЇ У СТРУКТУРІ ЗАЕВТЕКТОЇДНИХ СТАЛЕЙ	121
В. А. Локтіонов - Ремізовський, Н. В. Кир'якова, О. А. Щерецький, В. Г. Новицький. ФОРМУВАННЯ МІДНОЇ ФАЗИ «ТВЕРДЕ МАСТИЛО» У СТРУКТУРІ ЛИВАРНИХ ЗАЕВТЕКТОЇДНИХ СТАЛЕЙ	126
Р. В. Лютий, М. В. Тишковець, Д. В. Люта. ФОСФОСУЛЬФАТНИЙ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИЙ МАТЕРІАЛ ДЛЯ ЛИВАРНИХ СТРИЖНІВ.....	129
В. Л. Мазур, К. А. Сіренко. ПОРІВНЯЛЬТНИЙ АНАЛІЗ СТАНДАРТІВ НА ГАЛЬМОВІ КОЛОДКИ ЗАЛІЗНИЧНОГО ТРАНСПОРТУ З ЧАВУНУ ТА КОМПОЗИЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ.....	132

С. М. Мезенцев, О. І. Пономаренко, Н. С. Євтушенко, І. О. Мезенцева. ОСОБЛИВОСТІ ЛЕГУВАННЯ ЧАВУНІВ ТА СТАЛЕЙ ВІДХОДАМИ МАШИНОБУДІВНИХ ПІДПРИЄМСТВ.....	135
А. Г. Мешкова, Е. В. Беймо. ХАРАКТЕРИСТИКА БЕЗКОНТАКТНИХ ЗАКРИТИХ КОНТУРІВ У СКЛАДІ УСТАТКУВАННЯ ДЛЯ ОЧИЩЕННЯ І ОХОЛОДЖЕННЯ ВОДИ ПІДПРИЄМСТВА «ДНІПРОСТАЛЬ. МЕТАЛУРГІЙНИЙ ЗАВОД. ТОВ».....	137
А. Г. Мешкова, О. М. Прокопенко. ХАРАКТЕРИСТИКА КОНТАКТНИХ КОНТУРІВ ОХОЛОДЖЕННЯ ТА СИСТЕМИ ОЧИСТКИ ВОДИ ПІДПРИЄМСТВА «ДНІПРОСТАЛЬ. МЕТАЛУРГІЙНИЙ ЗАВОД. ТОВ»	142
І. А. Небожак, О. В. Дерев'янка, Д. С. Каніболоцький, А. М. Верховлюк. ВПЛИВ ПОКАЗНИКІВ ЗАСВОЄННЯ КРЕМНІЮ МАТРИЧНИМ РОЗПЛАВОМ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ СІРОГО ЧАВУНУ, МОДИФІКОВАНОГО З ВИКОРИСТАННЯМ ДИСПЕРСНО-НАПОВНЕНОЇ МОДЕЛІ, ЩО ГАЗИФІКУЄТЬСЯ.....	148
А. М. Недужий. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТИПУ ЛИВНИКОВО-ЖИВИЛЬНОЇ СИСТЕМИ НА ФОРМУВАННЯ НЕДЕНДРИТНОЇ СТРУКТУРИ ПЕРВИННОЇ ФАЗИ У ВИЛИВКУ ІЗ СПЛАВУ АК7ч.....	152
А. М. Недужий, А. Г. Вернидуб. ЗАСТОСУВАННЯ ЗАЕВТЕКТИЧНИХ ТА ПОРШНЕВИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ В МАШИНОБУДУВАННІ.....	154
А. М. Недужий, А. Г. Пригунова. ВИКОРИСТАННЯ ВИСОКОМІЦНИХ ЛИВАРНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ В ПРОМИСЛОВОСТІ.....	156
В. Г. Новицький, В. А. Локтіонов-Ремізовський, В. Л. Лахненко, В. В. Тихонович, І. В. Олексенко, Н. В. Кир'якова. ЗНОШУВАННЯ ЛИТИХ ЗАЕВТЕКТОЇДНИХ СТАЛЕЙ З МАТРИЧНИМ МАСТИЛОМ В УМОВАХ СУХОГО ТЕРТЯ.....	159
О. В. Ноговіцин, І. Р. Баранов, В. П. Школяренко, С. В. Пригунов. ЗАКОНОМІРНОСТІ ВПЛИВУ ШВИДКОСТЕЙ ОХОЛОДЖЕННЯ РОЗПЛАВУ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ПРИ ЛИТТІ-ПРОКАТЦІ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ.....	163
А. С. Нурадинов, О. В. Ноговіцин, В. П. Школяренко, І. А. Нурадінов, О. В. Чистяков. МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ УТВОРЕННЯ ЗАРОДКІВ В РОЗПЛАВАХ МЕТАЛІВ ПРИ ЇХ ОХОЛОДЖЕННІ.....	169
П.С. Пензев. ІНЖЕНЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПРОЦЕСІВ ЛИТТЯ СКЛАДНИХ КОРПУСНИХ ВИЛИВКІВ НА ПРИКЛАДІ ДЕТАЛІ-ПРЕДСТАВНИКА ДВИГУНУ ТИПУ 4ДТНА1.....	172
А. Г. Пригунова, В. Д. Бабюк, Є. А. Жидков, М. В. Кошелєв, Т. Г. Цір. РОЛЬ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ У ПРОЦЕСАХ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТА ФОРМУВАННЯ ЗАЛІЗОВМІСНИХ ФАЗ У СПЛАВІ АК5М2 З 0,8 % ЗАЛІЗА.....	173

А. Г. Пригунова, В. Д. Бабюк, Є. А. Жидков, М. В. Кошелєв, Т. Г. Цір. ВПЛИВ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ НА МІКРОСТРУКТУРУ ТА ФАЗОВИЙ СКЛАД ЗАЛІЗОВ-МІСНИХ ІНТЕРМЕТАЛІДІВ У СПЛАВІ АК5М2 З ВМІСТОМ ЗАЛІЗА 3,3 %.....	179
А. Г. Пригунова, Є. А. Жидков, В. Д. Бабюк. ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ СПЛАВУ ВАЛ10 ДРІБНОКРИСТАЛІЧНИМИ ЛІГАТУРАМИ.....	184
А. Г. Пригунова, Є. А. Жидков, В. Д. Бабюк, Л. К. Шеневідько, Т. Г. Цір. СТРУКТУРА ТА МІЦНІСНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЛАВУ ВАЛ10, МОДИФІКОВАНОГО ДРІБНОКРИСТАЛІЧНИМИ ЛІГАТУРАМИ.....	188
А.А. Севоян. ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ПІД ЧАС ВИРОБНИЦТВА ТІЛ ОБЕРТАННЯ З МІДНИХ СПЛАВІВ.....	194
В.Ю. Селівьорстов, Ю.В. Доценко, Т.В. Селівьорстова. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ МОДИФІКУВАННЯ ДИСПЕРСНИМ КАРБІДОМ КРЕМНІЮ НА ЩІЛЬНІСТЬ ВТОРИННОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ AL-SI.....	195
Р. А. Сергієнко, А. М. Верховлюк, О. А. Щерецький, В. О. Щерецький, О. В. Железняк. ОСОБЛИВОСТІ ОДЕРЖАННЯ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ ЗА ДОПОМОГОЮ ІНДУКЦІЙНОЇ ПЛАВКИ	197
К. А. Сіренко. ПЕРСПЕКТИВНІ НАПРЯМИ РОЗВИТКУ МЕТОДИКИ ВИЗНАЧЕННЯ СКЛАДУ ШИХТИ ПРИ ВИПЛАВЛЕННІ ЧАВУНУ.....	200
О. М. Смірнов, А. Ю. Семенко, Ю. П. Скоробагатько, М. С. Горюк, Ю. О. Смірнов, В. В. Буряк, Д. І. Гойда, А. О. Горшков, Л. М. Лакомська. ПЕРСПЕКТИВИ ЗАСТОСУВАННЯ ЗОВНІШНІХ ФІЗИЧНИХ ДІЙ У КРИСТАЛІЗАТОРІ, ЗОНІ ВТОРИННОГО ОХОЛОДЖЕННЯ ТА ЗОНІ ФІНАЛЬНОГО ТВЕРДНЕННЯ БЕЗПЕРЕРВНОЛИТОЇ ЗАГОТОВКИ.....	202
О. М. Смірнов, В. Є. Ухін, А. Ю. Семенко, Ю. П. Скоробагатько, Ю. О. Смірнов, М. С. Горюк, Д. І. Гойда, Л. С. Воронько. ШЛЯХИ ОПТИМІЗАЦІЇ УМОВ РОЗЛИВАННЯ РІДКОЇ СТАЛІ І ФОРМУВАННЯ БЕЗПЕРЕРВНОЛИТИХ ЗАГОТОВОК В КРИСТАЛІЗАТОРІ МБЛЗ.....	205
О. М. Смірнов, С. В. Семірягін, Ю. П. Скоробагатько, А. Ю. Семенко, М. С. Горюк, А. О. Горшков, Ю.Ю. Куліш, Є. О. Карпухін. ВИКОРИСТАННЯ ЗОВНІШНІХ ЕНЕРГЕТИЧНИХ ВПЛИВІВ ДЛЯ ПОКРАЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ Al-Zn-Mg.....	207
В.О. Стригун, Н.М. Волошин, С.В. Гнилоскуренко, Л.С. Чаплигіна. ОНОВЛЕННЯ ДЕРЖАВНИХ СТАНДАРТІВ УКРАЇНИ: МЕТАЛИ ЧОРНІ ВТОРИННІ.....	209
Н.Є. Твердохлебова, О.І.Пономаренко. ШЛЯХИ ЗНИЖЕННЯ ШКІДЛИВОГО ВПЛИВУ ПРОМЕНИСТОГО ТЕПЛА НА РОБІТНИКІВ ЛИВАРНИХ ЦЕХІВ.....	212

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2023

А. М. Тимошенко, О. В. Шматко, В. П. Лихошва, М. І. Голубчик. ОЦІНКА ВПЛИВУ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ НА ШВИДКІСТЬ ПРОВЕДЕННЯ ПРОЦЕСУ ВИГОТОВЛЕННЯ БІМЕТАЛЕВОЇ ШТАБИ ЛИВАРНИМ БЕЗПЕРЕРВНИМ СПОСОБОМ.....	214
М.С. Треньов, О.І. Пономаренко, Т.В. Берлізева . ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ТА ФІЗИЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ЗА ДОПОМОГОЮ ВИКОРИСТАННЯ НАНОДИСПЕРСНИХ МАТЕРІАЛІВ.....	217
В.Є. Хричиков, О.Д. Семенов, Л.Х. Іванова, О.В. Меняйло, Є.Г. Афтандіянц, С.Г. Гнилоскуренко. ОБГОВОРЕННЯ ДОЦІЛЬНОСТІ КОРЕГУВАННЯ ТЕРМІНУ УТЯЖИНА В ДСТУ 9051:2020	220
Т. Г. Цір. ВПЛИВ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ РОЗПЛАВУ НА МІКРОСТРУКТУРУ ЗАЕВТЕКТИЧНИХ СИЛУМІНІВ.....	221
І. А. Шалевська, В. С. Дорошенко, М. М. Дьяченко. ОСОБЛИВОСТІ ВИБОРУ ДИСПЕРСНИХ НЕМЕТАЛЕВИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ АРМУВАННЯ ЛИТИХ МЕТАЛОКОНСТРУКЦІЙ.....	224
І. А. Шалевська, М. М. Дьяченко. МЕХАНІЗМ ОДЕРЖАННЯ КОМПОЗИЦІЙНОГО ВИЛИВКА З СІРОГО ЧАВУНА З ВИКОРИСТАННЯМ КЕРАМІЧНИХ АРМУЮЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ.....	227
В. Ж. Шемет, А. Ю. Семенко, М. М. Ворон, А. М. Тимошенко. ДОСЛІДЖЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ Fe-Mn-Al-C СТАЛЕЙ.....	230
М.І. Шклярук, О.В. Масалітіна. ГАЗОВА ПОРИСТІСТЬ У ВИЛИВКАХ: ПРИЧИНИ ТА МЕТОДИ УСУНЕННЯ.....	233
В. П. Школяренко. МЕТОД ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ПЕРЕМІШУВАННЯ РОЗПЛАВУ У ЛИВАРНИХ ІНДУКЦІЙНИХ ПЕЧАХ	234
В. П. Школяренко, А. С. Нурадинов, С. В. Пригунов, І. А. Нурадинов. МЕТОД УНИКНЕННЯ ГАРЯЧЕЛАМКОСТІ ТРУБНИХ ЗАГОТОВОК ЗІ СПЛАВУ АМг6 ПРИ ЛИТТІ У КОКІЛЬ ШЛЯХОМ ОПТИМІЗАЦІЇ ТЕМПЕРАТУРНИХ ПАРАМЕТРІВ ЛИТТЯ ТА ЗАСТОСУВАННЮ ВІБРАЦІЇ.....	237
В. П. Школяренко. ОБГРУНТУВАННЯ ВИМОГ ДО МЕТАЛУРГІЙНИХ ТА ЛИВАРНИХ ПЕЧЕЙ НА ОСНОВІ АНАЛІЗУ СУЧАСНИХ ТЕНДЕНЦІЙ ЇХ РОЗВИТКУ	242
В. П. Школяренко. ПЕРСПЕКТИВИ РОЗВИТКУ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ ШТУЧНОГО ІНТЕЛЕКТУ.....	245
В. О. Щерецький, О. А. Кузменко, О. А. Набока, О. А. Каранда, А. М. Верховлюк. ОСОБЛИВОСТІ УТВОРЕННЯ ФУНКЦІОНАЛЬНИХ ПОВЕРНЕВИХ ШАРІВ В СПЛАВАХ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЮ.....	249

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2023

О. О. Ясинський, Д. М. Берчук, О. О. Ясинська, Н. П. Моїсеєва. СІРКА ТА ФОС- ФОР У ВИСОКОМІЦНОМУ ЧАВУНІ.....	254
О. О. Ясинський, В. Б. Бубликов, Д. М. Берчук, О. О. Ясинська. ВПЛИВ ЛЕГУ- ВАННЯ НІКЕЛЕМ НА СТРУКТУРУ І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ.....	256
Contents of the MATERIALS of the XIX INTERNATIONAL SCIENTIFIC AND PRACTICAL CONFERENCE «LYTVO (FOUNDRY)-2023».....	259
Матеріали XII МІЖНАРОДНОЇ НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ «Металургія 2023»	266
Contents of the MATERIALS of the XII INTERNATIONAL SCIENTIFIC AND PRACTICAL CONFERENCE «METALLURGY-2023»	444

Berlizieva T.V., Lukianov I.V., Pichynevskiy B.O.

National Technical University
Kharkiv Polytechnic Institute, Kharkiv

**ASPECTS OF USING THE FORMING SHAKING MACHINE AND INCREASE IN
ITS WORK EFFICIENCY FOR OBTAINING HIGH-QUALITY MOLDS**

With the help of various casting methods, complex workpieces with various configurations are obtained with the maximum approximation of their shape and dimensions to the shape and dimensions of the part obtained with the help of various casting alloys, such as cast iron, steel and alloys of non-ferrous metals. At the same time, the metal utilization ratio is up to 75...98%.

At present, it is necessary to form half of the forms a lot of time, a lot employees and energy costs.

When compacting the molding mixture by shaking, the table of the machine together with the pile rises to a height of 30/100 mm and, falling from this height, hits an obstacle. Compaction of the forming mixture into blocks occurs at the moment of impact of the table on the machine bed under the action of the forces of inertia of the mixture.

Compressed air is widely used in foundry production for the mechanization and automation of technological processes due to the known advantages of pneumatic devices when performing various types of work. The range of pneumatic equipment used in foundries is quite wide and includes: forming machines, tamping machines, hammers, concrete breakers , dispensers, runners, pushers, punching grids, etc. The pressure and air flow, which provide passport characteristics, are different.

Compressed temperature air in the pneumatic network has different value depending from climatic conditions, region application of machines, performance characteristics compressor installation and distribution pneumatic energy, etc. One of measures of savings electricity during production and use compressed air is him heating that lowers gas consumption .

Compressed temperature air also affects the energy characteristics and temperature field of pneumatic machines. Famous examples n heating air for hammers , fuel injectors and foundry machines.

Significant losses pneumatic different energies climatic and operational conditions lead to the fact that value costs air and performance characteristics pneumatic mechanisms and machines significantly are different from passport data. That's why there is relevant research in production conditions pneumatic economy and work characteristics pneumatic devices for the purpose of promotion efficiency production, distribution compressed air and operation pneumatic equipment, receiving actual data of costs air concrete receiver energy.

Thanks to implementation two formative shaking machines, which will be built into the automated line, this will provide us with savings costs, labor capacity labor and working conditions.

It is shown that amplitude and frequency of oscillations, height on the table, expenses air increase with increasing pressure compressed air in the range from 0.30 to 0.55 MPa. When increasing load, amplitude oscillations and height when lifting the table decreases , and the frequency of blows is growing

It is recommended exploit molding machine under pressure compressed air is not less than 0.55 MPa, which will allow p to increase energy characteristics of the machine and degree consolidation mixtures, exclude unstable mode of operation shakes mechanism for loads on the table .

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

O. V. Derev'yanko¹, I. A. Nebozhak², T. I. Istomina¹

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

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

alederevyanko@gmail.com

MANUFACTURING OF COMPOSITE MATERIAL OF ABRASIVES COMPOSITION – METAL BINDER USING SPS TECHNOLOGY

The production of composite materials based on abrasive-metal systems using Spark Plasma Sintering technology (SPS) is one of the modern approaches that is intensively developing. In our case, the electric current sintering technology involves the use of rectified direct current. During the production of composite materials, the presence of solid inclusions of different geometry and nature in the body of the melting metal matrix can significantly affect the mechanism of alloy formation and compaction during electroprocessing.

Now, the study of processes, for example, mass transfer between the surface of a solid particle and the layer of liquid phase (melt) surrounding it, the determination of the mechanisms of dissolution and interaction under the condition of direct passage through the pressing of an electric current is an urgent issue. The solution will significantly improve the quality of abrasive metal products and their manufacturing technology [1, 2].

Research on obtaining a diamond-containing composite on a copper-cobalt binder was carried out using a mixture of copper, tin, cobalt, chromium and diamond powders (wt. %) [(40,0 % Cu + 11,0 % Sn + 44,0 % Co + 5,0 % Cr) + 50,0 % (conditional units) of synthetic diamond AS 200, 400/315 μm].

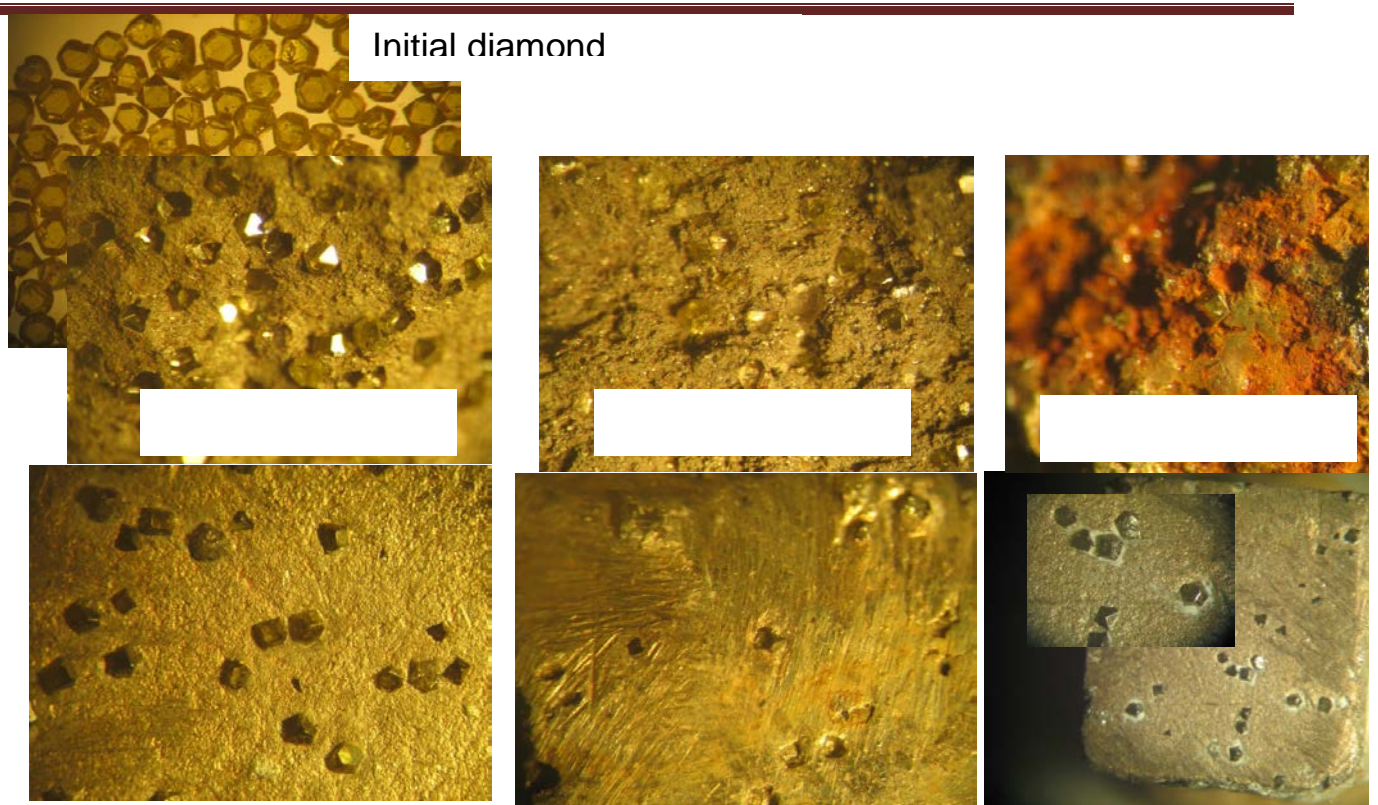
On the basis of practical experience and theoretical analysis, technological regimes of IPS for obtaining a diamond-containing composite on a copper-cobalt binder were determined. A test batch of samples (with diameter 10 mm and height 4,8 ... 5,5 mm) was produced on ERAN 2/1 equipment under the action of a rectified direct electric current in a graphite mold with the technological parameters listed in Table 1.

In order to determine the quality of samples of the obtained composite material, tests were conducted to determine the workability. The appearance of the initial state of the diamond, fracture of the samples and after the tests is shown in Figure 1.

The operating characteristics of the obtained instrumental samples were compared with existing industrial analogues. The results of comparative studies showed that the average abrasive capacity for granite was 0,6931 g/(cm²·min), and for marble 3,0806 g/(cm²·min), which is 1,7 ... 2,3 times better than analogues where the metal binder is almost pure cobalt and obtained in industrial conditions by LLC "INSTECH" and segments of the brand "TITAN" (composition: alloy M1 + 10,0 % Ti).

Table 1 – Technological parameters of obtaining samples

Technological parameter	Technological parameter
DC power density	$8,28 \times 10^6 \text{ A/m}^2$
Pressing pressure	Up to 60 MPa
The duration of SPS	150 ... 180 s
Sintering temperature	950 ... 1050 °C



equipment

(composition: alloy

Figure 1 – Condition of diamond grains (initial and in samples)

REFERENCES

1. Derev'yanko O.V., Istomina T.I., Timofeeva I.I. "Workability of diamond tool with different hardness manufactured by spark plasma sintering (SPS)". Abstracts of 6-th International conference "HighMathTech 2019". – October 28–30, 2019. – Kyiv, Ukraine. P. 86.
2. Derev'yanko O.V., Istomina T.I., Vasylykivska M.A., Karpets M.V. "Working capability of the tool for the processing of non-useful materials manufactured by spark plasma sintering (SPS)". Abstracts of 7-th International Samsonov Conference "Materials Science of High Melting Compounds" (MSHMC). – May 25–28, 2020. – Kyiv, Ukraine. P. 39.

M. V. Koshelev, A. G. Prigunova, A. G. Vernidub

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

Email: silica-lum@ukr.net

THE EFFECTS OF MN ADDITION FOR THE PREDICTION OF THE THIXOFORMABILITY OF FE-CONTAINING AL-SI BASED ALLOYS

Semi-solid metal processing has nowadays been established as an advanced technology in the manufacturing of engineering components. This process relies on the thixotropic behavior of alloys which have a spheroidal rather than a dendritic microstructure in the semisolid state [1]. With the development of research and practice of semi-solid forming technology, some criteria of alloy selection have been proposed on the basis of thermodynamic modeling, DTA/DSC experiments and the evaluation of liquid fraction vs. temperature curves [2, 3]. The numerical values of the critical points from these curves (solidification temperature range, liquid fraction at eutectic temperature, working window temperature and fraction liquid sensitivity) can help optimize the chemical composition of the alloys produced for semi-solid forming technology. In Fe-containing Al-Si based casting alloys manganese is the most common alloying additive which is capable of changing the morphology of the iron-rich phase from platelets to a more compact form or to globules, depending on the Mn/Fe weight ratio and the cooling rate [4, 5]. Recently, researches have been focused on changing the morphology of the Fe-containing intermetallic compounds. In this preliminary work, DTA experiments was used to study the effects of Mn addition for the prediction of the thixoformability of Fe-containing Al-Si based alloys.

Three types of hypoeutectic Al-Fe-Si alloys with Mn addition were prepared from high-purity aluminum, mono crystalline silicon, pure iron and manganese to avoid any contamination. The chemical compositions of the produced ingots are listed in Table 1.

Table 1. Detailed chemical composition of experimental alloys in mass %

Alloy No.	Elements (wt. %)			Mn/Fe weight ratio
	Si	Fe	Mn	
1	8,51	1,16	0.11	0.1
2	6,76	1,16	0,3	0,3
3	6,09	1,12	0,69	0,7

The samples for DTA studies were cut from ingots in the form of disks weighing about 200 mg. The DTA sample was heated to 730 °C and then cooled to room temperature at the rate (5°C/min). Microstructure analysis was done on polished and deep-etched samples after DSC tests using a MIM-8 optical microscope. The micrographs were taken using a digital camera DCM–510 that was attached to the microscope.

DTA trace curves obtained during solidification and the variation of liquid fraction vs. temperature for all studied alloys are presented in Figure 1.

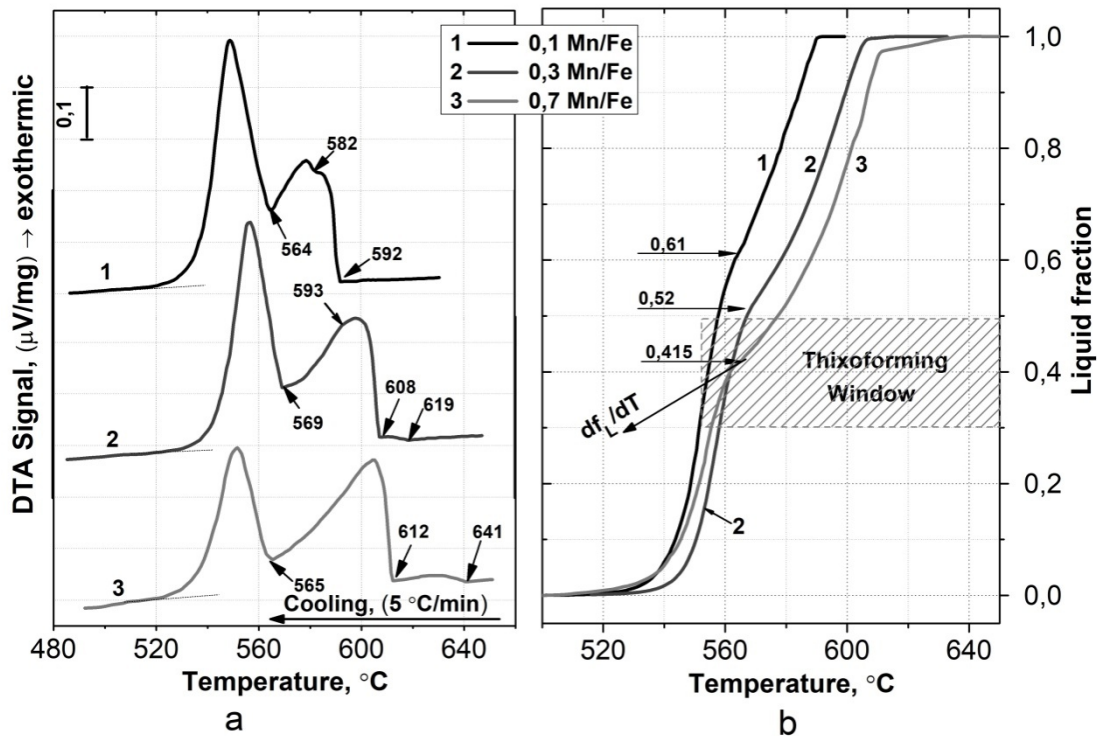


Fig. 1 – DTA curves (a) and variation of liquid fraction vs. temperature (b) for three types of investigated alloys

On DTA trace curves (Figure 1 a), it can be clearly observed the presence of two main peaks for all three alloys which can be related to the solid-liquid transformation, and the eutectoid transformation (the latter around 565°C in all cases). Peaks at higher temperature include reaction: $L + Al\alpha$ and $L + Al\alpha + Al_5FeSi$ (Figure 1 a, alloy 1,2), second peak appears in the curves, giving the temperatures for the start of $\beta - Al_5FeSi$ phase precipitation around 582 °C (for alloy 1) and around 593°C (for alloy 2). With increasing Mn/Fe ratio from 0.3 to 0.7 (Figure 1 a, alloy 2, 3) on cooling from liquid, it is expected the formation of $\alpha - (Al_5(Mn,Fe)_3Si_2)$ phase (to be referred as $\alpha^* - AlFeMnSi$ in this work) directly from the liquid as primary phase starts at the temperatures about 619 °C and 641 °C respectively.

Considering the fraction liquid vs temperature curves (Figure 1 b) it can be seen that with increasing on Mn/Fe ratios in the investigated alloys the solidification temperature interval increased and the eutectic amount significantly decreased. Some parameters of the solidification process that are important in predicting semisolid behavior (or thixoformability) are presented in Table 2.

Table 2. Parameters estimated from the liquid fraction vs. temperature curves

Alloy No	Mn/Fe ratio	Solidification Interval $\Delta T(^{\circ}C)$	Amount eutectic (%)	Working window temperature, $\Delta T^{0.3/0.5} (^{\circ}C)$	Temperature sensitivity, $(df_L/dT)_{f_L=0.4} (^{\circ}C^{-1})$
1	0,1	28	61,16	6.7	0,032
2	0,3	50	52,35	9,2	0,024
3	0,7	76	41,52	21,8	0,01

In particular, the alloy with 0.1 Mn/Fe ratio (Table 2), due to a narrow thixoforming working window (around 7°C) and a high temperature sensitivity of liquid fraction with temperature within this range (0.032°C⁻¹ at $df_L/dT_{f_L=0.4}$) indicate low thixoformability. Therefore, a smaller fraction liquid sensitivity at semisolid processing temperature indicates better thixoformability. With increasing Mn/Fe ratio the fraction liquid sensitivity decreases from 0.032 (alloy 1) to 0.010 (alloy 3).

The micrographs of the samples with different Mn/Fe ratios solidified after DTA test at low cooling rate in ceramic crucible are presented in Figure 2.

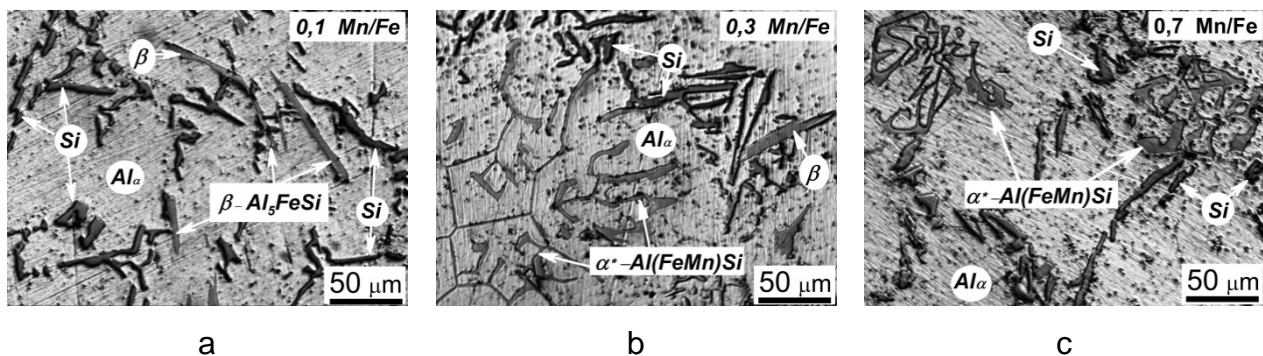


Fig. 2 – Optical micrographs of specimens with different Mn/Fe weight ratios
 (a) - 0.1 Mn/Fe, (b) - 0.3 Mn/Fe, (c) - 0.7 Mn/Fe

The microstructure of all three alloys (Figure 2) exhibited a typical hypoeutectic solidification structure consisting of Al α - solid solution (white in contrast), eutectic silicon Si

(black in contrast) and iron-rich intermetallic particles (grey in contrast). There is a significant difference in the morphology of the iron-containing phases formed in the metal matrix when the Mn/Fe ratio was increased. Thus, small additions of Mn, when the Mn/Fe = 0.1 (Figure 2 a) the β -Al₅FeSi compound tends to crystallize in the form of extremely large needle-like particles. With increasing Mn/Fe ratio from 0.3 (Figure 2 b) to 0.7 (Figure 2 c) could promote the formation of a more compact α^* - Al(FeMn)Si phase and reduce the formation of harmful β - Al₅FeSi phase. The primary α^* - Al(Fe,Mn)Si particles exhibit a spherical more compact morphology (Figure 2 c) when they are small, and they may develop into more complex morphologies with an increase in their sizes.

The effects of Mn addition for the prediction of the thixoformability of Fe-containing Al-Si based alloys have been investigated by DTA and optical microscopy. The experimental findings clearly demonstrated that altered Mn/Fe ratios (up to 0.7) in the studied alloys can reduce temperature sensitivity of liquid fraction ($df_L/dT_{0.3-0.5}$) and enlarge to a large extent the solidification temperature interval and the temperature window between 30% and 50% fraction liquid. Moreover, with increasing Mn/Fe ratio from 0.3 to 0.7 plate-like β -Al₅FeSi phase transforms to a more compact α^* - Al(FeMn)Si phase which are more favorable for the semi-solid forming technology.

References

1. H.V. Atkinson, Alloys for Semi-Solid Processing, Solid State Phenomena Vols. 192-193 (2013) pp 16-27.
2. E.J Zoqui, D.M., Benati,C.T.W..Proni, L.V. Torres. Thermodynamic evaluation of the thixoformability of Al–Si alloys. Calphad (2016), 52, pp. 98–109.
3. D. Liu, H.V. Atkinson, H. Jones, Thermodynamic prediction of thixoformability in alloys based on the Al-Si-Cu and Al- Si-Cu-Mg systems, Acta Materialia 53 (2005) 3807-3819.
4. Balitchev, E.; Jantzen, T.; Hurtado, I.; Neuschütz, D. Thermodynamic assessment of the quaternary system Al–Fe–Mn–Si in the Al-rich corner. Calphad 2003, 27, 275–278.
5. S.G. Shabestari, The Effect of Iron and Manganese on the Formation of Intermetallic Compounds in Aluminum-Silicon Alloys, Materials Science and Engineering A, Vol. 383, 2004, pp. 289-298.

I.A. Nebozhak¹, O.V. Derev'yanko², A.M. Verkhovliuk¹

¹Physico-Technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine, Kyiv

²Institute for Problems of Materials Science named after I.M. Frantsevych of the NAS of
Ukraine, Kyiv

e-mails: nebozhak@ukr.net, alederevyanko@gmail.com, anatoliiverkhovliuk@gmail.com

RESEARCH OF THE POSSIBILITY OF OBTAINING A TWO-DIMENSIONAL CAST COMPOSITE MATERIAL OF “GRAY CAST IRON – STEEL – HEAT-RESISTANT CAST IRON” SYSTEM

In many branches of the Ukrainian economy the implementation of modern technological processes often requires metal products, the physical-mechanical and special properties of which would be heterogeneous in terms of surface or volume. This is caused, first of all, by the operating conditions of the part, its cost and some other factors.

Only products (castings) with differentiated and special properties (CDSP) meet such a complex of diverse, and in some cases, polar opposite requirements, since no single monolithic part can have all these properties at the same time. However, the production of CDSP by traditional methods is, in general, a complex, long and uneconomical process.

The production of CDSP by casting allows to avoid the specified disadvantages. The most promising method of manufacturing CDSP is the Lost-foam casting (LFC-process), since its main feature is the possibility of using a dispersed-filled gasifiable model (DFGM), which is not removed before filling the casting mold (CM) with metal, which determines the main advantages of this technological process in comparison with other casting methods. Physico-chemical and technological aspects of the LGM process [1], as well as modification of the melt of the matrix (iron-carbon alloys and non-ferrous metal alloys) into the “volume” of the CM by the LFC process [2–4], the production of cast reinforced structures (CRS) [5] and composite castings [4, 5] using CDSP [2–5] are described in numerous scientific works of foreign and Ukrainian researchers.

Based on these considerations, a sample of two-dimensional cast composite material (CCM) of the system [C4300 – Cm3 – 4X3] (system “gray cast iron – steel – heat-resistant cast iron”) was obtained by the LFC process at the Physico-Technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine and its structure and mechanical properties were investigated. After cutting the composite casting into templates, it was visually established that the

diaphragm made of a 1-mm-thick galvanized sheet shrank a little, but was completely preserved.

The results of metallographic analysis (Fig. 1) and mechanical tests (Fig. 2) showed that the investigated cast sample has an optimal microstructure and nominal hardness of its functional layers. The presence of both sides of the diaphragm made of sheet steel of grade Ст3 DSTU 2651:2005, covered with a layer of Zn with a thickness of 6 ... 10 μm , blurred boundaries between adjacent phases and transition zones between functional layers with a thickness of 0.15 ... 0.18 mm indicates that the system “C4300 – Cm3 – ЧХ3” there is a diffusion relationship, and the graphical interpretation of the results of the conducted studies made it possible to find out that the hardness of the functional layers of the two-dimensional CCM system [C4300 – Cm3 – ЧХ3] depends on the height of the composite casting.

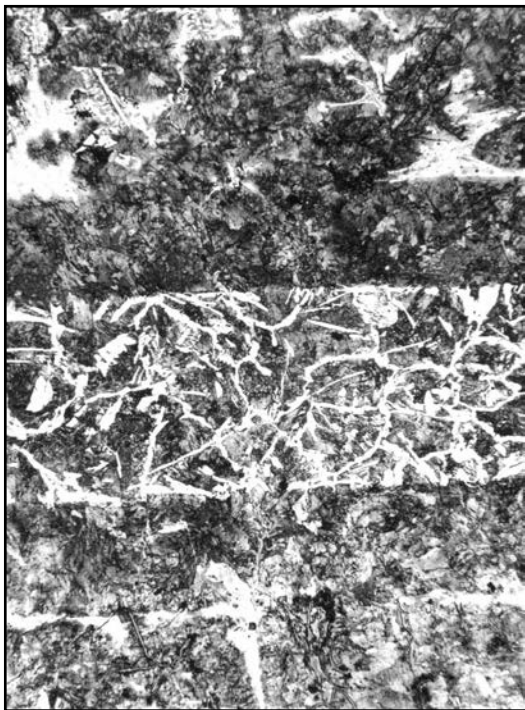


Figure 1 – Microstructure (x100) of two-dimensional CCM system [C4300 – Cm3 – ЧХ3]

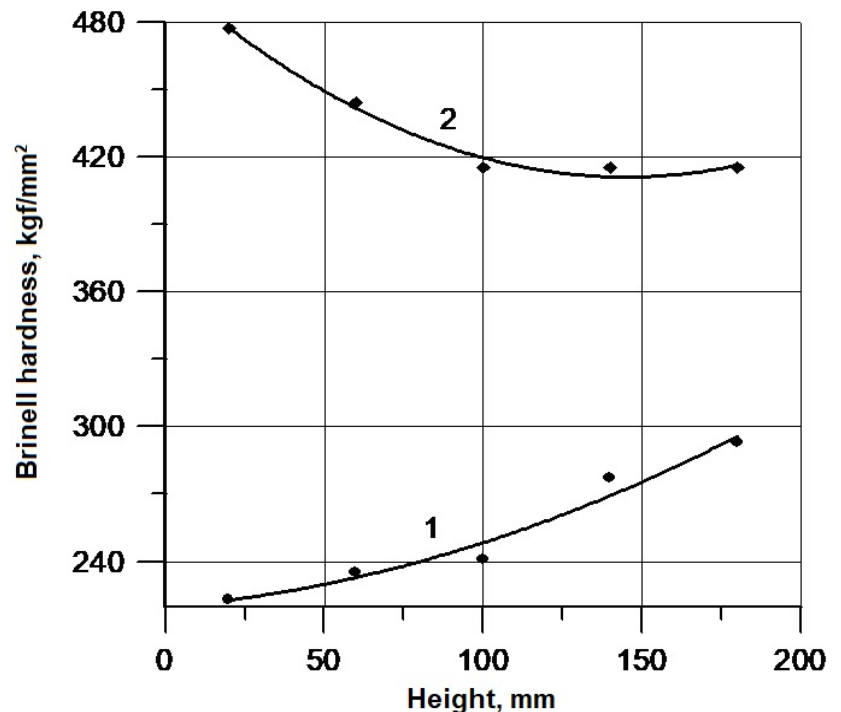


Figure 2 – Change in the hardness of the casting according to its height: 1 – gray cast iron of C4300 type; 2 – heat-resistant, wear-resistant cast iron of ЧХ3 type

This type of dependence (see Fig. 2) is explained by the fact that the hydrodynamics of the mold filling process and $grad T$ circulation flows that occur in the “volume” of the casting mould (CM) affect the distribution of Si and Cr in the volume of the metal bath. Since Si is a graphitizing and Cr is a carbide-forming element, and their (layers) structure directly depends on their concentration in the material of each functional layer of the CCM system [C4300 – Cm3 – ЧХ3], when the matrix melt is fed into the “volume” of the CM directly, the

hardness of the gray cast iron grade СЧ300 DSTU 8833:2019 gradually increases, on the other hand, the hardness of chromium heat-resistant, wear-resistant cast iron grade ЧХ3 DSTU 8851:2019 gradually decreases along the height of the cast sample.

References

1. Shulyak V.S. Casting according to gasified models. St. Petersburg: SPA "Professional", 2007. 408 p. [in Russian].
2. Kobayashi T., Maruyama T. Thermal decomposition behavior of expandable pattern including blended metal or alloy powder in evaporative pattern casting process of cast iron. *Materials Transactions*. 2003. Vol. 44, No 11. P. 2396–2403 [in English].
3. Nebozhak I.A., Sumenkova V.V., Shyns'ky O.I. Influence of technological parameters of the LFC-process on the efficiency of graphitizing modification of gray cast iron in the "volume" of the casting mold. *Metal and casting of Ukraine*. 2016. No. 5. P. 9–17 [in Russian].
4. Influence Of Microstructure Parameters Of [Al – FeCr] Cast Composite Material, Obtained In The "Volume" Of Foundry Mold Using Lost-Foam Casting Process, On Its Mechanical Characteristics / I.A. Nebozhak and others. *Metal and Casting of Ukraine*. 2023. Vol. 31, No 2 (333). P. 51–61 [in English].
5. Nebozhak I.A., Derev'yanko O.V., Verkhovliuk A.M. Research on the production of two-dimensional cast composite material of the system [СЧ300 – СТ3 – ЧХ3]. *New materials and technologies in mechanical engineering: theses add. XV International science and technology conf. (April 27–28, 2023, Kyiv) / sub. general ed. Ph.D. R.V. Lutyi, Kyiv: KPI named after Igor Sikorskyi, 2023. P. 246–247 [in Ukrainian].*

N.E. Tverdokhliebova, N.S. Yevtushenko

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

ENSURING THE SAFETY OF EMPLOYEES OF METALLURGICAL ENTERPRISES IN THE CONDITIONS OF SUSTAINABLE DEVELOPMENT

Ensuring the safety of workers of metallurgical enterprises is an important element of sustainable development in this industry.

The problem of ensuring the safety of workers at metallurgical enterprises should be considered in a complex, taking into account all the factors that create working conditions. Along with technological measures, special attention should be paid to organizational measures and, in particular, to increase the level of technical discipline and strengthen work on labor safety training [1].

According to the statistics of the mining and metallurgical trade union of workers, the main causes of accidents that occurred at metallurgical enterprises in the first half of 2022 were:

- • unsatisfactory organization of work execution - 71.4%;
- • violation of labor and industrial discipline – 14.2%;
- • unsatisfactory maintenance and deficiencies in the organization of workplaces – 4.8%;
- • violation of the technological process - 4.8%;
- • imperfection of technological processes – 4,8%.

Ensuring safety in an emergency is based on the recognition of the need to implement preventive engineering and technical measures that provide the ability to manage the development of potentially possible scenarios for the development of situations; the need to create an organizational and economic mechanism for the interaction of all interested business entities; on the acceptability of only environmentally compatible and safe facilities, technologies and equipment; on the recognition of the priority of safety in the performance of professional activities [2].

The main directions of ensuring the safety of employees of metallurgical enterprises in the conditions of sustainable development are as follows:

1. Using the latest production technologies. One of the main weaknesses of industrial production is outdated equipment, which can be dangerous for workers [3]. The use of the

latest technologies and equipment reduces the level of production risk and improves the safety of workers.

2. Professional development and training of employees. Productivity and production safety depend on the professional training of employees. Organization of a more effective system of education and training of workers can reduce production risks and contribute to worker safety [4].

3. Creating an effective security management system. The development and implementation of an effective safety management system will allow identifying and reducing production risks, resisting the negative consequences of accidents and ensuring the necessary level of safety for workers at metallurgical enterprises.

4. Spreading safety culture. Safety culture must be integrated into all stages of production, from planning to product realization. Creating a positive approach to safety and involving workers in the process can improve worker safety and reduce production risks.

In general, ensuring the safety of employees of metallurgical enterprises is important in the ecological and social dimension of sustainable development and involves the relationship between the development of industrial production, environmental protection, occupational safety and improving the quality of life of the population.

Література

1. Пономаренко О.І., Євтушенко Н.С., Твердохлебова Н.Є., Мезенцева І.О., Семенов Є.О., Євтушенко С.Д. Забезпечення безпечних умов праці для профілактики професійних захворювань працівників металургійного і ливарного виробництва. Метал та лиття України. Т.30, №3 (330). 2022, С. 117-125.

2. Твердохлебова Н.Є. Шляхи підвищення рівня техногенної безпеки в Україні. Наука і техніка сьогодні – Київ, 2022. № 3 (3). С. 127-135.

3. Твердохлебова Н. Є., Євтушенко Н. С., Семенов Є. О. Забезпечення безпеки працівників металургійних підприємств в умовах сталого розвитку / Н. Є. Твердохлебова, Н. С. Євтушенко, Є. О. Семенов // Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я = Information technologies: science, engineering, technology, education, health : тези доп. 31-ї міжнар. наук.-практ. конф. MicroCAD–2023, [17-20 травня 2023 р.] / гол. Є. І. Сокол ; уклад. Г. В. Лісачук. – Харків : НТУ "ХПІ", 2023. – С. 379.

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

УДК 621.74.046:620.178.16

Є. Г. Афтанділянц

Національний університет біоресурсів и природокористування України, Київ

ОПТИМІЗАЦІЯ ПРОЦЕСУ МОДИФІКУВАННЯ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ

Результати виконаних досліджень та аналіз літературних даних показують, що одним з найбільш ефективних способів впливу на процес формування первинної та вторинної структури конструкційних сталей є їх модифікування азотом та ванадієм [1, 2]. Експериментами встановлено, що зниження пластичних властивостей, ударної в'язкості та підвищення критичної температури крихкості не є закономірним наслідком нітридванадієвого зміцнення сталі, а пов'язане з недосконалістю технології. Комплексною оптимізацією вмісту в сталі азоту, ванадію та інших нітридоутворюючих елементів, а також температури аустенітизуючого нагріву, можна забезпечити підвищення міцності та службових властивостей без зниження характеристик пластичності та ударної в'язкості.

Кінцеве розкислення сталі практично завжди відбувається алюмінієм, вміст якого в сталі рекомендується мати більше 0,05%, з метою стабілізації зерна структури при аустенітизуючому нагріванні. Однак відомо [3], що вільна енергія утворення нітридів алюмінію на 80 Дж/кг-атом менше, ніж нітридів ванадію. Отже, необхідною умовою ефективного впливу азоту та ванадію на структуру та властивості розкисленої алюмінієм сталі має бути більш висока температура утворення нітридів ванадію (t_{VN}), ніж нітридів алюмінію (t_{AlN}).

Стабільний вміст масової частки залишкового алюмінію сталі в межах 0,01 - 0,02% легко досягається тільки при розливанні великих мас металу. В умовах мало-порційного фасонного лиття ступінь засвоєння алюмінію при виплавці та його вторинне окиснення при розливанні менш стабільні. Ця обставина виключає у виробничих умовах ливарних цехів, оснащених індукційними плавильними печами, розкислення оптимальними добавками алюмінію, оскільки можливі часті випадки недорозкислення

сталі. У зв'язку з цим при зниженні вмісту алюмінію необхідне додаткове розкислення стали елементами, що мають спорідненість з киснем, порівняно з алюмінієм, а вільну енергію утворення нітридів більш високу.

Аналіз літературних даних показує, що таким вимогам найбільш повно відповідає РЗМ, оскільки при їх введенні в сталі в першу чергу утворюються продукти розкислення, потім оксисульфідів, сульфідів та в останню чергу нітриди [4]. У сталях з нітридванадієвим зміцненням розкислення Al, Ti та Zr перед введенням РЗМ неефективно, оскільки вони утворюють більш стійкі нітриди, ніж ванадій.

У роботі [5] наведено дані щодо виділення нітридів лантану, церію, ванадію та алюмінію в γ -залізі, які показують, що виділення нітридів лантану та церію відбувається у разі перевищення добутку концентрацій церію та азоту в твердому розчині в 1,7-3, 7 рази в порівнянні з ванадієм та в 7,8 - 18,4 рази в порівнянні з алюмінієм.

Метою роботи є оптимізація вмісту в сталі азоту, ванадію та розкислювачів, а також температури аустенітизуючого нагріву, яка забезпечує підвищення властивостей міцності без зниження характеристик пластичності та ударної в'язкості.

Для ефективного управління процесом утворення та розчинення вторинних фаз, наприклад нітридів ванадію, алюмінію та церію в аустеніті, за методикою, наведеною в роботі [6], визначили температурні залежності параметрів взаємодії та концентраційні залежності впливу легуючих елементів на зміну температури рівноваги цих фаз в аустеніті.

Отримані рівняння мають наступний вигляд:

$$t_{VN} = \frac{-9473 + 2436[V] + 8950[N] + 932[C] + 160[Mn] - 67[Si] + 419[Cr] + 1610[Al] - 535[Ni] + 411[Ce] + 2659[Mo]}{\lg[V] + \lg[N] - 3.97 + 1.5[V] + 5.44[N] + 0.0598[Mn] + 0.831[Al] + 0.196[Ce] + 0.408[C] - 0.0344[Ni] + 1.45[Mo]}, \quad (1)$$

$$t_{AIN} = \frac{-11794 + 1558[V] + 310[N] - 73[C] + 2461[V] + 325[Mn] - 108[Si] + 281[Cr] + 411[Ce]}{\lg[Al] + \lg[N] - 5.0 + 0.861[Al] + 1.6[N] + 0.118[C] + 1.5[V] + 0.18[Si] + 0.171[Mn] + 0.086[Cr] + 0.196[Ce]}, \quad (2)$$

$$t_{CeN} = \frac{-9040 + 700[C] - 271[Si] - 80[Mn] + 312[Cr] + 2461[V]}{\lg[Ce] + \lg[N] - 4.25 + 0.654[C] - 0.097[Si] + 0.106[Cr] + 1.5[V] + 0.067[Mn]}, \quad (3),$$

де [V], [N], [Mn], [Si], [Cr], [Al], [Ni], [Ce], [Mo], відповідно, вміст V, N, Mn, Si, Cr, Al, Ni, Ce, Mo в твердому розчині.

Розрахунки, виконані за формулами 1 і 2, показують, що умова кращого виділення нітридів ванадію при розкисненні алюмінієм реалізується при вмісті масової частки алюмінію сталі менше 0,03% і ванадію - 0,10% (рис. 1). При цьому необхідно враховувати, що згідно з результатами, наведеними в роботі [4], до 0,01-0,02% масової частки алюмінію, що міститься в сталі, пов'язано з оксидами.

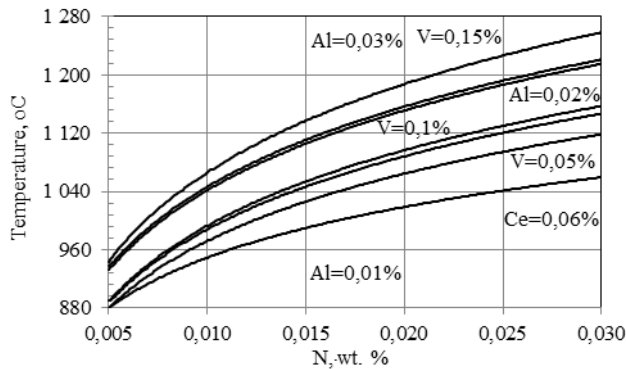


Рис. 1. Рівноважні температури розчинення та виділення нітридів у гамма залізі

Результати виконаних експериментів показують, що при масовій частці Al=0,044% легування азотом і ванадієм недостатньо ефективно впливає на підвищення міцневих властивостей, хоча при цьому спостерігається підвищення ударної в'язкості при мінус 60 °С. Для розчинення AlN і більш дисперсного виділення вторинної нітридної фази підвищили температуру аустенітизуючого нагрівання до 1150°С. У цьому випадку вже відзначається одночасне підвищення властивостей міцності і ударної в'язкості.

При зменшенні масової частки алюмінію сталі до 0,02 - 0,03% досягається більш істотне підвищення властивостей міцності сталі, причому при нормалізації від 980°С значніше, ніж від 920°С. При кімнатній та негативній температурах зберігається високий рівень ударної в'язкості.

Подальше зниження масової частки алюмінію до 0,011% при додатку 0,1%V і 0,01%N забезпечує найбільш раціональне підвищення механічних властивостей сталі, в тому числі ударної в'язкості при мінус 60°С.

У зв'язку з тим, що зміцнення сталі при нормалізації може лімітуватися як термодинамічними, так і кінетичними параметрами розчинення нітридної фази при аустенітизуючому нагріванні, досліджували вплив температурного та часового фактору аустенітизації на ефективність зміни механічних властивостей.

Результати досліджень показали, що збільшення тривалості нагрівання при 920°С від 2 до 8 годин призводить до невеликого підвищення лише межі текучості. При

20 годинному нагріванні вже відбувається суттєве зниження властивостей міцності і ударної в'язкості сталі.

Аналіз мікроструктури сталі показує, що 20-годинне нагрівання призводить до укрупнення елементів феррито-перлітної структури (рис. 2). У поєднанні зі зниженням властивостей міцності сталі це дає підставу укласти, що при нагріванні 920°C процес розчинення нітридної фази лімітують термодинамічні, а не кінетичні фактори. Тривале нагрівання сприяє не збільшенню частки розчинених, а коагуляції нітридів ванадію, що не розчиняються при нагріванні до 920 °С.

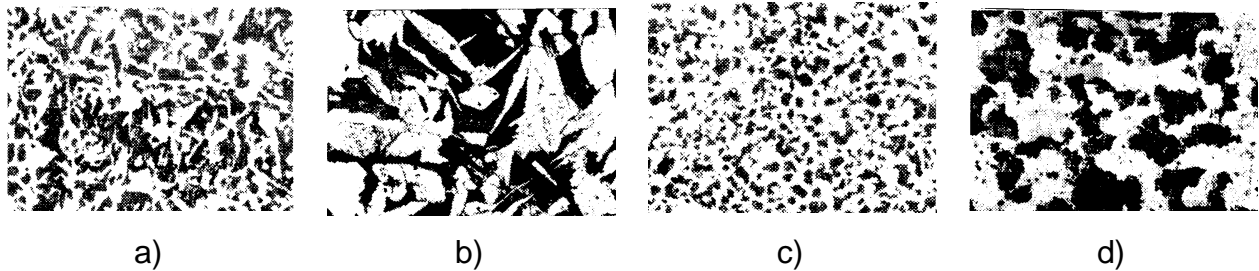


Рис. 2. Вплив тривалості аустенітizing нагріву вихідної (а, b) та модифікованої азотом та ванадієм (с, d) на мікроструктуру металу
а, с – тривалість нагріву при 920 °С – 4 години; b, d – 20 годин.

Цим пояснюється укрупнення елементів феррито-перлітної структури, оскільки дисперсні нітриди ванадію є місцями зародження центрів фериту.

При зниженому вмісті алюмінію вирішальний вплив на ефективність нітридванадієвого зміцнення має температура аустенітizing нагрівання. Підвищення температури нагріву під загартування від 920 до 1000°C при поліпшенні (відпуск 600 °С) призводить до додаткового підвищення характеристик міцності на 85-100 МПа без зниження пластичності і ударної в'язкості сталі.

Подальше підвищення температури нагріву недоцільно, оскільки супроводжується інтенсивним зростанням зерна аустеніту, укрупненням елементів феррито-перлітної структури та пов'язаним із цим зниженням характеристик механічних властивостей.

При розкисленні сталі зниженою кількістю алюмінію спостерігається підвищення вмісту кисню у сталі. Застосування РЗМ як розкислювача знижує кількість кисню порівняно з розкисленням 0,1% алюмінію.

Дослідження впливу температури аустенітизуючого нагрівання на механічні властивості вуглецевих сталей показало, що при нормалізації сталей у разі низького залишкового вмісту алюмінію чи кінцевого розкислення РЗМ досягається підвищення межі текучості добавками азоту і ванадію на 175-250 МПа, тобто. на 30-45%, без зниження пластичних властивостей та ударної в'язкості. При цьому високі абсолютні значення характеристик міцності і пластичних властивостей відзначаються при нормалізації сталі від 950°C. Вища міцність досягається при нормалізації від 1000 °С, однак у цьому випадку вже має місце зниження пластичних властивостей та ударної в'язкості сталі.

Таким чином, кінцеве розкислення РЗМ замість алюмінію при раціональній температурі аустенітизації призводить до додаткового суттєвого підвищення властивостей міцності, пластичності і ударної в'язкості сталі. Однак у разі розливання сталі із стопорних ковшів використання РЗМ не завжди можливе внаслідок затягування стопорного отвору ковша. Тому в таких умовах виробництва найбільш оптимальною слід вважати технологію виплавки сталі, що полягає в тому, що після розплавлення шихти, окислення домішок, розкислення розплавом Mn і Si доведення сталі до необхідного хімічного складу в піч вводять ферованадій і розплав легують азотом.

У процесі випуску металу з печі на струмінь дають 0,8-1,5 кг/т силікокальцію, а в ковші розкислюють алюмінієм у кількості 0,2-0,4 кг/т. Кінцеве розкислення сталі РЗМ краще, ніж алюмінієм, через можливості більш надійного розкислення сталі і більш широкого варіювання тимчасовими умовами розливання. У зв'язку з цим розкислення РЗМ при виробництві сталей з азотом і ванадієм особливо ефективно при розливанні сталі з ковша через носик, наприклад, у цехах точного лиття. У цьому випадку особливості виробництва сталі полягають у тому, що після розплавлення шихти та окислення домішок 2-3 кг/т рідкісноземельних металів вводять у розплав у печі, витримують протягом 5-10 хв, після чого розплав легують азотом та ванадієм, а в процесі зливу сталі в ківш розплав обробляють силікокальцієм у кількості 1,0-1,5 кг/т.

Оптимізація процесу розкислення сталей, що містять азот та ванадій, є необхідною, але не достатньою умовою для комплексного підвищення рівня їх фізико-механічних властивостей. Аналіз результатів досліджень показує, що іншим важливим фактором, що впливає на властивості сталі, є ступінь відхилення системи від стану рівноваги, де за стан рівноваги приймається температура рівноваги нітридів ванадію в аустеніті (рис. 3).

Видно, что в случае реализации термодинамических условий предпочтительного выделения нитридов ванадия отмечается существенное повышение уровня

свойств стали при нагреве на 100-150°C ниже температуры полного растворения нитридов ванадия (t_{VN}).

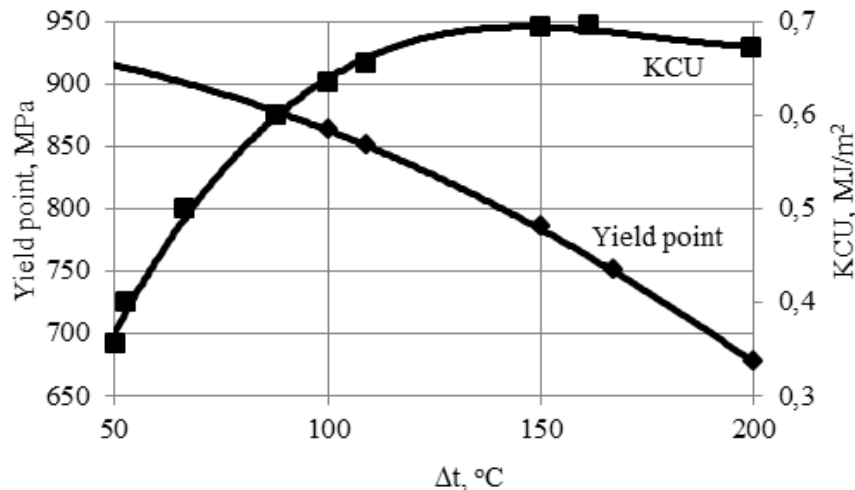


Fig. 3. Влияние параметра Δt на предел текучести и ударную вязкость стали модифицированной азотом и ванадием.

Δt - разница между температурами равновесия нитридов ванадия в аустените (формула 1) и аустенитизирующего нагрева.

При дальнейшем увеличении температуры нагрева скорость роста предела текучести уменьшается и отмечается тенденция к понижению пластических характеристик. Охрупчивание стали наблюдается при температуре нагрева на 50°C ниже температуры полного растворения нитридов ванадия (рис. 3).

Следовательно, оптимальная температура аустенитизирующего нагрева сталей с азотом и ванадием определяется следующими границами:

$$t_{VN} - 150 < t_a < t_{VN} - 100, \quad (4)$$

Аналіз механічних властивостей Cr-Mn-Si сталей модифікованих азотом та ванадієм підтверджує достовірність умови оптимізації температури аустенітизуючого нагрівання. Наприклад, нітридванадієве зміцнення сталі 35ХГСЛ при оптимальних режимах розкислення та нагріву призводить до підвищення межі текучості в покращеному стані на 115-140 МПа без зниження рівня пластичних властивостей.

В результаті виконаних досліджень встановлено, що значне підвищення міцних властивостей сталі при одночасному підвищенні або збереженні на високому рівні пластичних досягається за умови, коли залишковий вміст алюмінію або церію не перевищує 0,03 і 0,06%, відповідно, кількість нітридванадієвої фази, що не розчиняється, стабілізує зерно аустеніту, а кількість азоту і ванадію, що перейшли в твердий розчин, достатньо для підвищення його стійкості до переохолодження та ефективного дисперсійного зміцнення фериту.

Список літератури

1. Y. Aftandiliants, S. Gnyloskurenko Development of advanced alloy steels for machinery/ Proceedings of 20th International scientific conference "Engineering for rural development". Latvia University of Life Sciences and Technologies Faculty of Engineering. Volume 20. pp. 706-712, Jelgava, Latvia. DOI: 10.22616/ERDev.2021.20.TF155.
2. Афтанділянц Є. Г. Перспективні металеві матеріали та технології їх отримання // Науковий вісник Національного університету біоресурсів і природокористування України. Серія «Технологія та енергетика АПК»/К., 2018.- Вип. 282, частина третя. С. 22-35. (ISSN 2222-8594 (Print), ISSN 2415-7694 (Online)).
3. Войтолович Р. Ф. Тугоплавкие соединения. Киев: Наукова думка, 1971.- с.220
4. Включения и газы в сталях /В. И. Явойский, С. А. Близнюков, А. Ф. Вишкарёв и др. //М.: Металлургия, 1979.- с. 272
5. Kor G.Y.W. The Solubilities of cerium and lanthanum nitride in Iron // Met. Trans.- 1973.- 4, N 1.- p. 377-379
6. Григорян В.А., Белянчиков Л.Н., Стомахин А.Я. Теоретические основы электросталеплавильных процессов. - М.: Металлургия, 1987. - 272 с.

УДК 621.74:669.15-194

Є. Г. Афтанділянц

Національний університет біоресурсів і природокористування України, Київ

МІСЦЕВЕ ВІДНОВЛЕННЯ ОКАЛИНИ НА ВИЛИВКАХ

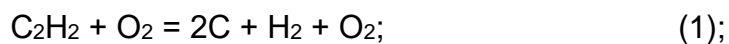
При згорянні вуглеводнів (ацетилен, етан, пропан, бутан тощо) можливе утворення зон згорання, що мають відновлюючі властивості. У роботі [1] наведені значення

максимальної температури полум'я газових пальників, що складає для ацетилен -кисневої суміші – 3100-3150 °С, метан - кисневої суміші – 2100-2200 °С, пропано-бутанової суміші – 2400-2500 °С, коксового газу - 2000-2100 °С, водню - 2000-2100 °С.

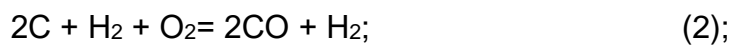
Порівняння температури полум'я вуглець – водневих пальників, показує, що максимальна температура полум'я спостерігається в пальників працюючих на ацетилені, тому застосування полум'я ацетиленових пальників для відновлення окалини на поверхні сталевих виробів є найбільш переважним, оскільки зі збільшенням температури полум'я збільшується температура прогріву окалини, що знаходиться на поверхні сталевих виробів, і відповідно швидкість відновлення окалини. Однак така закономірність буде спостерігатися тільки в тому випадку, якщо поверхня виробу з окалиною буде знаходитися в тій зоні полум'я пальника, де відбуваються реакції відновлення оксидів.

Відомо [2], що полум'я ацетиленового пальника складається з трьох зон (рис. 1):

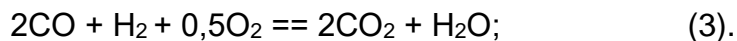
1 зона - ядро, що розташовується за зрізом сопла пальника та у якому відбувається реакція



2 зона – зона відновлення, що розташовується за ядром і в якій відбувається реакція



3 зона – факел, який розташовується за зоною відновлення й у якому відбувається реакція



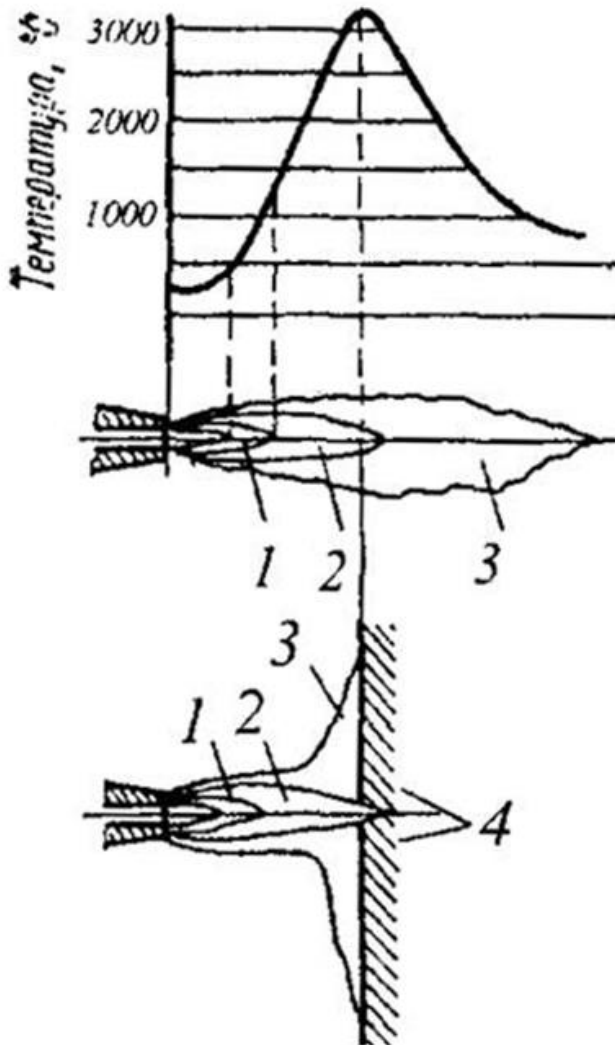


Рис. 1. Схема ацетиленоокисневого полум'я:

1 – ядро; 2 – відновлювальна зона;
3 – окислювальна зона; 4 – зварювальні частини.

Максимальна температура полум'я ацетиленового пальника знаходиться в зоні відновлення, тому для відновлення окислів найбільш перспективним є застосування ацетиленових пальників, що мають більш високу температуру полум'я у зоні відновлення, ніж пальники, що працюють на інших сумішах.

Дослідженнями встановлено, що розмір і розташування зони відновлення ацетиленового пальника, у якій проходить реакція $2C + H_2 + O_2 == 2CO + H_2$, залежить, в основному, від діаметра сопла пальника (d , мм) і знаходиться на відстані (l , мм) від

$$l_{\min} = 11,872 - 3,6815 \cdot d + 3,4984 \cdot d^2 - 0,5315 \cdot d^3, \quad (4),$$

до

$$l_{\max} = 15,872 - 3,6815 \cdot d + 3,4984 \cdot d^2 - 0,5315 \cdot d^3, \quad (5),$$

від сопла пальника, при цьому на початку зони відновлення (мінімальна відстань від сопла пальника) хімічний склад атмосфери наступний (про. %): CO = 60%; H₂ = 31%; N₂ = 8%; інші -1%, в кінці зони відновлення – CO = 33%; H₂ = 15%; CO₂ = 9%; H₂O = 6%; N₂=33%; інші -7%. Відновлення окалини на поверхні сталевого виробу в полум'ї ацетиленового пальника буде відбуватися тільки в тому випадку, якщо поверхня сталевого виробу з окалиною, буде знаходитися від сопла пальника на відстані більшій, ніж $l_{\min} = 11,872 - 3,6815 \cdot d + 3,4984 \cdot d^2 - 0,5315 \cdot d^3$ і меншій, ніж $l_{\max} = 15,872 - 3,6815 \cdot d + 3,4984 \cdot d^2 - 0,5315 \cdot d^3$.

У цій зоні газоподібний монооксид вуглецю (CO) і водень (H₂) взаємодіючи з окалиною на поверхні сталевого виробу відновлюють окалину на поверхні сталевого виробу. Область оптимальних відстаней для відновлення окалини від сопла ацетиленового пальника до поверхні сталевого виробу показана на рис. 2.

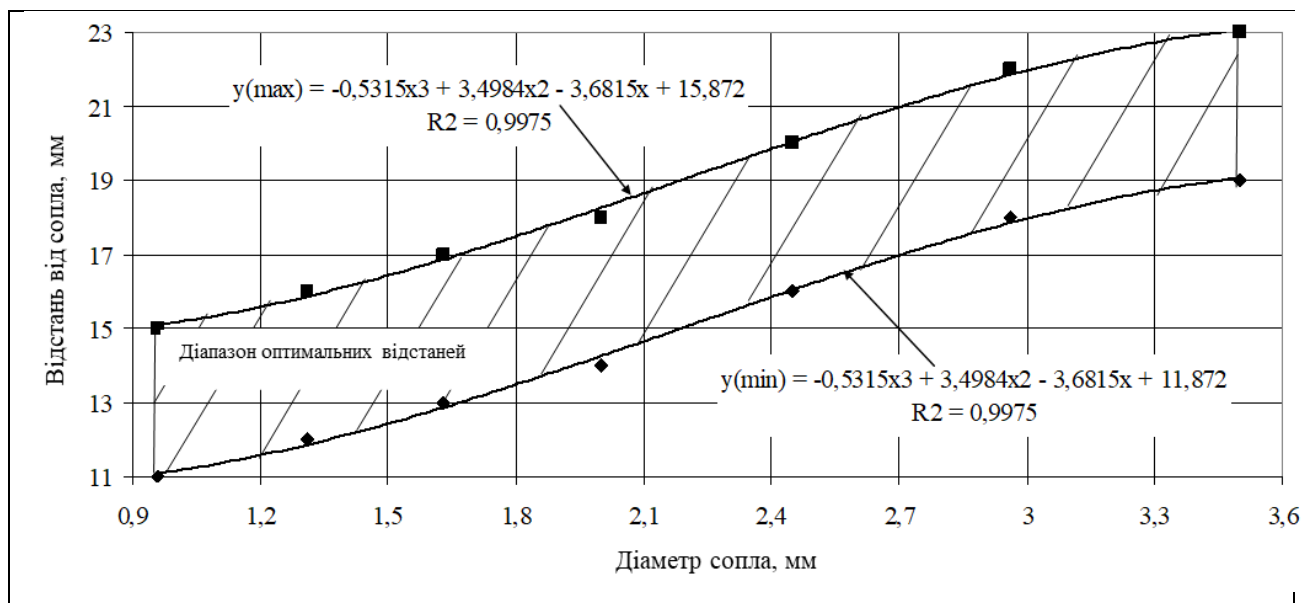


Рис. 2. Оптимальна відстань для відновлення окалини від сопла ацетиленового пальника до поверхні сталевого виливка

Вплив товщини окалини на поверхні виливка із сталі 35Л на час її відновлення в полум'ї ацетиленового пальника та розрахунковий час відновлення окалини на поверхні виливка із сталі 35Л при $t_{вз} = 3000$ °C наведено на рис. 3.

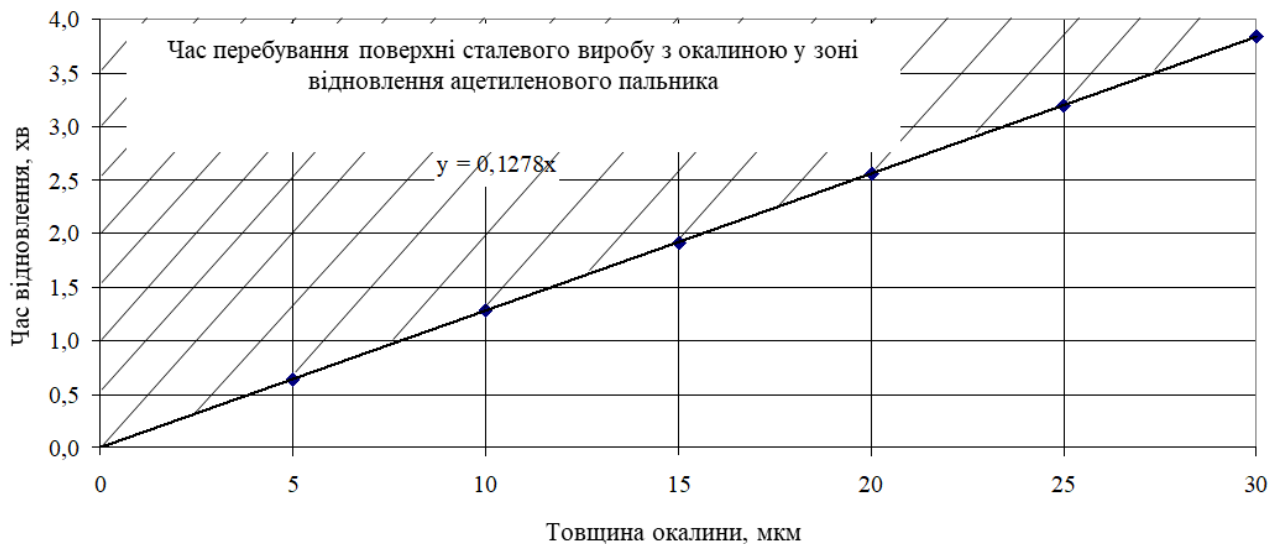


Рис. 3. Розрахунковий час відновлення окалини, для $t_{вз} = 3000 \text{ }^\circ\text{C}$, на поверхні виливка із сталі 35Л.

У зв'язку з тим, що температура полум'я, на вище зазначеній відстані від сопла пальника, знаходиться в межах $3000 - 3100 \text{ }^\circ\text{C}$ швидкість відновлення окалини в цій зоні повинна бути досить високою.

Дослідженнями встановлено, що швидкість відновлення окалини ($V_{ок}$), при перебуванні поверхні сталевого виробу з окалиною від сопла пальника, на відстані більшій, ніж $l_{min} = 11,872 - 3,6815 \cdot d + 3,4984 \cdot d^2 - 0,5315 \cdot d^3$ і меншій, ніж $l_{max} = 15,872 - 3,6815 \cdot d + 3,4984 \cdot d^2 - 0,5315 \cdot d^3$, визначається наступним рівнянням:

$$V_{ок} = 0,0028 \cdot t_{вз} - 0,5733, \text{ мкм/хв, } R = 0,999, \quad (6),$$

де $t_{вз}$ – температура зони відновлення.

Розрахунковий час відновлення окалини для $t_{вз} = 3000 \text{ }^\circ\text{C}$ на поверхні листа зі сталі 35Л залежно від товщини окалини наведено на рис. 3.

При перебуванні поверхні сталевого виробу з окалиною біля сопла пальника на відстані меншій, ніж $l_{min} = 11,872 - 3,6815 \cdot d + 3,4984 \cdot d^2 - 0,5315 \cdot d^3$ поверхня буде знаходитися в зоні ядра полум'я, у якому у вільному виді присутній кисень, що є активним окислювачем, і таким, що нивілює відновлення окалини вуглецем і воднем. Крім того, у цій зоні температура не перевищує $1000 - 1100 \text{ }^\circ\text{C}$, що недостатньо для інтенсивного розвитку відбудовних реакцій відновлення.

При перебуванні поверхні сталевго виробу з окалиною біля сопла пальника на відстані більшій, ніж $I_{\max} = 15,872 - 3,6815 \cdot d + 3,4984 \cdot d^2 - 0,5315 \cdot d^3$ поверхня буде знаходитися в зоні факела полум'я, атмосфера якого є окисною ($\text{CO} = 4\%$; $\text{H}_2 = 3\%$; $\text{CO}_2 = 22\%$; $\text{H}_2\text{O} = 3\%$; $\text{N}_2 = 58\%$; $\text{O}_2 = 8\%$; інші -2%) і буде піддаватися додатковому окислюванню, тобто замість видалення окалини буде спостерігатися збільшення окалини на поверхні сталевго виробу.

Час перебування поверхні сталевго виробу з окалиною від сопла пальника на відстані більшій, ніж $I_{\min} = 11,872 - 3,6815 \cdot d + 3,4984 \cdot d^2 - 0,5315 \cdot d^3$ і меншій, чим $I_{\max} = 15,872 - 3,6815 \cdot d + 3,4984 \cdot d^2 - 0,5315 \cdot d^3$, повине бути зв'язаним зі швидкістю відновлення окалини і її товщиною і бути не менше розрахованого за формулою 6.

При перебуванні поверхні сталевго виробу з окалиною у зоні відновлення полум'я ацетиленового пальника менше часу розрахованого за формулою 6, відновлення окалини не буде повним.

При перебуванні поверхні сталевго виробу з окалиною у зоні відновлення полум'я ацетиленового пальника більше часу розрахованого за формулою 6, буде відбуватися необґрунтована перевитрата ацетилену і кисню та небажаний перегрів поверхні сталевго виробу.

Після закінчення процесу відновлення окалини, при зміні позиції пальника або його відключенні, відновлену поверхню, у процесі охолодження, необхідно обдувати нейтральним газом (аргон, азот і інші) для захисту відновленої поверхні від повторного окислювання в процесі охолодження до кімнатної температури.

В результаті виконаних досліджень розроблена технологія відновлення окалини на сталевих виливках, що включає контакт окалини з газоподібним вуглеводневим відновлюючим агентом, і інертним газом, а перед відновленням визначається максимальна товщина окалини, значення якої включають у заздалегідь складене рівняння регресії швидкості відновлення окалини в зоні відновлення полум'я ацетиленового пальника, за яким визначають розрахунковий час потрібний для відновлення окалини, нагрів відбувається у відновлюючій атмосфері полум'я ацетиленового пальника, для чого відстань від сопла пальника до поверхні сталевих виробів з окалиною (l , мм), залежно від діаметра сопла пальника (d , мм) визначається співвідношенням $11,872 - 3,6815 \cdot d + 3,4984 \cdot d^2 - 0,5315 \cdot d^3 \leq l \leq 15,872 - 3,6815 \cdot d + 3,4984 \cdot d^2 - 0,5315 \cdot d^3$, витримка повинна бути не менш розрахункового часу, потрібного для відновлення окалини, а охолодження місця відновлення відбувається в нейтральній атмосфері.

1. Сварка в машиностроении. Т.1. Під ред. Н.А. Ольшанского. М.: Машинобудування, 1978.-с.310.
2. Афтанділянц Е. Г., Зазимко О.В., Лопатько К. Г., Іванова О. В. Технологія конструкційних матеріалів: Навчальний посібник в 2-х книгах. Книга 1. К.: НУБіП, 2016.- с. 511.

УДК 669.18.621:539.21

Є. Г. Афтанділянц

Національний університет біоресурсів і природокористування України, Київ

ЗАКОНОМІРНОСТІ ВПЛИВУ ПАРАМЕТРІВ СТРУКТУРИ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЛИТИХ НОРМАЛІЗОВАНИХ СТАЛЕЙ

Механічні властивості сталей визначаються в основному твердо розчинним впливом елементів та зміною ними кількості та закономірностей виділення вторинних фаз у процесі термічної обробки. Комплексне поліпшення механічних властивостей конструкційних сталей найбільш оптимально може бути досягнуто в тому випадку, якщо легування, модифікування та мікролегування сталей буде поєднуватися з оптимальними режимами термічної обробки та подальшим виділенням елементів з твердого розчину у вигляді дисперсних карбідних і нітридних фаз.

Виходячи з таких передумов досліджували можливість аналітичного опису механічних властивостей нормалізованих сталей з феррито-перлітною структурою з використанням таких вихідних факторів, що істотно впливають на аустенітну структуру, як ступінь перегріву над температурою t_{ac3} (Δt_c), вміст в сталі С, Si, Mn, Cr, S, P, кількість розчиненого в аустеніті азоту (N_a) і ванадію (V_a) та вміст нітридванадієвої фази (q_{VN_a}). На ферито-перлітну структуру - вміст у фериті вуглецю (C_f), марганцю (Mn_f), хрому (Cr_f), кремнію (Si), ванадію (V_f), азоту (N_f), а також нітридванадієвої (q_{VN_f}) та карбідної (q_k) фаз, що виділилися у фериті по завершенню перетворення аустеніту на перліт.

Вплив структурних чинників на формування механічних властивостей литих нормалізованих сталей, з ймовірністю 95%, має такий вид:

- межа міцності (МПа)

$$\begin{aligned} \sigma_{\sigma} = & 1410 + 284,1 \cdot (C + N_a) - 9289 \cdot (S + P) - 2,485 \cdot (C + N_a) \cdot \Delta t_c - 65,63 \cdot q_k + \\ & + 5,095 \cdot q_{VN_f} \cdot (C_f + N_f) + 1,362 \cdot 10^{-3} \cdot \Delta t_c \cdot (C_f + N_f) \cdot (Si + Mn_f + Cr_f + V_f) - , \\ & - 3,957 \cdot 10^{-3} \Delta t_c \cdot q_k \cdot q_{VN_f} \cdot (C_f + N_f) \cdot (Si + Mn_f + Cr_f + V_f); \\ R = & 0.759; \delta = 1.95\%; F_{7/72} = 14.02 > F_m^{0,05} = 1.9, \end{aligned} \quad (1);$$

- межа текучості (МПа)

$$\begin{aligned} \sigma_m = & 592 - 50,71 \cdot (Si + Mn + Cr + V_a) + 203,7 \cdot (C + N_a) \cdot (Si + Mn + Cr + V_a) - \\ & - 4130 \cdot (C + N_a) \cdot (S + P) \cdot (Si + Mn + Cr + V_a) - 87,53 \cdot q_k + \\ & + 132 \cdot (C + N_a) \cdot (S + P) \cdot (Si + Mn + Cr + V_a) \cdot \Delta t_c \cdot q_{VN_a} + , \\ & 151,8 \cdot (Si + Mn_f + Cr_f + V_f) - 196,8 \cdot q_k \cdot q_{VN_f} + \\ & + 6,417 \cdot 10^{-4} \cdot \Delta t_c \cdot (C_f + N_f) \cdot (Si + Mn_f + Cr_f + V_f) \cdot q_k \cdot q_{VN_f} \\ R = & 0.889; \delta = 3.1\%; F_{8/71} = 33.59 > F_m^{0,05} = 2.3, \end{aligned} \quad (2);$$

- відносне видовження (%)

$$\begin{aligned} \delta = & 30,1 - 1,28 \cdot (Si + Mn + Cr + V_a) + 7,983 \cdot (C + N_a) \cdot (Si + Mn + Cr + V_a) - \\ & - 0,3664 \cdot \Delta t_c + 8,782 \cdot (C + N_a) \cdot (S + P) \cdot \Delta t_c - 4,314 \cdot (Mn_f + Cr_f + V_f + Si) + \\ & + 0,02081 \cdot (C_f + N_f) \cdot (Si + Mn_f + Cr_f + V_f) + , \\ & + 0,2682 \cdot q_k \cdot (Si + Mn_f + Cr_f + V_f) + 0,0288 \cdot (Si + Mn_f + Cr_f + V_f) \cdot \Delta t_c + \\ & + 0,0576 \cdot q_k \cdot \Delta t_c - 8,061 \cdot 10^{-3} \cdot q_k \cdot (C_f + N_f) \cdot (Si + Mn_f + Cr_f + V_f) + \\ & + 9,18 \cdot 10^{-2} \cdot q_k \cdot q_{VN_f} \cdot \Delta t_c, \\ R = & 0.904; \delta = 17.8\%; F_{11/68} = 27.7 > F_m^{0,05} = 2.3, \end{aligned} \quad (3);$$

- відносне звуження (%)

$$\begin{aligned} \psi = & 69,4 - 18,33 \cdot (Si + Mn + Cr + V_a) \cdot (C + N_a) - 79,17 \cdot (S + P) \cdot (Si + Mn + Cr + V_a) - \\ & - 0,4384 \cdot \Delta t_c + 5,074 \cdot (S + P) \cdot \Delta t_c + 258,2 \cdot (C + N_a) \cdot (Si + Mn + Cr + V_a) \cdot (S + P) - \\ & - 5,703 \cdot (Si + Mn_f + Cr_f + V_f) + 0,5291 \cdot q_k \cdot (Si + Mn_f + Cr_f + V_f) + , \\ & + 0,04738 \cdot q_k \cdot (C_f + N_f) + 0,03717 \cdot q_k \cdot \Delta t_c - 8,132 \cdot 10^{-3} \cdot q_k \cdot (C_f + N_f) \cdot \\ & \cdot (Si + Mn_f + Cr_f + V_f) + 0,2864 \cdot q_{VN_f} \cdot q_k \cdot \Delta t_c, \\ R = & 0.924; \delta = 17.24\%; F_{11/68} = 36.01 > F_m^{0,05} = 2.3, \end{aligned} \quad (4);$$

- ударна в'язкість (МДж/м²)

$$\begin{aligned} KCU = & 1,22 - 0,0664 \cdot (Si + Mn + Cr + V_a) - 2,457 \cdot (C + N_a) - 13,76 \cdot (S + P) + \\ & + 0,2369 \cdot (C + N_a) \cdot (Si + Mn + Cr + V_a) + 1,556 \cdot (S + P) \cdot (Si + Mn + Cr + V_a) + \\ & + 53,67 \cdot (C + N_a) \cdot (S + P) + 0,01562 \cdot (C + N_a) \cdot \Delta t_c - 4,913 \cdot 10^{-3} \cdot \Delta t_c + \\ & + 0,124 \cdot (S + P) \cdot \Delta t_c + 28,31 \cdot (S + P) \cdot q_{VN_a} - 5,529 \cdot (C + N_a) \cdot (S + P) \cdot (Si + Mn + , \\ & + Cr + V_a) - 0,4229 \cdot (C + N_a) \cdot (S + P) \cdot \Delta t_c - 91,93 \cdot (C + N_a) \cdot (S + P) \cdot q_{VN_a} - \\ & - 0,06272 \cdot (Si + Mn_f + Cr_f + V_f) + 1,962 \cdot 10^{-3} \cdot q_k \cdot (Si + Mn_f + Cr_f + V_f) - \\ & - 1,71 \cdot 10^{-6} \cdot (C_f + N_f) + 0,4247 \cdot q_k \cdot q_{VN_f} - 1,078 \cdot 10^{-4} \cdot q_k \cdot \Delta t_c + \\ & + 6,384 \cdot 10^{-7} \cdot (C_f + N_f) \cdot (Si + Mn_f + Cr_f + V_f) \cdot \Delta t_c, \\ R = & 0.755; \delta = 1.9\%; F_{9/60} = 4.19 > F_m^{0,05} = 1.9. \end{aligned} \quad (5);$$

де R - коефіцієнт множинної кореляції, δ - середня похибка апроксимації (тобто середнє відхилення розрахункових значень від експериментальних), $F_{n/m}$, $F_{\tau}^{0,05}$ – розрахунковий та табличний критерій Фішера, відповідно.

Результати розрахунків показують, що збільшення вмісту в сталі 20ХГСП вуглецю, кременію, марганцю, хрому, ванадію, азоту, а також одночасно ванадію та азоту

призводить до монотонного підвищення міцних та екстремальних змін пластичних характеристик. та ударної в'язкості.

Приймаючи за базу сталь 20ХГСП, оцінили ефективність впливу С, Si, Mn, Cr, V, N та V+N на зміну рівня механічних властивостей нормалізованих сталей за різного перегріву над температурою t_{ac3} (Δt_c).

По збільшенню середньої питомої ефективності впливу елементів на міцні властивості їх можна розмістити в наступній послідовності: Cr, Si, C, V, Mn, N, V+N.

При цьому зі збільшенням температури аустенізації ефективність впливу елементів зростає. Це вказує на суттєвий вплив стійкості аустеніту до переохолодження на дисперсність структури, що утворюється в результаті перетворення аустеніту на перліт і ферито-перлітну структуру і, як наслідок, на міцність матеріалу.

Порівнюючи вплив таких карбідо- і нітриде утворюючих елементів, як Cr, C, V, V+N слід зазначити, що ефективність зміни ними міцності сталі залежить, мабуть, не стільки від кількості, скільки від дисперсності фази, що утворюється при перетворенні аустеніту на вторинну перліт, оскільки видно, що вплив таких активних карбідоутворюючих елементів, як хром і вуглець нижче, ніж ванадію, що утворює дисперсні карбіди VC, або ванадію і азоту, що утворюють дисперсні нітриди ванадію.

Аналіз показує, що вуглець, кремній та азот закономірно знижують значення відносного подовження, звуження та ударної в'язкості. А вплив легування марганцем, хромом, ванадієм і ванадієм разом з азотом екстремальний. Є оптимуми їх змістів, у яких має місце одночасне підвищення міцності та пластичних властивостей. При цьому вплив елементів залежить від ступеня перегріву сталі над температурою t_{ac3} .

Наприклад, при легуванні сталі 20ХГСП 0,1% ванадію при перегріві над t_{ac3} на $\Delta t_c = 15$ °С підвищення ударної в'язкості становить 6,7%. Зі збільшенням величини перегріву до $\Delta t_c = 62$ °С вона досягає 9,8%. При подальшому підвищенні величини перегріву ефективність підвищення ванадієм ударної в'язкості знижується і при $\Delta t_c = 265$ °С становить лише 3,2%. Інша закономірність спостерігається у разі спільного легування сталі 0,1% ванадію та 0,015% азоту. Оптимальний вплив спостерігається при перегріві сталі на 100-200 °С вище t_{ac3} , що відповідно на 110-10 °С нижче температури повного розчинення нітридів ванадію в аустеніті.

Це вказує на те, що процес формування механічних властивостей нормалізованих сталей, легуваних азотом і ванадієм з феррито-перлітною структурою практично

повністю контролюється ступенем розчинення нітридів ванадію в аустеніті, а оптимальна температура аустенітизації таких сталей повинна бути не нижче температури повного розчинення нітридів ванадію на 110°C.

В заключенні необхідно відзначити, що механічні властивості нормалізованих конструкційних сталей з феррито-перлітною структурою, з коефіцієнтом кореляції від 0,759 до 0,924 і похибкою від 8,3 до 17,8%, залежать від ступеня легування аустеніту і вмісту в ньому нітридванадієвої фази, вмісту вуглецю, температури закінчення розпаду пересиченого твердого розчину і кількості карбідної і нітридванадієвої фаз, що виділилися.

УДК 622.276.6

А. С. Барсук

Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», Харків

ВПЛИВ СКЛАДУ ЧАВУНУ ДЛЯ ЛИТИХ ДЕТАЛЕЙ, ЩО ПРАЦЮЮТЬ В УМОВАХ АБРАЗИВНОГО ТЕРТЯ, НА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ

Об'єктом дослідження був доевтектичний чавун, легований титаном для лопаток змішувачів, що працюють в умовах абразивного тертя.

При виборі матеріалу для лопаток та технології його виготовлення важливо вирішувати завдання підбору хімічного складу, що забезпечує задані властивості. При виборі як матеріал чавуну його легують елементами, що забезпечують процеси карбідоутворення, наприклад ванадієм у поєднанні з марганцем, хромом і нікелем [1, 2] або титаном і бором [3, 4]. Такі елементи по-різному впливають на структуру та властивості залежно від абсолютного значення концентрацій елементів та їх співвідношень, дозволяючи отримувати чавуни різних марок, варіюючи цими величинами.

При виборі як матеріал сталі, важливо забезпечити високі поверхневі властивості, на відміну від чавуну, де важливі властивості за обсягом. Це забезпечується технологіями азотування [5] або борування [6], що забезпечують високу поверхневу твердість та задану глибину дифузійного шару.

Виходячи з міркувань вартості і металургійної складності виготовлення, кращим є чавун, структура якого повинна забезпечувати високу стійкість до стирання, для чого вона повинна включати карбіди елементів різної складності.

На основі результатів чисельного моделювання показано, що застосування титану в чавуні, основною вимогою якого є висока зносостійкість, дозволяє значно підвищити коефіцієнт зносостійкості в порівнянні з білим нелегованим чавуном. Так, застосування Ti у кількості 0.28% забезпечує збільшення коефіцієнта зносостійкості на 78–98% залежно від вмісту вуглецю та вуглецевого еквівалента чавуну. Легування сплаву титаном у кількості 1.61% забезпечує максимально можливе значення коефіцієнта зносостійкості (K_{wrmax} 12%). Проте подальше збільшення вмісту титану рівня $Ti=2.94\%$ демонструє зворотну тенденцію – величина K_{wr} зменшиться до значення $K_{wrmax}\approx(7-9)\%$. Причому, починаючи зі значення Ti 1.61%, кількість вуглецю в сплаві та його вуглецевий еквівалент практично не впливають на характер залежності $K_{wr} = f(Ti)$. При цьому чисельні значення коефіцієнта зносостійкості при тому самому вмісті титану в сплаві практично збігаються. Оптимальним і рекомендованим хімічним складом чавуну, що забезпечує максимум коефіцієнта зносостійкості, є: $C=2.68\%$, $Ti=1.61\%$, і вміст кремнію в функції марганцю, що описується лінійним рівнянням виду $Si=a_0+a_1Mn$, в якому $a_0 = 1.2$, $a_1 = 0.1$.

Отримані результати можуть бути використані в промислових підприємствах, оснащених ливарними цехами чавунного литва, конструкторами, що вибирають матеріали для виготовлення деталей машин, схильних до інтенсивного тертя за умовами експлуатації. Такі деталі знаходять застосування в змішувальних установках різного типу, що застосовуються переважно у дорожньому будівництві, будівництві та сільському господарстві, а також в ливарному виробництві при виготовленні формувальних чи стрижневих сумішей.

Список літератури

1. Frolova, L., Barsuk, A., Nikolaiev, D. (2022). Revealing the significance of the influence of vanadium on the mechanical properties of cast iron for castings for machine-building purpose. *Technology Audit and Production Reserves*, 4 (1 (66)), 6–10. doi: <http://doi.org/10.15587/2706-5448.2022.263428>
2. Demin, D. A. Change in cast iron's chemical composition in inoculation with a Si-V-Mn master alloy [Text] / D. A. Demin // *Litejnoe Proizvodstvo*. – 1998. – Vol. 6. – P. 35.
3. Kontorov, B. M., Kunin, N. M. (1960). *Iznosostoykie belye chuguny, legirovaniy borom i titanom*. Liteynoe proizvodstvo, 4.

4. Emelyushin, A. N. (2000). Vliyanie titana i bora na iznosostoykost' chuguna prednaznachennogo dlya mehanicheskoy obrabotki nemetallicheskih materialov instrumenta iz hromistyh chugunov. Izvestiya vysshih uchebnyh zavedeniy. Chernaya metallurgiya, 2, 28–29.

5. Mohanad, M. K., Kostyk, V., Domin, D., & Kostyk, K. (2016). Modeling of the case depth and surface hardness of steel during ion nitriding. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 2(5(80)), 45–49. <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2016.65454>

6. Kostyk, K. O. Development of the high-speed boriding technology of alloy steel [Text] / K. O. Kostyk // *Eastern-European Journal of Enterprise Technology*. – 2015. – Vol. 6, Issue 11 (78). – P. 8–15. doi: 10.15587/1729-4061.2015.55015

УДК 669.715:536.46:539.24/.27;669.788

В. І. Белік, А. Г. Пригунова, М. В. Кошелєв, А. Г. Вернідуб

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

e-mail: belikv@ukr.net

ВПЛИВ ВОДНЕВОГО ОБРОБЛЕННЯ АЛЮМІНІЙ-КРЕМНІЄВОГО СПЛАВУ НА ФОРМОУТВОРЕННЯ ТА РОЗМІР ПЕРВИННИХ КРИСТАЛІВ КРЕМНІЮ

Згідно з сучасними уявленнями водень може позитивно впливати на властивості алюмінієвих сплавів. Так, багатьма дослідженнями встановлено, що водневе оброблення (ВО) сприяє подрібненню кристалів первинного кремнію в силумінах заевтектичного складу [1,2,3]. Такий ефект спостерігався при різних методах ВО, у тому числі - зануренні вологого азбесту в розплав [1], витримці розплаву в атмосфері водяної пари [2], введенні водню разом з електролітично наводненою шихтою [3]. Вплив водню посилюється при збільшенні його вмісту в розплаві, що твердне. Цьому сприяють більш тривалий термін газонасичення [4] та швидкісне охолодження розплаву в формі. В роботах [2,3,4,] останнє змінювалося в діапазоні від 0,04 °C/c до 70 °C/c. Проте, аналізуючи дію ВО на розмір первинних кристалів кремнію, поза увагою дослідників залишився такий важливий чинник, як форми їх росту. Тому метою даної роботи є визначення дії водневого оброблення та швидкості тверднення розплаву на розмір і морфологію кристалів первинного кремнію в заевтектичних силумінах.

Дослідження проведено на бінарному сплаві Al - 19 % Si. Водневе оброблення розплаву здійснювали продуванням паром. Для цього у заливний ківш з розплавом

занурювали ливарний дзвіночок з вологою мінеральною ватою: вага вати - 25 г, води - 20 г. Для запобігання зниження температури в ході газонасичення ківш розташовували в тиглі з розплавом, який знаходився в печі. ВО починали при температурі 760°C, за 60 секунд оброблення температура знижувалася на 25 - 30 °C. Тривалість витримки після газонасичення складала 40 – 45 с. Швидкості охолодження в рідко-твердому стані змінювали від 0,35 °C/с до 45,8 °C/с. Це забезпечувалося використанням кокілів, виготовлених із чавуну, сталі та графіту з різною товщиною стінок. Рівень газонасичення оцінювали порівнянням щільності зразків з вихідного та газонасиченого розплаву. Пористість виливків після ВО підвищувалася на 0,4...0,7 %.

З отриманих зразків виготовляли шліфи для металографічних досліджень центральної, середньої та периферійної зон по радіусу вилівка. За фотографіям мікроструктур визначали довжину та ширину кристала, за якими здійснювали розрахунок його розмірного параметру, як відношення довжини до ширини. Аналіз різновидів форм первинних кристалів кремнію дозволив виділити три основні типи: «зірка», «гранник» та «трикутник», приклади яких наведено на рис 1.

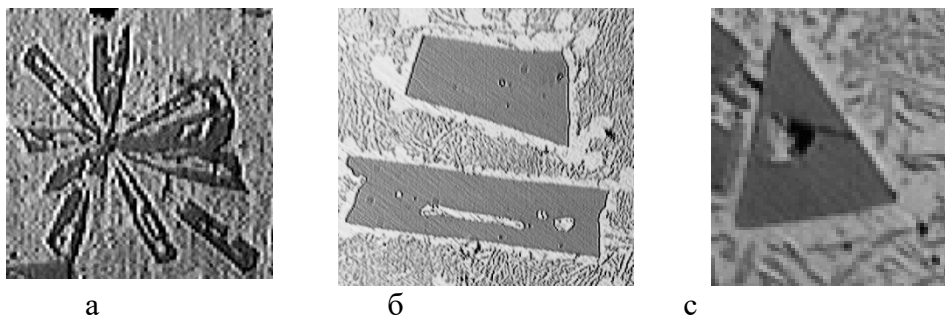


Рис. 1 – Типові форми первинних кристалів кремнію: а - «зірка»; б - «гранник»;
с - «трикутник»

Встановлено, що незалежно від швидкості охолодження, кількість кристалів типу "трикутник" не перевищує 10 % від загальної кількості первинних кристалів кремнію. Тому подальші дослідження проведено на кристалах типу "зірка" та "гранник", чисельність яких при мінімальній для даного дослідження швидкості охолодження (0,35 °C/с) становить відповідно 45 і 55 %. Зі зростанням швидкості охолодження до 45,8 °C/с кількість кристалів типу «зірка» збільшується до 65 % за рахунок зменшення числа "гранників" до 25 %. Водневе оброблення розплаву не змінило співвідношення кристалів різних типів форм. Усереднені значення довжини кристалів (тобто його максимального розміру) в центральній, середній та периферійній зонах по радіусу виливків і розмірного параметру кристалів типу «зірка» і «гранник» наведено на рис. 2.

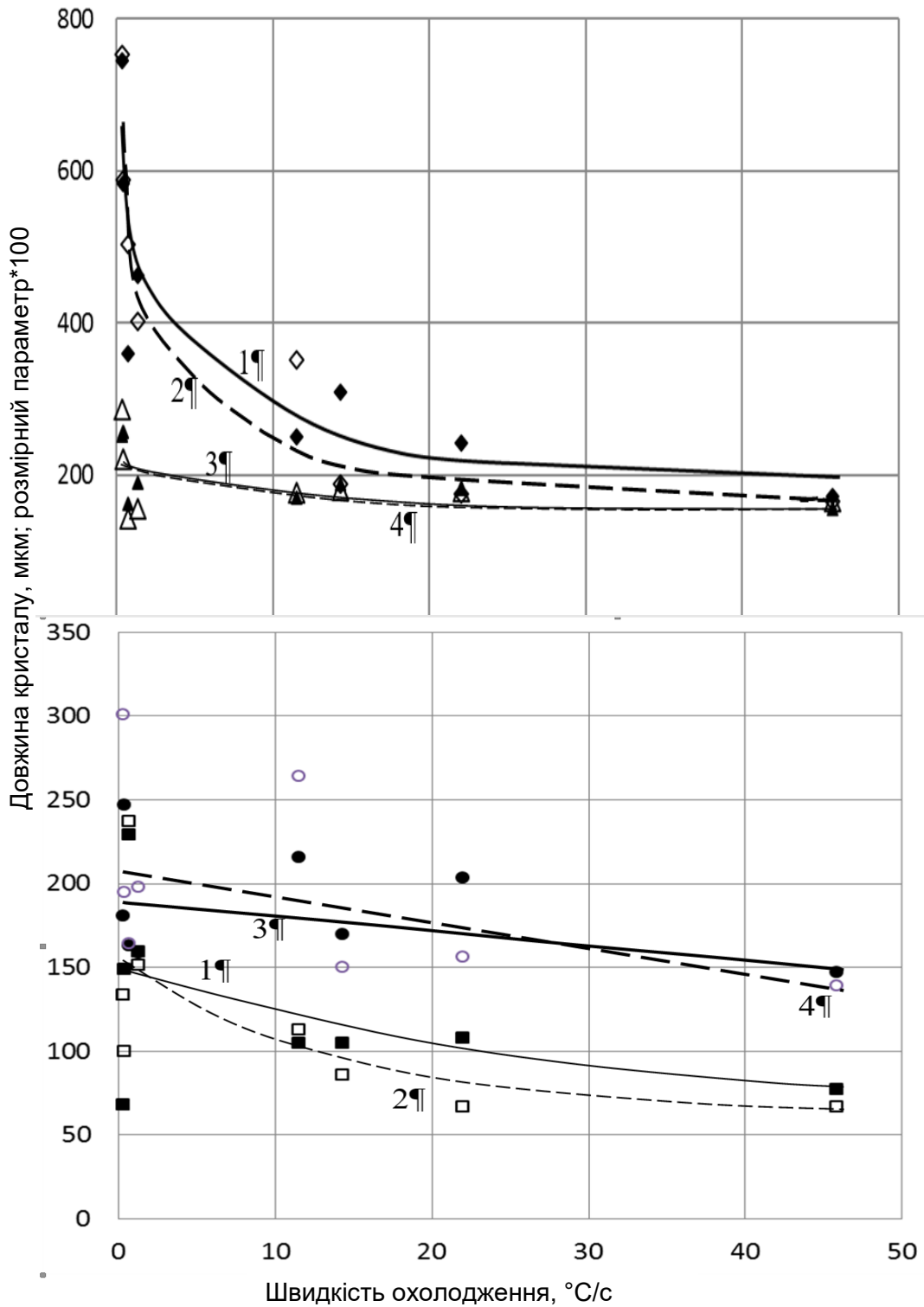


Рис. 2 – Довжина кристалів первинного кремнію типу «зірка» і «гранік» та їх розмірний параметр в залежності від швидкості охолодження і водневої обробки: 1, 3 – без водневої обробки; 2, 4 – після водневої обробки; 1 (◆), 2 (◇) – довжина кристала типу «зірка» (верх); 3 (▲), 4 (Δ) – розмірний параметр кристала типу «зірка» (верх);

1(■), 2 (□) – довжина кристала типу «гранник» (низ); 3 (●); 4. (○) – розмірний параметр кристала типу «гранник» (низ)

Як видно з взаєморозташування кривих 3 і 4, на величині розмірного параметра кристалів типу «зірка» (рис. 2, верх, криві 3 і 4) вплив ВО не позначився. На кристалах «гранник» (рис. 2, низ, криві 3 і 4) водневе оброблення сприяло зменшенню їх компактності при малих швидкостях охолодження і збільшенню при великих.

Можна відзначити, що ВО приводить до подрібнення кристалів первинного кремнію обох типів (криві 1 і 2, рис 2), причому такий ефект проявляється при швидкості охолодження, що дорівнює або перевищує 3 °С/с, і більш істотний для кристалів типу «зірка».

Для використання ефекту подрібнення в результаті ВО у промислових умовах необхідно провести додаткові дослідження: вивчити вплив обох типів кристалів на властивості сплаву та визначити оптимальну швидкість охолодження вилівка з урахуванням описаного вище збільшення співвідношення кількості кристалів типу «гранник» та «зірка» на користь останнього при збільшенні швидкості охолодження та більш виражений ефект подрібнення кристалів первинного кремнію у разі їх формування за типом «зірка», який має місце при застосуванні ВО.

Список літератури

1. Попова М.В. Влияние обработки расплава на параметры микроструктуры и тепловое расширение силуминов с различным содержанием кремния /М.В. Попова, Н.В. Кибко // Обработка металлов. – 2014. – № 2 (63). – С. 107–116.

2. Кибко Н.В. Формирование структуры и физико-механических свойств силуминов при обработке расплава водородсодержащими веществами: дис. ... канд. техн. наук, Сибирский государственный индустриальный университет Новокузнецк, 2015.

3. Прудников А.Н. Структурно-технологические основы разработки прецизионных силуминов с регламентированным содержанием водорода: автореф. дис. ... д-ра. техн. наук: 01.05.2013, Новосибирск, 2013.

4. Купчинська А. О. Структуроутворення в заевтектичних силумінах при комплексному обробленні в рідкому та твердому стані для підвищення механічних властивостей і зносостійкості: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Міністерство освіти і науки України Національна Металургійна Академія України, Дніпро, 2016.

В. І. Бєлік, Т. Г. Цир, В. М. Дука

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

e-mail: belikv@ukr.net

ПЕРЕМІШУВАННЯ РОЗПЛАВУ ЯК НЕОБХІДНИЙ ЕЛЕМЕНТ ТЕХНОЛОГІЇ ПРЯМОГО ТЕРМІЧНОГО МЕТОДУ (DTM)

У даний час у ливарному виробництві широко використовується метод реолиття, що забезпечує високі властивості виробів. Він заснований на ефекті зниження зусиль пресування розплаву в твердо-рідкому стані у разі формування в ньому глобулярної форми кристалів твердого розчину алюмінію (α -фази). Найбільш технологічним простим методом отримання такої структури є так званий прямий термічний метод, DTM [1]. Він полягає в тому, що розплав з малим перегрівом виливають у форму з великою теплопровідністю та малою теплоємністю. При цьому розплав швидко охолоджується до температури початку формування двофазної зони. Потім за умов, близьких до ізотермічних, витримується до утворення необхідного об'єму твердої фази, після чого проводять загартування заготовки. Отримання глобулів із середнім розміром менше 100 мкм вважається хорошим результатом.

Згідно з [1] механізм отримання глобулярної структури полягає в тому, що висока швидкість охолодження при знятті перегріву сприяє масовому зародженню кристалів, а зниження температури розплаву - їх «виживанню», тобто кристали, що зародилися, не розплавляються під дією тепла розплаву. Дендритний розвиток кристала може бути пригнічений (формується глобулярна структура), якщо кількість зерен в одиниці об'єму досить висока для даної швидкості охолодження [2]. Тобто формуванню дендритної структури сприяє збільшення кількості зародків і зниження швидкості їх зростання.

Вирішальною умовою формування глобулярної структури у виливку при здійсненні прямого термічного методу є двоетапне затвердіння: з великою інтенсивністю охолодження на першому етапі і з малою на другому. Інтенсивне охолодження розплаву на першому етапі досягається його низьким перегрівом. Це сприяє як процесу масового зародження кристалів внаслідок високого переохолодження, так і їх подальшому «виживанню», оскільки температура розплаву після заливання знижується до

температури ліквідус сплаву. Використання форми з високою теплопровідністю і малою теплоємністю забезпечує повільне охолодження розплаву на другому етапі, тобто низьку швидкість зростання глобулів, що необхідно для запобігання розвитку дендритної кристалізації.

Таким чином, прийнято вважати, що теплові умови тверднення вилівка є визначальними при здійсненні прямого термічного методу.

Аналізуючи особливості інших методів отримання глобулярної структури, таких як заливання розплаву у форму по похилій охолоджувальній поверхні [3], продування розплаву газом через дифузор, що охолоджує розплав (GISS – метод) [4, 5], електромагнітне перемішування розплаву з зануреним у нього стрижнем з графіту [6] або міді [7], механічне перемішування стрижнем, що обертається та охолоджує розплав [2], або спеціальними пристроями (наприклад, двошнековою мішалкою) [8], можна відзначити, що при реалізації цих методів, як і в прямому термічному методу, приділяється увага тепловим умовам. У кожному випадку має місце спеціально створений рух потоків розплаву щодо поверхні, яка охолоджує розплав, на якій і відбувається утворення зародків кристалізації з наступним їх поширенням на увесь обсяг розплаву. Причиною того, що в роботах, присвячених прямому термічному методу, цьому механізму та його ролі у формуванні недендритної структури увага не приділяється, може бути те, що заливка розплаву у форму є необхідною технологічною складовою даного методу. Переміщення розплаву щодо охолоджуючої поверхні форми, що виникає при цьому, є природним побічним явищем заливання, тобто не створюється спеціально, але має місце завжди, за будь-яких теплових умов отримання заготовки, і тому окремо не досліджувалося.

У цій роботі досліджено значимість перемішування у процесі утворення зародків кристалів та їх розповсюдження як супутнього технологічного фактора при реалізації прямого термічного методу.

Експерименти проведено на сплаві АК7пч з використанням тонкостінної (0,4 мм) форми з нержавіючої сталі у вигляді конуса ємністю 175 см³, висотою 82,5 мм і діаметрами 56,2 і 47,4 мм. Застосування тонкостінної форми дало можливість швидкої та регульованої зміни інтенсивності тепловідведення в ході тверднення вилівка за рахунок зміни охолоджувального середовища, і тим самим спростило забезпечення необхідних теплових умов, а саме двоетапного тверднення заготовки. Висока інтенсивність охолодження (перший етап) досягалася використанням води як охолоджувального середовища, низька (другий етап) – забезпечувалася поміщенням форми в ємність, утеплену мінеральною ватою.

Для відтворення технології прямого термічного методу форму з встановленою в нею для контролю процесу затвердіння заготовки термопарою опускали в ємність з водою так, що над водою залишалось 10-15 мм тіла форми і заливали розплав, охолоджений в заливному ковші від температури витримки (720 °С...740 °С) до температури, що перебільшувала температуру ліквідус даного сплаву на кілька градусів. Безпосередньо після закінчення заливки, тривалість якої становила 1-2 с перший етап завершували, форму виймали з води і поміщали в утеплену ємність для проведення другого етапу. Після охолодження заготовки до температури 577 °С, (при якій тверділо 40 % α -фази), її загартовували у воді для фіксації структури. В цьому випадку була отримана глобулярна форма α -фази з розміром глобулів 52...58 мм.

У досліджах, що виключали процес перемішування струменем розплаву, який заливається, теплові умови попереднього експерименту були повністю відтворені, але заповнення форми розплавом проводили на повітрі, де і відбувалося охолодження розплаву від температури (720 °С...740 °С) до заданої, і перший етап починався після занурення заповненої форми в воду. Відсутність перемішування при цьому унеможливлювала переміщення розплаву щодо охолоджуючої поверхні (стінок форми) в період масового зародження кристалів. У результаті в заготовці формувалася дендритна структура з розміром дендритів 2900 ... 4500 мкм. Вона практично не відрізнялася від структури звичайних виливків, отриманих у тій же формі, але при твердінні в один етап, тобто на повітрі або у воді, за винятком того, що в останньому випадку дендритний параметр був значно меншим.

У наступному експерименті, проведеному в тих же теплових умовах, після занурення кокілю, заповненого розплавом, у воду, розплав протягом 3 ... 4 с був перемішаний попередньо нагрітою механічною мішалкою пропелерного типу. Внаслідок цього утворилася глобулярна структура з такими ж розмірами глобулів, як і в першому експерименті, тобто в звичайних умовах здійснення прямого термічного методу. Це доводить, що позитивний вплив перемішування розплаву на формування недендритної структури досягається при будь-якому способі перемішування, як струменем розплаву при заливці, так і з використанням мішалки.

Таким чином, встановлено, що відсутність перемішування при повному дотриманні теплових умов здійснення прямого термічного методу (двоетапне затвердіння з високою і низькою інтенсивністю охолодження) призводить до формування дендритної структури. Необхідною умовою формування глобулярної структури є (як і в наведених вище методах [3 - 9] реолиття) не тільки двоетапне затвердіння, а і переміщення

розплаву щодо охолоджувальної поверхні, роль якого полягає у поширенні зародків, що утворилися поблизу охолоджуючих поверхонь, по всьому обсягу виливка.

Отримані результати можуть бути використані при розробці відповідних технологій і реалізації процесу в промислових умовах. При цьому на увагу заслуговує процес заливання, особливості якого (зокрема - інтенсивність викликаного ним перемішування) істотно впливають на формування необхідної структури.

Список литературы

1. Browne D.J. Direct thermal method: new process for development of globular alloy microstructure / D.J. Browne, M.J. Hussey, A.J. Carr, D. Brabazon // International Journal of Cast Metals Research.- 2003. - Vol. 16. - No. 4. – P. 418–426.

2. Martinez R.A. Evolution of particle morphology in semisolid processing / R.A. Martinez, M.C. Flemings // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2005, – **36**. – № 8. – P. 2205-2210.

3. Motegi T. New semi-solid casting of copper alloys using an inclined cooling plate / T. Motegi, F. Tanabe // The 8th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites. Limassol, Cyprus, 2004. – P. 156-160.

4. Canyook R. Evolution of microstructure in semi-solid slurries of rheocast aluminum alloy / R. Canyook, S. Petsut, S. Wisutmethangoon, M.C. Flemings, J. Wannasin // Trans. Nonferrous Met. Soc. China 20(2010). - P.1649–1655.

5. Wannasin J. Evaluation of solid fraction in a rheocast aluminum die casting alloy by a rapid quenching method / J. Wannasin, R. Canyook, R. Burapa, M.C. Flemings // Scripta Materialia. – 2008. - **59**.- P 1091–1094.

6. Guanglei ZHU. Annular electromagnetic stirring|a new method for the production of semi-solid A357 aluminum alloy slurry / ZHU Guanglei, XU Jun, ZHANG Zhifeng, BAI Yuelong, SHI Likai // Acta Metall. Sin.(Engl. Lett.). - December 2009. - Vol. 22. - No.6. – P. 408-414.

7. Zheng LIU. Effect of local chilling on morphology of primary α (Al) in semi-solid A356 alloy / LIU Zheng, MAO Wei-min, ZHAO Zhen-duo // Al/Trans. Nonferrous Met. Soc. China. - November 2008.-18.- №3.- P. 573-579.

8. Das A. Morphological development of solidification structures under forced fluid flow: experimental observation / A. Das, Z. Fan // Materials science and technology. – 2003, – **19**. – №. 5. – P. 573-580.

В. І. Бєлік, Л. К. Шеневидько, В. М. Дука, Т. Г. Цир

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

e-mail: belikv@ukr.net

**ПРО МЕХАНІЗМИ ПОДРІБНЕННЯ ПЕРВИННИХ КРИСТАЛІВ АЛЬФА ФАЗИ
АЛЮМІНІЄВО-КРЕМНІЄВОГО СПЛАВУ, ЩО ТВЕРДНЕ В УМОВАХ ПЕРЕМІШУ-
ВАННЯ**

Переваги процесу реолиття алюмінієво-кремнієвих сплавів перед традиційним ЛПД досягаються за рахунок використання тиксотропних властивостей металевих суспензій, зумовлених глобулярною формою первинних кристалів альфа фази. Згідно з сучасними уявленнями [1] для формування глобулярної структури при кристалізації має бути задіяно настільки велике число зародків, щоб у процесі їх подальшого зростання розмір кристала не досяг критичного радіусу втрати стійкості і зберігав округлу форму. Зрозуміло, що чим більше число кристалів у даному обсязі, тим менший розмір кожного, і все, що призводить до подрібнення зерна, підвищує ймовірність формування глобулярної структури.

Ключовим технологічним моментом, що забезпечує отримання цієї структури в таких технологічних схемах як «реокаст» - процес, SSR-технологія, в установках безперервної дії зі шнековим механізмом транспортування металу є перемішування розплаву в процесі його охолодження та часткового тверднення. У цій роботі розглянуто роль перемішування як чинника подрібнення зерна.

Експерименти проведені на сплаві АК7ч. У процесі затвердіння розплаву масою 25...30 г у кокілї з товщиною стінки 1,5 мм і зовнішнім діаметром 23 мм здійснювали контроль та запис температури за допомогою термopари марки ХА, поміщеної в дво-канальну соломку діаметром 3 мм, яку при необхідності перемішування розплаву обертали в розплавї всередині кокілю по колу зі швидкістю 1-2 обороти на секунду. Виливки кристалізувалися при низькій (0,3 °С/с) і високій (6,5 °С/с) швидкостях охолодження, які досягалися охолодженням кокіля на повітрі або у воді. У першому випадку перемішування починали при температурі 625 °С, або при температурі рекалесценції, а при охолодженні у воді відразу після занурення у воду. Мінімальна тривалість перемішування визначалася моментом, коли діаметр зони перемішування, що зменшується на протязі твердіння розплаву, наближався до діаметру соломки. Залежність розміру зерна від тривалості перемішування наведено на рис. 1.

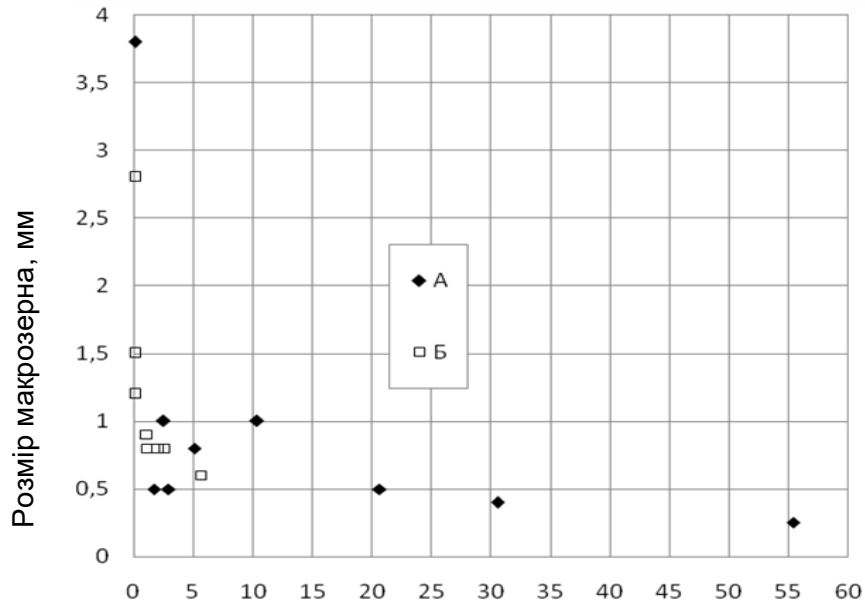


Рис. 1 - Вплив перемішування на розмір макрозерна: швидкість охолодження – А – 0,3 °C/c; Б – 6,5 °C/c
Тривалість перемішування, с

Незалежно від величини швидкості охолодження вже при мінімальній тривалості перемішування (1,7с і 2,5 с відповідно при високій та низькій швидкості охолодження) відбувається подрібнення зерна в 3-4 рази, тоді як збільшення тривалості до максимальної (6 с і 55 с відповідно) у кожному випадку призводить до приблизно однакового, але не настільки істотного зменшення зерна. При цьому мінімальна тривалість перемішування при низькій швидкості охолодження викликає порушення дендритної кристалізації з появою форм, близьких до розеткових, а збільшення тривалості перемішування супроводжується послідовним округленням гілок дендритів, появою більш округлих і роз'єднаних форм кристалів, недендритних, розеткоподібних структур. Такий же характер впливу перемішування зберігається і при високій швидкості охолодження, але ступінь його впливу на форму первинних кристалів менш виражена. Так, подрібнення макрозерна спостерігається, але дендритна кристалізація порушена меншою мірою: ні розеткові структури, ні округлі та роз'єднані форми кристалів не виявлено.

Різниця в ефективності перемішування на початковому і наступному етапі застудіння виливки викликана відмінностями механізмів подрібнення на кожному з етапів.

Так, на початковому етапі затвердіння, коли відбувається зростання величини переохолодження розплаву, у пристінковій ділянці та на стінках кокілю ініціюється велика кількість зародків кристалізації і відбувається масове зародження кристалів [2], що утворюють, у разі відсутності перемішування, зону дисперсних рівновісних кристалів, після чого величина переохолодження зменшується. У разі перемішування розплаву в період максимальних значень величини переохолодження рух розплаву оновлює поверхню зародження кристалів і поширює кристали з пристінної області по всьому об'єму виливка. Крім того, якщо ці кристали розплавляються в більш гарячій, центральній зоні виливка, куди вони перемістилися в результаті перемішування, з них вивільняються активні домішки [3], дезактивовані високим перегрівом в ході плавки. В результаті того, що раніш вони були захоплені кристалами, їх активність відновилася, і після вивільнення з кристалів (внаслідок розплавлення кристалів) проявляється їх зерноздрібнювальна дія.

Відомо, [3], що зародження кристалів можливе лише на етапі переохолодження розплаву, при температурі переохолодження, яка нижче, ніж інтервал метастабільності. Звідси випливає, що і описане активування домішок і масове утворення зародків кристалізації, які поширюються на весь об'єм виливка в ході перемішування розплаву, відбуваються доки існує переохолодження відповідної величини, тобто в умовах експериментів - протягом 0,5 с і 4...5 с відповідно при охолодженні з високою та низькою швидкістю.

Подрібнення кристалів, що має місце в ході подальшого перемішування, може бути викликане так званим механізмом «розмноження зерен» [4], що полягає у оплавленні дендритної гілки у випадку, коли радіус кінця однієї з гілок менше, ніж інших, оскільки там і температура плавлення нижче, ніж в інших. Те саме відбувається в місцях приєднання гілок до ствола: якщо в цій зоні товщина менша, частини гілки оплавляється і відокремлюється. Саме формуванням шийки кристала в зоні його контакту з вільною поверхнею розплаву або стінкою форми і подальшим відділенням кристала від місця зародження пояснюється [5] подрібнююча дія потоків розплаву.

Необхідною передумовою оплавлення гілки дендриту є підвищення концентрації домішки біля поверхні розділу фаз, що виникає в процесі кристалізації. При цьому відбувається не тільки тимчасова зупинка процесу кристалізації, але і вторинне розплавлення частини закристалізованої твердої фази. Причиною зміни розподілу температур можуть бути потоки рідкого металу, викликані перемішуванням. За умови вирівнювання температур біля поверхонь дендритів не обов'язково вирівнюватиметься і

концентрація домішок, особливо біля основи дендритних гілок. Тому відбудеться розплавлення гілок у місцях найменшого перетину» [6].

Наведене пояснення дозволяє зробити висновок, що роль перемішування у подрібненні зерен на другому етапі полягає у створенні потоків розплаву, що викликають перерозподіл температур, яке необхідне для реалізації явища оплавлення.

Таким чином, встановлено, що перемішування розплаву (навіть з малою інтенсивністю) викликає ефект зерноподрібнення, який може бути корисним для підготовки сплаву в процесі реолиття. Вплив інтенсивності перемішування на його ефективність може стати предметом подальших досліджень.

Оскільки ефективність перемішування найбільш висока на етапі масового зародження кристалів, доцільно, не зважаючи на короткочасність цього етапу, використовувати для зерноподрібнення саме його.

Перемішування подрібнює зерно однаково ефективно як при високій (6,5 °C/c) так і при низькій (0,3 °C/c) швидкостях охолодження, проте в останньому відбувається більш виражене огрубіння та округлення макрозерна, а також формування розеткових форм, які при високій швидкості відсутні.

Збільшення тривалості перемішування супроводжується послідовним округленням гілок дендритів, появою більш округлих і роз'єднаних форм кристалів та послідовним подрібненням макрозерна.

Отримані результати можуть бути використані як при вдосконаленні технології реолиття, так і при розробці нових технологій.

Список літератури

1. Семенов Б.И. Производство изделий из металла в твердожидком состоянии. Новые промышленные технологии : учеб. пособие / Б.И. Семенов, К.М. Куштаров. - М: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2010.- 223 с.
2. Чалмерс Б. Теория затвердевания / Б. Чалмерс - М: Metallurgiya, 1968. – 288 с.
3. Баландин Г.Ф. Основы теории формирования отливки / Г.Ф. Баландин. – М: Машиностроение, 1979. – 335 с.
4. Флемингс М. Процессы затвердевания / М. Флемингс - М: Мир, 1977. - 423 с.
5. Оно А. Затвердевание металлов / А. Оно. – М: Metallurgiya, 1980. - 150 с.

6. Хворинов Н.И. Кристаллизация и неоднородность стали / Н.И. Хворинов.– М: Государственне научно-техническое издательство машиностроительной литературы, 1958. - 392 с.

УДК 621.6.034:678.178.2

В. І. Бєлік, Л. К. Шеневидько, В. Ю. Шейгам, Н. П. Ісайчева

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

e-mail: belikv@ukr.net

БЕЗКОНТАКТНИЙ ДАТЧИК ПЕРЕМІЩЕННЯ НА ОСНОВІ ОПТИЧНОЇ КОМП'ЮТЕРНОЇ МИШІ

При проведенні досліджень, в яких потрібно вимірювати величину або швидкість переміщення, як, наприклад, при вивчення кінетики утворення зазору між виливком і формою, проведенні реологічних досліджень, визначення в'язкості рідин, розплавів та металевих суспензій, представляє інтерес можливість використання додаткових функціональних можливостей такого широко відомого комп'ютерного обладнання, як оптична миша, використання якої дозволяє проводити необхідні вимірювання в умовах відсутності прямого контакту датчика та об'єкта вимірювання.

Для запису параметрів руху об'єкта за допомогою комп'ютерної миші була розроблена програма, що дозволяє визначати та записувати координати курсору на екрані монітора та їх зміну у часі. Це дозволяє поставити у відповідність переміщенню реального досліджуваного об'єкта (самої комп'ютерної миші або підкладки, що рухається щодо неї) переміщення курсору на екрані монітора, і по різниці координат початкового і кінцевого положення курсору, тобто за кількістю пікселів, на які перемістився курсор по екрану, визначати відстань, на яку змістився реальний об'єкт.

Щоб розрахувати величину відносного переміщення миші та підкладки за кількістю пікселів, на які перемістився курсор, необхідно провести операцію тарування, тобто порівняти величину реального переміщення з кількістю пікселів, куди перемістився курсор. З цією метою було використано складову частину мікроскопа марки ТМІ-1, а саме - мікрометричний гвинт, що дозволило переміщати підкладку щодо комп'ютерної миші з точністю 0,01 мм. У нашому випадку максимальна кількість пікселів, яку могла зафіксувати використана програма, визначалася кількістю пікселів по горизонталі

екрану монітора, максимальна величина переміщення, яка планувалася при проведенні експериментів, становила 5 мм, і середня кількість пікселів, що відповідає переміщенню на 1 мм, дорівнювала 213,075.

У ході експериментів було встановлено, що поєднання особливостей розробленої програми та характеристик комп'ютерної миші дозволило визначати координати курсору лише дискретно: координати курсору змінювалися стрибкоподібно лише за відносного переміщення миші та підкладки на відстань, що відповідає 3-4 пікселям. Тому в даному апаратному та програмному виконанні точність вимірювання переміщення становила 0,02 мм, цього було достатньо для виконання поставлених завдань.

Розглянута методика вимірювання та запису переміщення була використана при дослідженні реологічних властивостей алюмінієво-кремнієвого сплаву у двофазному стані за варіантом відомого методу П.А. Ребіндера, що полягає в реєстрації переміщення тонкої рифленої пластини, яка витягується під дією заданого навантаження з досліджуваного матеріалу, поміщеного в тигель з рифленими стінками.

Для створення заданого навантаження, так само, як і у відомих варіантах [1, 2] методики, була використана конструкція важільних ваг. Точність вимірювань забезпечено застосуванням принципу важеля.

Пластина підвішувалась на стандартному короткому плечі коромисла, а плече, на якому закріплювалася підкладка миші, було подовжено. Особливості відпрацювання даної методики та результати, отримані з її використанням, описані у роботі [3].

Розглянута методика використання оптичної комп'ютерної миші як датчика переміщення об'єкта дозволяє з великою точністю та малими фінансовими витратами робити запис переміщення в часі, здійснюючи відповідні вимірювання безконтактно, виключивши перешкоди, створювані тертям. Це підвищує точність вимірювань та достовірність результатів.

Список литературы

1. Баландин Г.Ф. Исследование структурно-механических свойств алюминиево-кремниевых сплавов в интервале кристаллизации / Г.Ф. Баландин, Л.П. Каширцев // В кн: Литейные свойства алюминиевых сплавов: Труды первого совещания по литейным свойствам сплавов. - Часть 1.- Киев: Наукова думка, 1968. - С 228-240.

2. Тимофеев Г.И. Механика сплавов при кристаллизации отливок и слитков / Г.И. Тимофеев. – М: Металлургия, 1977. – 160 с.

3. Белик В.И. Использование оптической компьютерной мыши в качестве датчика перемещения / В.И. Белик, Л.К. Шеневидько // Процессы литья. – 2012. - №2. - С. 45-50.

УДК 621.74:669.018.28:620.178.15

А. Г. Борисов

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

www.rogneda@ukr.net

ДЕНДРИТНА ТА РОЗЕТКОВА МОРФОЛОГІЯ ПЕРВИННОЇ ФАЗИ ПРИ ЛИТТІ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ У МЕТАЛЕВИЙ КОКІЛЬ

Останнім часом в ливарному виробництві алюмінієвих сплавів відбувається поступовий перехід від заливання ливарних форм перегрітим алюмінієвим розплавом до лиття сплаву в рідко-твердому стані [1-2]. Головною ідеєю технологій лиття частково закристалізованих сплавів є транспортування у порожнину форми разом з расплавом певної кількості твердої фази, морфологія якої значним чином впливає як на процеси заповнення, так і подальшого твердіння. При цьому відзначається, що найбільш перспективним в практичному плані є використання рідко-твердої суміші, де кристалічна фаза має недендритну, розеткову та/або глобулярну морфологію [1], яка формується за певних умов.

Переважає більшість методів отримання недендритної морфології, які розвиваються протягом вже 30 років, базується на перемішуванні розплаву у частково закристалізованому стані [3], що вимагає спеціального обладнання як для перемішування, так і температурної стабілізації. Однак останнім часом з'явилися публікації, в яких повідомляється про можливість отримання такої морфології без перемішування шляхом безпосередньої заливки розплаву до металевих кокілів [4]. Зрозуміло, що принципово такий підхід є найбільш вигідним з економічної точки зору. Проте систематичного дослідження таких процесів не було проведено, таким чином однією з цілей даної роботи було проведення досліджень в широкому інтервалі зміни ливарних параметрів для встановлення області їх значень, в якій формується недендритна структура.

Стосовно широкого практичного використання такого методу було б бажаним замість «області значень» кількох технологічних параметрів отримати один «універсальний» критерій формування недендритної структури. Наприклад виходячи з того, що

швидкість охолодження суттєво впливає на литу структуру сплавів, зокрема на розмір зерна та величину дендритного параметру [5], доцільно припустити, що і для реалізації розеткової або глобулярної структури вона може бути визначальним фактором. Таким чином другою ціллю роботи було вивчення зв'язку особливостей морфології з швидкістю охолодження сплаву при кристалізації.

З огляду на широке промислове використання (диски коліс, блоки автодвигунів тощо) в якості об'єкту дослідження використано сплав АК7ч (типа А356) складу Al - 7,5% Si; 0,29%Mg; 0,12%Fe; 0,028 Mn; 0,005%Cu; 0,0015% Ti (аналог за світовою класифікацією - сплав А356), який контролювався спектральним аналізом. Температура ліквідус для кожної серії експериментів визначалась незалежно за методом термічного аналізу [6] і для усіх експериментів складала 616 ± 1 °C.

Сплав плавився в печі САТ-05 в графіто-шамотном тиглі. Температура розплаву контролювалася вимірювачем-регулятором температури з точністю ± 3 °C. Паралельно у муфельній печі із заданою температурою (± 5 °C) розміщувався сталевий кокіль. Після досягнення температури заливки розплав витримували 20 хвилин, після цього кокіль виймався з печі та здійснювалась його заливка. Криві охолодження фіксувалися за методикою, описаною в [6].

Структура виливків досліджувалась на шліфах, які були зроблені на повздовжніх розрізах зразків. Шліфи були протравлені реактивом Келлера (0,5 мл HF; 2,5 мл HNO₃; 1,5 мл HCl; 100 мл H₂O).

При аналізі мікроструктур визначалися відстань між бічними гілками дендритів та відстань між «пелюстками» розеток (див. далі) α -Al, при цьому здійснювалось усереднення по всій площі шліфу, а потім – по всім зразкам з даними умовами заливки (не менше двох зразків).

Експерименти проведені при заливці сплаву у циліндричні сталеві кокілі з товщиною стінки 2, 4, 6 та 10 мм. Температури заливки для кожного з кокілів були 620, 630, 660, 750, 850 та 950 °C, а температури кокілів були 20, 220, 400, та 580 °C. Загалом було проведено 96 експериментів.

Отримані мікроструктури були класифіковані як дендритні та недендритні. Побудована загальну таблицю умов заливки та структур, що їм відповідали. Встановлено, що існують три області умов, яким відповідають «чисто недендритна» морфологія, «чисто дендритна» та змішана. В таблиці 1 наведено частину загальної таблиці, яка охоплює область умов, де відбувається «перехід» від недендритної до дендритної структури, які позначені відповідно «н» та «Д».

Таблиця 1

Морфологія структури виливків в залежності від умов заливки

Т заливки °С	Т кокілю °С	Товщина стінки кокілю, мм			
		2	4	6	10
620	20	н	н	н	н
620	220	н	н	н	н
620	400	н	н	Д	Д
620	580	н	Д	н	н
630	20	н	н	н	н
630	220	н	н	н	н
630	400	н	н	н	Д
630	580	н	Д	Д	Д
660	20	н	Д	Д	Д
660	220	Д	Д	Д	Д
660	400	н	Д	Д	Д
660	580	Д	Д	Д	Д
750	20	Д	Д	Д	Д
.....
950	580	Д	Д	Д	Д

Примітка: Д – дендритна структура, н – недендритна структура

Умовні температури «переходу» (від дендритної до недендритної морфології) в залежності від температури кокілю для різної товщини його стінок показані на рис. 1. Значення цих температур визначені як середнє значення інтервалу «переходу». Так, наприклад, якщо розглянути точку, позначену стрілкою - для товщини кокілю 2 мм та температури кокілю 400 °С при заливці від 750 °С (верхня межа інтервалу «переходу») реалізувалася дендритна структура, а при заливці від 660 °С (нижня межа інтервалу «переходу»)- недендритна структура.

Згідно отриманим нами даним «перехід» від дендритної до недендритної морфології здійснюється не стрибком, а через певне «виродження» дендритів, тому принципово не можливо вказати якусь точну температуру «переходу», але для наочності середнє арифметичне інтервалу «переходу» умовно позначено точкою, і ці точки для однієї товщині стінок кокілю з'єднані пунктиром. Як видно з малюнку, «температура

переходу» при інших незмінних параметрах збільшується зі зменшенням товщини стінок кокілю.

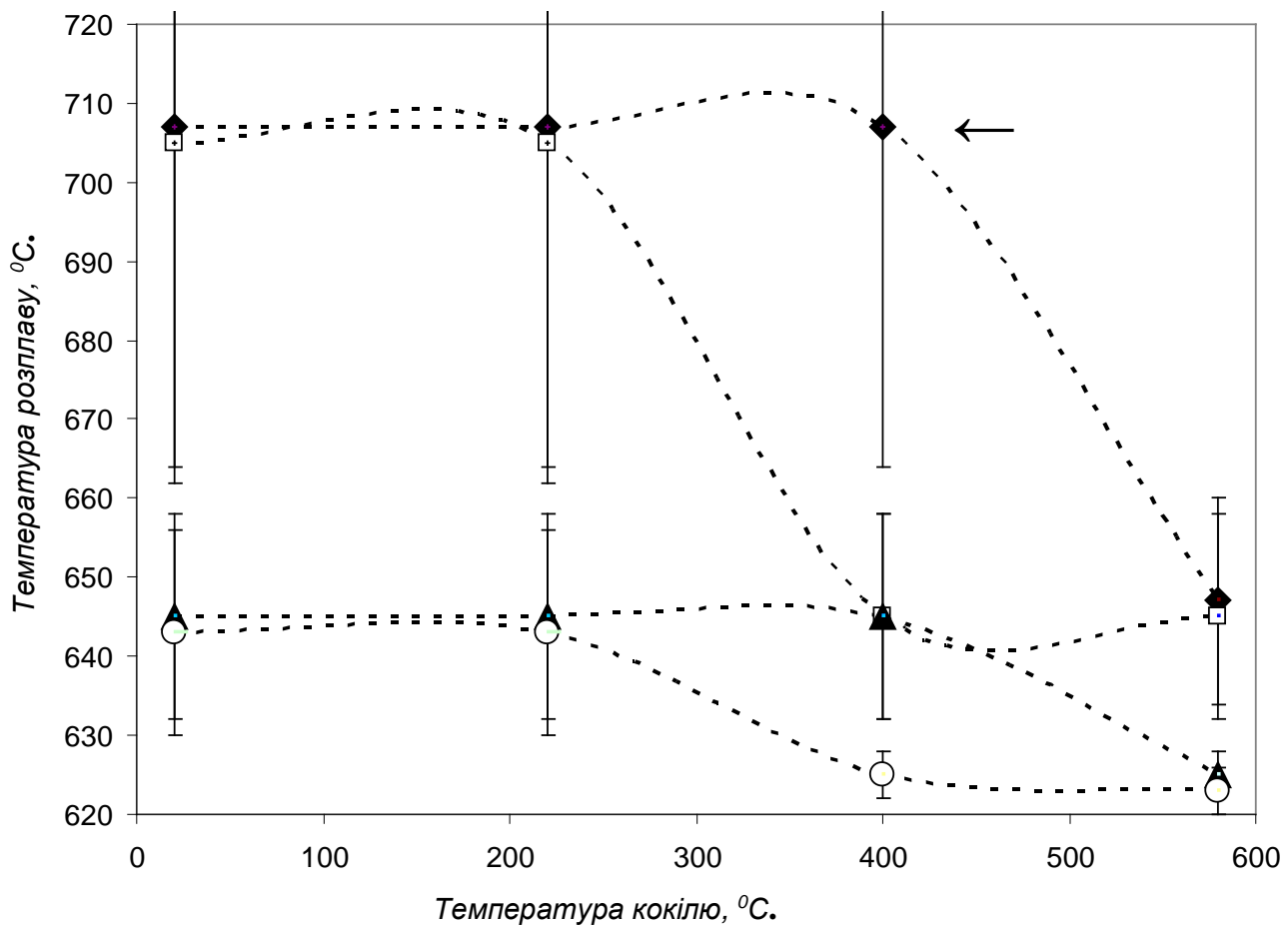


Рис. 1. Перехід від дендритної до недендритної структури сплаву залежно від температурних умов кристалізації. Товщина стінок кокілю, мм : ◆- 2, ■- 4, ▲- 6. ●- 10.

Як витікає з таблиці та рис. 1, найбільш сприятливими умовами для формування недендритної структури були мінімальна температура заливки, мінімальна температура та товщина стінки кокілю.

Макроскопічна швидкість охолодження визначалася традиційно як $V = (T_L - T_E)/(t_L - t_E)$, де T_L та T_E відповідно температури ліквідуса та евтектики, а t_L та t_E – моменти часу досягнення цих температур.

Відзначимо, що дендритні та недендритні структури спостерігалися практично в одному інтервалі швидкостей охолодження - 0,5 – 18°C/сек та 1,5 – 21°C/сек відповідно. Виходячи з цього можливо зробити висновок, що швидкість охолодження не є критичним параметром, що визначає, який саме характер буде мати результуюча структура- дендритний чи недендритний, а отже існують інші визначальні фактори.

Збільшення швидкості охолодження призводить до загальновідомого зменшення дендритного параметру. Традиційно залежність дендритного параметру від швидкості охолодження описується відомими емпіричними залежностями [5] типу

$$d = AV^{-n} \quad \text{або} \quad \lg d = \lg A + n \lg V \quad (1)$$

Отримані нами дендритні структури у вказаному вище форматі описуються залежністю

$$d = 36V^{-0,3} \quad \text{або} \quad \lg d = 1,5 - 0,3 \lg V \quad (2)$$

Що стосується розеткових структур, то для їх характеристики було введено «розетковий параметр» d^* , який являє собою відстань між суміжними «пелюстками» в розетці. З формальної точки зору, якщо розрізати контур розетки та розвести його кінці, ми отримуємо картину, схожу з бічними гілками дендриту, які також є певними збуреннями на поверхні кристалу, що росте. Аналогічно дендритному параметру, залежність розеткового параметру від швидкості охолодження була проаналізована у форматі рівнянь (1). Було встановлено, що експериментальні дані для розеток можливо описати у цьому форматі і були отримані наступні залежності:

$$d^* = 48V^{-0,26} \quad \text{або} \quad \lg d^* = 1,67 - 0,26 \lg V \quad (3)$$

Висновки

1. Найбільш сприятливими умовами для формування недендритної морфології при наших експериментальних умовах були мінімальна температура заливки, мінімальна температура та товщина стінки кокілю.

2. Швидкість охолодження не є критичним параметром, що визначає, який саме характер буде мати результуюча структура - дендритний чи недендритний, а отже існують інші визначальні фактори.

3. Залежність розеткового параметру від швидкості охолодження має такий же характер, як і для дендритного параметру, при цьому відповідні криві майже співпадають. Це можна трактувати як свідчення того, що формування дендритних і не дендритних структур має схожу природу.

Література

1. *Flemings, M.C.* Semi-solid forming- the process and the path forward // Metallurgical Science and Technology. – 2000. - No 2. - P. 3-4.
2. *Kirkwood, D.H.* Semisolid metal processing // International Materials Reviews. – 1994. - No. 5. - P. 173-189.
3. *Fan, Z.* Semisolid metal processing» // International Materials Reviews. – 2002. - No. 2. - P. 49-85.
4. *Browne, D.J. Hussey, M.J. Carr, A.J. Brabazon D.* Direct thermal method: new process for development of globular alloy microstructure // International Journal of Cast Metals Research. – 2003. - No. 4.- P. 418-426.
5. *Золотаревский В.С.* Структура и прочность литых алюминиевых сплавов // МЕТАЛЛУРГИЯ, Москва. -1981.- С. 192
6. *Смульский, А.А. Семенченко, А.И. Елов, С.М.* Термический анализ алюминиевых сплавов» // Процессы литья. - 2002. - №1. - С. 10-16.

УДК 669.131.7:669.15:546.28

**В. Б. Бубликов, Ю. Д. Бачинський, О. П. Нестерук, В. О. Овсянников,
Н. П. Моїсеєва, С. М. Медвідь**

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

otdel.vch@gmail.com

ОСОБЛИВОСТІ ТЕХНОЛОГІЇ ОДЕРЖАННЯ ЛЕГОВАНОГО НІКЕЛЕМ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ВЧ700 З ПІДВИЩЕНИМ РІВНЕМ ПЛАСТИЧНОСТІ

Рівень технологій отримання виробів із високоміцного чавуну базується на стабільності металургійної якості розплаву від плавки до плавки. Одним з головних факторів, який багато в чому визначає механічні та експлуатаційні властивості високоміцного чавуну, є шихтові матеріали з вмістом сірки менше 0,015 %, фосфору менше 0,05 %, марганцю менше 0,3 %. При цьому поряд з чушковими чавунами, що мають низькі масові частки сірки, фосфору та марганцю, широко застосовуються рафіновані від домішок та газів чавуни. В Україні створені і виготовляються рафіновані магнієм

доменні ливарні чавуни марки ЛР (ДСТУ 3132-95) з низьким вмістом шкідливих домішок, застосування яких у складі шихти значно підвищує якість виливків з високоміцного чавуну та забезпечує високі механічні властивості. Але по причині високої вартості для підприємств України економічно вигідно повністю або частково виключити зі складу шихти рафіновані чавуни та інші високоякісні первинні матеріали. Замінити їх можна відходами холодного штампування відповідних марок сталей, концентрація шкідливих домішок в яких мінімальна. Така заміна дозволяє створити економічні технології виготовлення виливків з високоміцних чавунів з підвищеними пластичними та спеціальними властивостями.

Експлуатаційні властивості високоміцного чавуну значно підвищуються під час легуванням розплаву нікелем та/або міддю, які не утворюють карбідів. Нікель має високу розчинність у фериті, забезпечує значне зміцнення твердого розчину при збереженні досить високої пластичності чавуну в литому стані. Мідь же розчиняється в чавуні обмежено (до 4 %мас.), уповільнює дифузію вуглецю з аустеніту до графітних включень при евтектоїдному перетворенні. В результаті цього інтенсифікується процес утворення перліту в металевій основі та підвищуються міцнісні показники, але при цьому значно знижуються пластичність і в'язкість високоміцного чавуну.

Отримані порівняльні дані щодо рівня механічних властивостей високоміцного чавуну, виплавленого з ряду високоякісних шихтових матеріалів: рафінованого продуванням магнієм чушкового чавуну ЛРЗ, чушкового переробного чавуну вищої якості ПВКЗ, відходів електротехнічної сталі 1212. Чавун з кулястим графітом отримували модифікуванням в ковші нікель-магнієвою лігатурою з 15 % Mg та феросиліцієм з 75 % Si.

Легування розплаву нікелем розширює інтервал між температурами утворення стабільної (аустенітно-графітної) і метастабільної (аустенітно-цементитної) евтектик за рахунок його графітизувального впливу на швидкість кристалізації і сповільнює її при $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворенні. При цьому в металевій основі утворюється перліт, але у значно меншій кількості порівняно з легуванням чавуну міддю. В оптимальних технологічних умовах (якісний вихідний розплав, ефективне модифікування, швидкість охолодження виливків 0,12-0,30 °C/с) легування нікелем у кількості до 1,0 %мас. незначно впливає на утворення перліту у високоміцному чавуні.

Високоміцний чавун отриманий з чушкового чавуну ЛРЗ мав тимчасовий опір під час розтягування $\sigma_B = 710$ МПа, відносне видовження $\delta = 14,8$ %, з чушкового чавуну ПВКЗ – $\sigma_B = 738$ МПа, $\delta = 12,3$ %, з відходів сталі 1212 – $\sigma_B = 760$ МПа, $\delta = 11,8$ %. Показники тимчасового опору під час розтягування отриманих високоміцних чавунів на

18 % перевищують значення для високоміцного чавуну, отриманого зі звичайного переробного чавуну ПЛ2 ($\sigma_B = 600$ МПа, $\delta = 5,5$ %) з масовою часткою S = 0,03 % та P = 0,1 %, а відносно видовження – у понад 2 рази. Отримані результати відповідають сучасним передовим розробкам широко відомих фірм «Georg Fischer» (Швейцарія), «Meehanite» (Англія), «Zanardi» (Італія) та інших з виготовлення відповідальних деталей різного функціонального призначення.

Таким чином експериментально підтверджено, що кращими шихтовими матеріалами для виробництва легованого нікелем високоміцного чавуну марки ВЧ700-10 з підвищеним рівнем пластичності є рафіновані позапічним обробленням ливарні та переробні доменні чавуни. Показано, що при виплавці базового чавуну додавання в шихту відходів сталей відповідного складу дозволяє частково, а в більшості випадків і повністю, відмовитися від вартісних чушкових чавунів. Розроблені параметри одержання високоякісного вихідного розплаву з використанням в шихті від 30 % до 60 % сталевих відходів і графіту для науглецювання. Найбільш сприятливе поєднання міцності та пластичності високоміцного чавуну забезпечують відходи сталей 11ЮА, 08кп, електротехнічної сталі та інших.

УДК 669.131.7:669-154.9:669-153.62

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

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

ВПЛИВ ЗМЕНШЕННЯ МАСОВОЇ ЧАСТКИ КРЕМНІЮ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАС- ТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ З КУЛЯСТИМ ГРАФІТОМ

Технології отримання високоміцного чавуну, які впроваджувались кілька десятиліть тому, вважаються застарілими і не завжди забезпечують одержання високоміцного чавуну з заданим оптимальним співвідношенням міцності, пластичності та ударної в'язкості для сучасної техніки. Існуючі технологічні процеси потребують використання в шихті дорогих рафінованих доменних чавунів та проведення енергоємного двохстадійного відпалу, що значно збільшує витрати на виробництво. Нині актуальними є дослідження, спрямовані на підвищення пластичних властивостей високоміц-

них чавунів шляхом застосування високоефективного внутрішньоформового модифікування, що дає можливість значно зменшити масову частку кремнію у металі до рівня, за якого у виливках під час кристалізації тільки починають утворюватися структурно-вільні карбіди. Процес внутрішньоформового модифікування на відміну традиційних процесів ковшового модифікування, протікає в реакційній камері ливарної форми, при цьому виключається інтенсивне окислення модифікувальних елементів киснем повітря, а витрата лігатури знижується мінімум у 2 рази. При внутрішньоформовому модифікуванні значний вплив на перебіг кристалізації має зниження на 60-100 °С температури взаємодії лігатури з розплавом і скорочення до мінімуму проміжку часу від модифікування до початку затвердіння виливка, що забезпечує підвищення ефективності модифікування. Модифікування в ливарній формі дозволяє найбільш повно реалізувати потенціал комплексних лігатур щодо збільшення числа центрів кристалізації та зменшення кристалізаційного переохолодження, зумовленого введенням у розплав магнію, та створює максимально сприятливі умови для утворення великої кількості зародків графіту, зростання їх у формі сфероїдів та формування дрібнокристалічної структури. Такий характер кристалізації запобігає утворенню структурно-вільних карбідів та інтенсифікує феритизування металевої основи.

Підвищена графітизувальна здатність внутрішньоформового модифікування створює об'єктивні передумови для застосування високоміцних чавунів в якості матеріалу тонкостінних виливків. Для отримання даних про зміну структури та властивостей модифікованого у формі високоміцного чавуну у виливках при зміні масової частки кремнію від 1,3 % до 2,3 % проведено спеціальне дослідження. Вихідний розплав отримували в електропечі ICT-016 переплавом чавуну, що містив, % (за масою): 4,4 C; 0,21 Si; 0,3 Mn; 0,022 S; 0,073 P; 0,05 Cr. У піщаній формі відливали клиноподібні проби з товщиною основи 25 мм. Внутрішньоформове модифікування розплаву чавуну із температурою (1425 ± 10) °С проводили в реакційній камері, розташованій між стояком і відцентровим шлаковиком.

Дані металографічних досліджень та механічних випробувань зразків, що були вирізані з нижньої частини проб, після внутрішньоформового модифікування порівнювали з даними, отриманими після модифікування в ковші. При ковшовому модифікуванні кількість включень кулястого графіту склала 96 шт/мм² при середньому їх діаметрі 47 мкм, а при внутрішньоформовому модифікуванні кількість включень графіту збільшилася у понад 4 рази і становила 409 шт/мм², а діаметр їх зменшився до 30 мкм. Значне зниження схильності виливків до утворення відбілу при внутрішньоформовому

модифікуванні розширює діапазон регулювання властивостей металу виливків за рахунок зниження масової частки кремнію у розплаві. Встановлено, що, порівняно з ковшовим, внутрішньоформове модифікування дозволяє знизити мінімальну масову частку кремнію у сплаві з 2,3 % до 1,3 %, тобто на 1 %, без утворення відбілу.

Результати механічних випробувань зразків металу ВЧ після внутрішньоформового модифікування свідчать, що навіть при зменшенні масової частки кремнію до 1,3 % вже у литому стані досягається досить сприятливе поєднання міцнісних і пластичних властивостей (тимчасовий опір під час розтягування $\sigma_v \geq 480$ МПа, відносне видовження $\delta \geq 15,0$ %). Застосування графітизувального відпалу дозволяє отримати поєднання міцності $\sigma_v \geq 400$ МПа, характерної для феритного чавуну, зі значно вищим відносним видовженням ($\delta \geq 24$ %). Низькокремнієвий високоміцний чавун відрізняється також покращеною оброблюваністю різанням.

В результаті проведених досліджень виявлено можливість суттєвого збільшення пластичності модифікованого у ливарній формі високоміцного чавуну з кулястим графітом за рахунок зменшення масової частки кремнію.

УДК 669.131.7:669.046.516.4:669.15-198

В. Б. Бубликов, Д. М. Берчук, О. О. Ясинський, С. М. Медвідь

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

otdel.vch@gmail.com

ВНУТРІШНЬОФОРМОВЕ МОДИФІКУВАННЯ НІКЕЛЬ-МАГНІЄВОЮ ЛІГАТУРОЮ ДЛЯ ОДЕРЖАННЯ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

Для отримання деяких стандартних марок високоміцного чавуну (ДСТУ 3925-99) і для підвищення спеціальних властивостей (ударо-, холодно-, зносостійкості та інших) рекомендується легування нікелем, незважаючи на його високу вартість. Зміцнення твердого розчину легуванням нікелем дозволяє підвищити показники міцності високоміцних чавунів з усіма типами металевої основи. Для цього застосовують сфероїдизувальне модифікування розплаву нікель-магнієвими лігатурами, щільність яких наближається до щільності рідкого чавуну. При модифікуванні у відкритих ковшах вони забезпечують кращий перехід магнію в чавун, порівняно з кремній-магнієвими лігатурами, щільність яких у два рази менша за щільність рідкого чавуну. Як правило, одночасно з нікель-магнієвою лігатурою в ковш вводять графітизувальний модифікатор

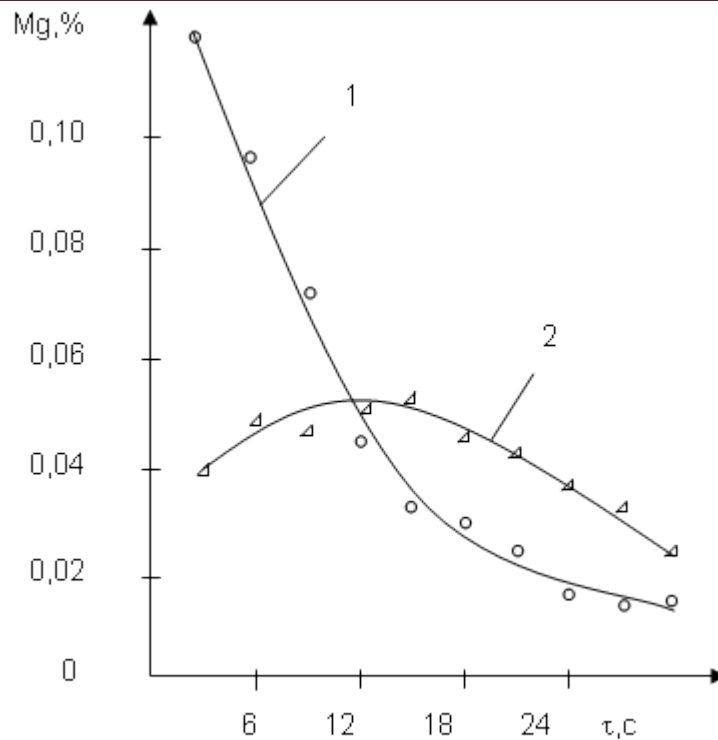
(феросиліцій) з метою запобігання утворенню евтектичного цементиту при кристалізації високоміцного чавуну. Модифікування нікель-магнієвою лігатурою застосовується для підвищення рівня механічних і службових властивостей високоміцного чавуну у деталях для автомобільної промисловості, суднобудування та ряду інших галузей машинобудування.

Сфероїдизувальне модифікування проводилось нікель-магнієвою лігатурою, яка містить 15 % Mg, а графітизувальне – феросиліцієм з 75 % Si. Розплав чавуну, модифікований у ливарній формі, розділяли на дискретні проби, які послідовно відливали у окремі сирій піщано-глиняній ливарній формі. Хімічний склад чавуну перед модифікуванням перебував у таких межах: 3,5-3,8 C; 1,8-2,2 Si; 0,32-0,36 Mn; 0,1 Cr; 0,021-0,023 S; 0,075-0,085 P (% за масою).

Графіки переходу магнію в чавун при внутрішньоформовому модифікуванні зображено на рисунку. Побудовані за даними спектрального аналізу кінетичні графіки свідчать про радикальні відмінності у характері міжфазової взаємодії модифікаторів із розплавом. За інших рівних умов найшвидше розчиняється легка кремній-магнієва лігатура, а нікель-магнієва повільніше на початку, але більш рівномірно на протязі всього циклу заливання. При внутрішньоформовому модифікуванні в чавун з NiMg-лігатури переходить 80 % магнію.

Так, в проведених дослідях спостерігається закономірність зменшення темпу переходу Mg, Ni та Si в чавун протягом процесу внутрішньоформового модифікування. Порівняно з першими, в останніх порціях модифікованого розплаву вміст Mg і Ni менший майже вдвічі – масова частка Ni знижується, відповідно, з 1,4 до 0,8 %, а Si з 3,0 до 2,2 %.

Виявлені закономірності переходу у розплав Mg, Ni, Si та відповідні зміни параметрів структури взаємопов'язані з рівнем механічних властивостей чавуну. Отриманий масив експериментальних даних дозволяє проаналізувати взаємозв'язок змінної в процесі внутрішньоформового модифікування масової частки нікелю з рівнем механічних властивостей високоміцного чавуну. В проведених дослідях у діапазоні збільшення вмісту Ni від 0,8 % до 1,4 % спостерігається значне підвищення властивостей міцності (тимчасовий опір під час розривання σ_b збільшується з 650 МПа до 900 МПа, умовна межа плинності $\sigma_{0,2}$ – з 450 МПа до 640 МПа) при середньому значенні відносного видовження δ у межах 7-8 %.



1 – FeSiMg-лігатура; 2 – NiMg-лігатура

Рисунок 1 – Кінетичні графіки переходу магнію в чавун при внутрішньоформовому модифікуванні

Експериментально встановлені кінетичні закономірності переходу Mg, Ni, Si у чавун протягом процесу внутрішньоформового модифікування. Застосування внутрішньоформового модифікування у поєднанні зі зміцнювальним легуванням твердого розчину нікелем забезпечує отримання виливків із високоміцного чавуну з підвищеними механічними властивостями.

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

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

otdel.vch@gmail.com

ПЕРСПЕКТИВИ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛИТТЯ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ В УКРАЇНІ

Високоміцний чавун за темпами збільшення обсягу виробництва і різноманітністю сфер застосування займає лідируючі позиції серед інших литих конструкційних матеріалів. У технологічно розвинених країнах зменшується випуск виливків зі сталі та сірого чавуну, а виготовлення виливків з ВЧ, навіть в періоди криз, щорічно збільшується. Загальний обсяг випуску високоміцного чавуну на сьогодні перевищує випуск сталевих виробів більш ніж у 2,3 рази, а у більшості розвинених країн випуск перевищує випуск сірого чавуну. Високоміцний чавун з кулястим графітом широко застосовується у сучасних конструкціях або в обладнанні для підвищення їх техніко-економічних показників при значно нижчих витратах ресурсів та вартості, в порівнянні зі сталлю. Застосування високоміцного чавуну дозволяє знизити масу литих виробів, збільшити продуктивність, надійність і довговічність машин при економних витратах матеріалів і енергоресурсів.

На даний момент на території України діють два стандарти для високоміцного чавуну – ДСТУ 3925-99 та ДСТУ EN 1563:2019. Існуючі марки високоміцного чавуну з підвищеною пластичністю в стандартах США, Великобританії, Німеччини, України та інших країн мають недостатній рівень показників міцності ($\sigma_B = 350-450$ МПа, $\sigma_{0,2} = 230-320$ МПа). Це значно звужує область застосування високоміцних високопластичних чавунів на залізничному транспорті, в автомобільній, тракторній і інших галузях машинобудування. В зв'язку з цим багатьма провідними фірмами («FIAT», «KSB Pumpen», «British Lyland», «Georg Fischer», «Meehanite») розроблені та застосовуються феритні високоміцні чавуни з комбінацією передбаченого стандартами тимчасового опору під час розтягування $\sigma_B = 500-600$ МПа з відносним видовженням $\delta = 14-10$ %, відповідно.

Широкого застосування набули високоміцні чавуни на залізничному транспорті іноземних країн. Так, фірмою ACO GUSS при загальному випуску чавунного литва 80000 т/рік виготовляються литі деталі для залізничного транспорту, в тому числі корпуси букс із високоміцного чавуну. З цього матеріалу виготовляють також фрикційні

клини для вантажних і пасажирських вагонів, які витримують більше 1,5 млн. км пробігу, лабіринтні кільця, корпуси, кришки підшипників, з'єднувальні головки та кінцевики, які встановлюються на рукави для подачі повітря в гальмівну систему рухомого складу.

Високоміцний чавун за значеннями показників умовної границі плинності, границь витривалості при згинанні та крученні в 1,3-1,7 разів перевершує аналогічні показники вуглецевих сталей та ковкого чавуну за однакових значень тимчасового опору підчас розтягування σ_B . Демпфувальна здатність високоміцного чавуну в 2-3 рази вища, порівняно з конструкційними сталями. Крім того, високоміцний чавун має значно кращі теплофізичні властивості, а його швидкість корозії в атмосфері промислового середовища у 1,5-2 рази менша, в порівнянні зі сталями 25Л, 35Л.

Недостатнє використання високоміцного чавуну є причиною високої металоємності існуючої продукції та її малої конкурентоздатності, у порівнянні з продукцією іноземних фірм. Для подальшого розповсюдження використання високоміцного чавуну в різних галузях промисловості України, необхідно створити нові марки високоміцного чавуну з покращеними механічними властивостями та економічними технологіями виготовлення литих виробів, з можливостями формування в ньому унікальних заданих структур і властивостей. Зокрема, потрібні нові марки високоміцних чавунів перлітного класу з тимчасовим опором під час розривання $\sigma_B = 700-900$ МПа та відносним видовженням δ в межах від 10 % до 5 %.

Одним з перспективних напрямків розвитку технологій одержання високоміцних чавунів підвищеної пластичності є застосування для сфероїдизувального модифікування феросиліцій-магній-кальцієвих лігатур. В реакціях десульфуровання і розкислення чавуну кальцій має вищу термодинамічну активність, ніж магній. Кальцій знижує переохолодження, зумовлене введенням магнію в рідкий чавун, збільшує кількість центрів кристалізації графіту, зменшує схильність тонкостінних виливків до утворення відбілу, знижує лінійну і об'ємну усадку. В результаті підвищення ступеня рафінування розплаву кальцієм і утвореним рідкоплинним шлаком збільшується ефективність процесу модифікування на 25-30 %, що дозволяє зменшити витрату модифікувального сплаву, та підвищуються показники міцності і пластичності.

Розроблення та застосування нових марок високоміцних чавунів з кулястим графітом з підвищеним рівнем механічних та службових властивостей дозволить модернізувати існуючі та створити нові сучасні машини та обладнання меншої метало- та енергоємності, підвищеної надійності, подовжити ресурс їх експлуатації.

М.М. Воробйов, О.І. Пономаренко, Н.С. Євтушенко

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

ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКИ БЛОК КАРТЕРА В УМОВИ ДРІБНОСЕРІЙНОГО ВИРОБНИЦТВА

Як показує світовий досвід, удосконалення виробів машинобудування неможливе без істотного підвищення складності, якості, експлуатаційних властивостей, точності та зменшення товщини стінок литих заготовок.

Традиційно вважається, що якість виливків значно вища, отриманих в умовах автоматизованого виробництва на автоматичних лініях формування. Проте в даний час застосування нових прогресивних методів формоутворення та сполучних матеріалів дозволяє отримувати виливки високої якості і в дрібносерійному та одиничному виробництвах [1,2].

Крім того, це стало можливим з використанням сучасних інформаційних технологій та переходом у ливарному виробництві на цифрові та адитивні технології, що особливо важливо для високотехнологічних галузей машинобудування, де характерною є висока складність, точність та вартість лиття.

Саме перебудова традиційних ливарних технологій, застосування сучасних методів одержання ливарних форм та моделей дає можливість скоротити час та витрати на відпрацювання технологій, ливарного оснащення та, як наслідок, підвищити ефективність створення нової продукції в машинобудуванні. Отримання якісних виливків за рахунок використання нових методів та програмних продуктів таких як *SolidWorks* та *LVMFlow* є актуальним завданням ливарного виробництва.

Традиційна технологія отримання виливків виконується за схемою – розробка конструкторської документації, виготовлення промоделі, виготовлення піщаної форми та її заливка металом розплавом. Найбільш трудомісткою частиною цього процесу є виготовлення промоделей відповідно до вимог до майбутнього виливка.

Підготовка виробництва виробу є найважливішим етапом, під час якого визначається можливість його виробництва в умовах конкретного підприємства, тут розробляється 3D-модель майбутнього виробу, виробляється моделювання, доведення технології виробництва, випускається технологічна документація виробу.

Одним з головних етапів виготовлення виробу є спосіб виготовлення виливки та оцінка можливості виготовлення на наявному обладнанні. Створення 3D моделі виробу відбувається за допомогою *CAD* пакетів різного рівня, які безконфліктно працюють в середовищі *PDM* системи. Надалі 3D-модель є основою різних конструкційних розрахунків з експлуатаційними навантаженнями. Потім на її основі створюється 3D-модель виливка [2] .

Далі проводиться моделювання технологічного процесу виробництва литої деталі за допомогою *CAE* систем. Після аналізу отриманих результатів моделювання вносяться зміни, в 3D-моделі деталі та виливки.

За таким алгоритмом було розроблено технологічний процес та виготовлено виливок блок картера. Блок картер служить для кріплення та складання всіх механізмів та пристроїв двигуна. Матеріалом для виливки блок картера є сплав АК9М2 ГОСТ 1583-93. Вага виливка складає 270 кг. Переважна товщина стін 10-12 мм, а в потовщених місцях 35-40 мм. Контури виливки утворені 21 стрижнем. Виготовлення стрижнів проводилося за Alfa set-процесом.

Використання запропонованих методів дозволяє значно скоротити час підготовки виробництва лиття та отримати якісні виливки.

Література

1. Берлізева Т. В. Міцність ливарних форм і стрижнів на основі рідкоскляних холоднотвердіючих сумішей [Електронний ресурс] : монографія / Т. В. Берлізева, О. І. Пономаренко, Н. С. Євтушенко ; Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. ін-т". – Електрон. текст. дані. – Харків, 2023. – 96 с.

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

3. Пономаренко О.И. Применение компьютерно-интегрированного проектирования для нетехнологичных отливок шахтного оборудования./О.И. Пономаренко, О.П. Косенко, М.В. Щвец, С.Д. Евтушенко // Металл и литье Украины. – 2019. – №3-4(310-311). – С. 18-24.

С.В. Гнилоскуренко, О.П. Білоусова

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

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

НАУКОМЕТРІЯ ТА ЇЇ ПОКАЗНИКИ В НАУКОВІЙ ДІЯЛЬНОСТІ

Однією з невід'ємних рис сучасної науки є те, що наукові співробітники змушені витратити значну долю свого робочого часу на пошук нових результатів досліджень в своїй предметній області для розуміння досягнутого рівня знань щодо окремих явищ чи процесів та вибору актуальних напрямів розвитку наукового пізнання. Важко переоцінити в такій роботі роль наукометрії - галузі наукознавства, що займається статистичними дослідженнями структури та динаміки масивів і потоків наукової інформації, із залученням якої та комп'ютерних методів обробки стало можливим значно скоротити час науковців на роботу з літературними джерелами. Цьому також сприяло і формування наукометричних баз різного рівня, які охоплюють більшість наукових видань світу. Серед них найбільш впливовими є Scopus та Web of Science Core Collection (WoS(CC)). Реєстрація наукових журналів в них зазвичай є результатом багатьох років кропіткої роботи редакційних колегій та авторів по поліпшенню якості статей, підвищенню рівня інтеграції журналу і його дописувачів в світове дослідницьке співтовариство, застосування численних стандартів оформлення наукової інформації. Публікація ж окремих статей у журналах із цих баз є певним здобутком науковців, зокрема за причини необхідності проходження рецензування матеріалів фахівцями з усього світу, особливо у журналах вищих кватилей (Q) з 4 по 1, за якими вони ранжовані за зростанням якості журналу.

Протягом багатьох років платформа WoS(CC) (раніше Web of Knowledge) від медіа компанії Thomson Reuters та Інституту наукової інформації (ISI, США) а зараз, від аналітичної компанії Clarivate, була єдиною базою даних публікацій у всіх галузях науки та основним інструментом для бібліометричного аналізу. У 2004 році видавнича корпорація Elsevier представила альтернативну платформу Scopus, яка наразі є однією зі складових інтегрованого науково-інформаційного середовища SciVerse. Періодичні спроби порівняння цих двох найбільших наукометричних баз, WoS(CC) та Scopus, з точки зору охоплення публікацій в науковому медіапросторі, засвідчують, що обидві нараховують декілька десятків тисяч журналів, збірок конференцій, книжок

тощо та більше ніж півсотні мільйонів записів і на 70% охоплюють однакові джерела [1].

На даний час у світовій практиці набули поширення числові показники важливості наукових журналів та продуктивності дослідників, як імпаکت-фактор (ІФ (IF) «фактор впливовості») та індекс Хірша (h-індекс, h), відповідно.

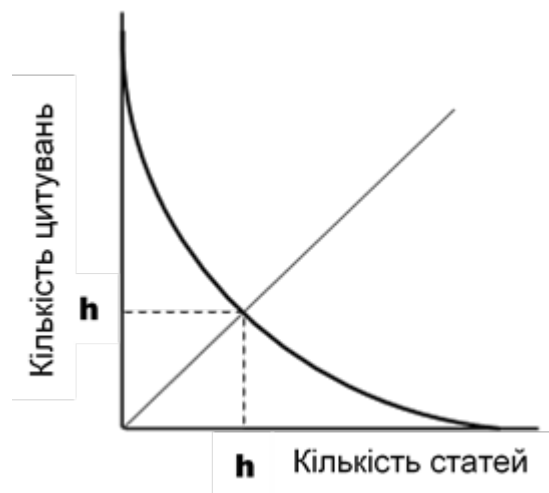
Розвивається наукометрія і в Україні, де ці ж параметри вже залучаються для оцінювання не тільки рівня публікацій, а і опосередковано - глибини, якості оприлюднених досліджень вчених та навіть наукових установ. У цьому контексті варто зазначити, що навіть для присвоєння вчених ступенів та звань їх здобувачам потрібна наявність публікацій в цитованих впливових журналах, що індексуються в наукометричних базах Scopus або WoS(CC) [2]. У перелік же параметрів, за яким оцінюється ефективність діяльності наукових установ НАН України, включено індекс Хірша їх співробітників [3,4]. Динамічно моніториться рейтинг установ та всіх дослідників в Україні, зокрема за їх публікаційною активністю за даними наукометричної бази даних Scopus [5]. Якщо ж згадати, що сьогодні процедури формування спеціалізованих вчених рад для захисту дисертацій, редакційних колегій наукових фахових журналів України, отримання наукових грантів колективами містять за обов'язкову умову для їх членів певну кількість публікацій у рейтингових базах, недооцінка цих числових параметрів може мати негативні наслідки і призвести до зменшення конкурентоспроможності науковців, їх колективів та фінансування досліджень. Оскільки директивні вимоги Міністерства освіти і науки України обов'язкові для виконання, доречно розглянути суть цих числових індикаторів, не аналізуючи їх переваги та недоліки, чому присвячено чимало контроверсійних дискусій [6].

Понад 50 років тому засновник Інституту наукової інформації (США) Е. Гарфілд (E. Garfield) запропонував ранжувати журнали за частотою та впливом цитувань опублікованих у них статей [7]. Було введено показник, імпакт-фактор I , який представляв собою відношення кількості цитувань статей в поточний рік до загальної кількості статей в цьому журналі за декілька попередніх років. Наприклад, за 2022 рік формулою для розрахунку буде : $I_{2022} = A_{2019-2021} / B_{2019-2021}$, де $A_{2019-2021}$ – кількість посилань (цитувань) у 2022 році в журналах з певної наукометричної бази на статті (їх кількість), опубліковані у оцінюваному журналі протягом попереднього трьохрічного періоду $B_{2019-2021}$.

Імпакт-фактор став щорічним числовим індикатором важливості наукового видання, критерієм віднесення його до певного кuartилю, показуючи, скільки в середньому кожна стаття з нього цитується у світі протягом трьох років після її публікації.

Бази даних імпаکت-факторів журналів (Impact Factor Database) публікуються як для бази Scopus так і для WoS(CC).

Індивідуальний числовий показник продуктивності дослідників у 2005 р. було запропоновано фізиком-теоретиком професором Каліфорнійського університету Дж. Хіршем (J. Hirsch) [8]. Індекс Хірша (h-index, h) враховує кількість публікацій вченого та кількість цитувань цих публікацій (опосередковано, їх якість та важливість для наукової спільноти). Його легко обчислити, розташувавши статті за кількістю цитувань у порядку зменшення значень. Рівність порядкового номера публікації кількості її цитувань вказує на його величину. Наприклад, індекс Хірша вченого складає 10, коли із загальної кількості його статей на кожну з 10 з них буде не менше 10 посилань. Графічно знаходження цього індексу ілюструється рисунком, на якому зображена схематична крива розподілення числа статей за числом їх цитувань.



Схематична крива, яка відображає співвідношення

між кількістю опублікованих праць та кількістю посилань на ці праці. h-Індекс Хірша.

Точка перетину відрізка від початку координат, що проходить під кутом 45° до осей з кривою визначає значення індексу Хірша (h).

Враховуючи описаний вище короткий огляд найбільш важливих наукометричних баз Scopus і WoS(CC), вагомість числових показників - імпаکت-фактора журналів та персональних індексів Хірша, українським вченим необхідно уважно вибирати журнали для оприлюднення своїх вагомих наукових результатів, слідкувати за особистими показниками для провадження ефективної наукової діяльності та залучення фінансування досліджень.

Список літератури

1. Vieira, E.S., Gomes, J.A.N.F. A comparison of Scopus and Web of Science for a typical university. *Scientometrics* 81, 587–600 (2009).
<https://doi.org/10.1007/s11192-009-2178-0>
2. Наказ Міністерства освіти і науки України від 14.01.2016 № 13 «Про затвердження Порядку присвоєння вчених звань науковим і науково-педагогічним працівникам». <https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/z0183-16#Text>
3. Постанова Президії Національної академії наук України від 15.03.2017 № 75 «Щодо затвердження Методики оцінювання наукових установ НАН України». <https://www.nas.gov.ua/legaltexts/DocPublic/P-170315-75-0.pdf>
4. Методика оцінювання ефективності діяльності наукових установ Національної академії наук України. https://www.nas.gov.ua/text/pdfnews/metodyka_text.pdf
5. Рейтинг організацій України в міжнародній базі даних Scopus.
<https://ua.h-index.com/uk/scopus>
6. Singh, V.K., Singh, P., Karmakar, M., Leta, J., & Mayr, P. (2021). The journal coverage of Web of Science, Scopus and Dimensions: A comparative analysis. *Scientometrics*, 126(6), 5113— 5142. <https://doi.org/10.1007/s11192-021-03948-5>.
7. Garfield, E. (1972). Citation Analysis as a Tool in Journal Evaluation. *Science*, 178(4060), 471— 479. DOI: 0.1126/science.178.4060.471
8. Hirsch, J.E. (2005). An index to quantify an individual's scientific research output. *Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America*, 102(46), 16569—16572. <https://doi.org/10.1073/pnas.0507655102>.

Д. О. Дереча^{1,2}, О. Л. Гончаров²

¹Інститут магнетизму НАН України та МОН України, Київ

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

e-mail: dderecha@gmail.com, e-mail: alexgoncharov51@gmail.com

**МЕТОДИКА ВИЗНАЧЕННЯ ОДНОРІДНОСТІ СТРУКТУРИ ВІДЛИВОК, ЩО МІСТЯТЬ
ФЕРОМАГНІТНУ ФАЗУ**

Визначення рівномірності структурно-фазового стану ливарних виробів є найважливішою умовою їх стабільної та безаварійної експлуатації. На поточний момент такі дослідження потребують проведення вирізок для оцінки мікроструктури та фазового

складу. Такий підхід не забезпечує стовідсотковий контроль виробів і надання об'єктивної оцінки якості виробів.

Нами запропоновано розвиток неруйнівного методу контролю для визначення однорідності структури відливок, що містять феромагнітну фазу на основі магнітоакустичної емісії [1].

У якості об'єктів дослідження використовувались зразки відливок системи залізо – мідь. Магніто-акустичні вимірювання (шуми Баркгаузена) проводились на приладі АФШ з датчиком підковоподібного типу з активною зоною 8мм. Частота розгортки магнітного поля складала 30Гц, напруженість магнітного поля 0,045Тл, Запис даних проводився в автоматичному режимі на АЦП Holit ADA-1406. Час вимірювання в точці складав 10 сек. Калібрування датчика проводилось на повітрі.

У досліджуваних відливках (рис. 1) спостерігається три типові ділянки:

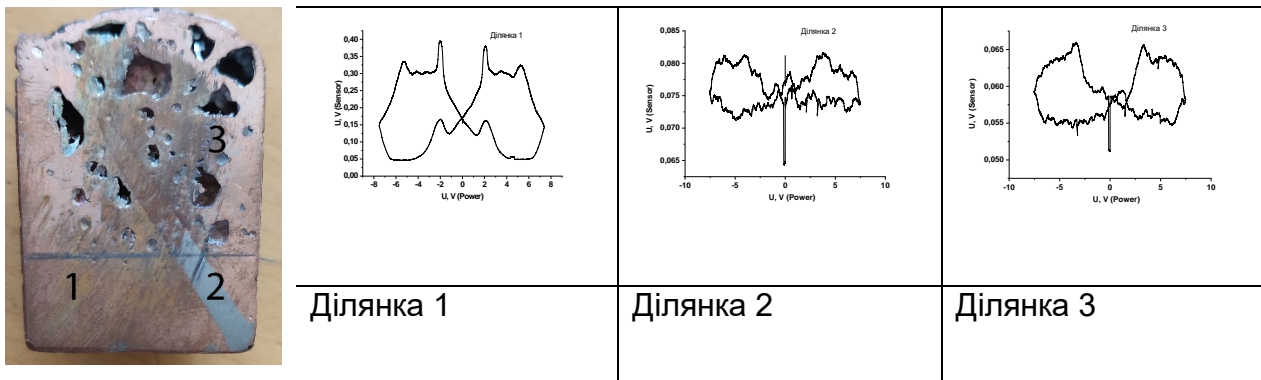


Рис. 1 – Карта точок вимірювання магнітоакустичного сигналу різних ділянок зразка

На ділянці (1) сигнал слабкий, майже діамагнітний, уширення петлі та незначне спотворення форми вказує на однорідність структури та наявність феромагнітних включень. На ділянці (2) – висока інтенсивність сигналу вказує на значну кількість феромагнітної фази. Ділянка (3) характеризується меншою інтенсивністю магнітоакустичного відгуку та значними спотвореннями, що свідчить про значну неоднорідність та дефектність структури вилівки структури. Таким чином запропонована методика дозволяє визначати структурні неоднорідності відливок без проведення металографічних досліджень.

Список літератури

1. Грузевич А.В. Исследование влияния структурно-фазовых превращений на магнитные свойства металла [Електронний ресурс] / А.В. Грузевич, Д.Л. Никифоров,

УДК 621.74.045

В. С. Дорошенко, С. І. Клименко

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

e-mail: doro55v@gmail.com

ОГЛЯД ПРОЦЕСУ ЛИТТЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ, В ТРЬОХ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ВАРІАНТАХ СТОСОВНО ГАЗОВОГО РЕЖИМУ ЛИВАРНОЇ ФОРМИ

Лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), - це єдиний ливарний процес, що «перетворює» (заміщує) пінополістирол (ППС, рідше інший пінополімер) разової моделі в метал вилівка при заливанні піщаної форми цим металом.

В першому (як базовому) з сучасних варіантів, описаному В.С. Шуляком у його монографії 2007 р., модель у вакуумованих формах з сипкого піску рекомендовано покривати піском без контакту моделі з повітрям навколо форми. При цьому передбачено, що газу від газифікації моделі буде повністю всмоктано крізь пісок форми у систему очистки газів, поєднану з вакуумним насосом. Тиском цих газів разом з вакуумом в товщі піску створюють перепад тиску, що пресує і «цементує» (скріплює) пісок форми до камнеподібного стану. Цьому сприяє протипригарне покриття моделі контрольованої невисокої газопроникності. Тобто, газу від термодеструкції ППС в порожнині форми застосовано як корисний силовий фактор тиску, що утримує пісок форми від осипання в зазорі між металом і моделлю. При цьому частина поверхні порожнини форми герметизується металом і опирається на нього так само, як інша частина (крім зазору) герметизується моделлю і опирається на неї. В.С. Серебро з точки зору газового режиму називав ЛГМ литтям з рухомим джерелом газовиділення. Це джерело газовиділення перебуває між рідким металом і частиною твердої моделі з ППС протягом заливання форми металом.

Низка позитивних властивостей такого варіанту ЛГМ включає високий вихід придатного литва (часто без надливів і випорів), що більш характерно для виливання дрібних і середніх деталей, цим самим процес ЛГМ немовби продовжує за ваговою категорією і більшими розмірами виливків процес лиття за іншими разовими моделями - моделями, що витоплюються (ЛВМ). Якщо воскоподібні моделі при ЛВМ з габаритними

розмірами понад 100-150 мм можуть деформуватись від опливання, змінюючи свою геометрію, то моделі з ППС практично стабільні в габаритних розмірах до кількох метрів. Також для такого лиття заготовок невеликих розмірів при ЛГМ нескладно виготовити прес-форми і автоматизувати серійне виготовлення по ним моделей з ППС. Збирання дрібних моделей приклеюванням до стояка в кущі (кластери), які часом подібні до грона винограду, значно підвищує металоємність форми, порівно з формами в парних опоках з піщаної суміші зі зв'язувальним компонентом. Безумовні значні основні економічні і екологічні переваги (проти форм зі зв'язувальним компонентом) також при цьому складають: оборотне застосування сухого формувального піску, відсутність піщаних стрижнів, можливість вирізати моделі без модельної оснастки, перетворення операції вибивки виливків з форми у висипання сухого піску з контейнерних опок, а також підвищення точності виливків (не менше 7-го класу), зниження їх металоємності та інші [1].

Недоліками цього варіанту технології є те, що ливарникам без спеціальної підготовки не завжди просто оптимально поєднати близько десяти технологічних факторів, що впливають на отримання якісного (бездефектного) вилівка. Для цього необхідно освоїти і відпрацювати специфічні знання і навички, властиві ЛГМ. Оскільки в короткий період заливання металом ливарної форми відбувається не просто заповнення порожнини форми, а подання металу на разову модель, яка, газифікуючись, повинна давати таку кількість газу, з таким невисоким тиском, що не витискає метал з форми назад крізь стояк, і одночасно з таким немалим тиском, що утримує стінки форми без осипання сухого піску. При цьому дослідним шляхом визначено, що при гравітаційному литті металу в зазорі «метал-модель» газовий тиск може перевищувати атмосферний на 24-25 КПа (~25 %), а тривалість заливання форми металом може збільшуватись на ~60 % порівняно з порожнинною формою з тим небажаним явищем, що стінки різних товщин вилівка заповнюються металом з різною швидкістю.

Загалом, розвиваючись з другої половини минулого століття, сучасна технологія ЛГМ базується на результатах проведених масштабних досліджень гідрогазодинаміки, тепломасообмінних процесів, структуроутворення та формування фізико-механічних та експлуатаційних характеристик литих конструкцій із залізобетонних та кольорових сплавів при взаємодії рідкого сплаву та, що твердне, з продуктами термодеструкції, які утворюються у період випаровування піно-моделі безпосередньо у формі під дією теплового потоку металу, що заливається у форму. На підставі отриманих знань та встановлених закономірностей створено теоретичні та технологічні основи ЛГМ у вакуумовані форми як мінімум у десяти різних модифікаціях, включаючи отримання

моно- та армованих виливків, литих конструкцій з диференціальними властивостями із залізовуглецевих, кольорових сплавів з використанням гравітаційної заливки металу та під високим регульованим тиском [1]. Також створені у ФТІМС НАН України різновиди методів ЛГМ різняться і за способом застосування моновисокопористих піно-моделей, а також моделей, наповнених макро-, мікроармуючою фазою та модифікуючими, легуючими компонентами [1].

Таким чином, технологія ЛГМ протягом десяти років надійно відпрацьована, при цьому практично всі взаємопов'язані процеси і явища при ЛГМ успішно регулюються і відображаються в нормативних технологічних документах, що додаються при впровадженні її в виробництво. Проте, наявність на порядок більшої кількості факторів (ніж для лиття в порожнинні форми), що потребують контролю та попередньої ретельної технологічної підготовки і впливають на якість вилівка, на нашу думку, має гальмуючий вплив на розповсюдження ЛГМ в ливарних цехах. Цьому в деяких випадках також сприяє вірогідність негативного впливу на метал продуктів газифікації, а також проникнення в повітря цеху газових виділень із-за недотримання умов вакуумування форм та недостатнього застосування витяжної вентиляції.

Для усунення багатьох негативних явищ, пов'язаних з газифікацією моделі, О.Й. Шинським розроблено такий варіант ЛГМ, як ГАМОДАР-процес, при якому заливка металу у форму та затвердіння виливків здійснюються в умовах контрольованого тиску. Новизну різновидів цього процесу, оснащення і обладнання для його реалізації захищено більше двадцятьма патентами. Відмінною особливістю даного методу лиття є відсутність ливникової системи, і переваги полягають у підвищенні до 85 % і більше виходу придатного литва та збільшення механічних властивостей сплавів у вилівку за рахунок впливу на них тиску в період затвердіння. При цьому структура сплаву і його властивості наближаються до таких у заготовках, отриманих виливанням в металеву оснастку. Створений роторно-конвеєрний комплекс за ГАМОДАР-процесом в 1.5-3.0 рази перевершує за продуктивністю сучасні автоматичні ливарні лінії і забезпечує одержання виливків з залізовуглецевих та кольорових сплавів масою до 50 кг з високими споживчими показниками [2, 3].

Проте, ГАМОДАР-процес найбільш економічно вигідний здебільшого для середньо- і крупносерійного лиття. Він пов'язаний з точною металевою оснасткою, переважно гідравлічними пресами, конвеєрними лініями і мало прийнятний для поширених в нашій країні невеликих цехів ремонтного лиття, низької серійності та різнопланової номенклатури виливків, для виробництва яких найбільш вигідний базовий ЛГМ-процес.

Тому для таких цехів адаптовано дещо спрощений наступний варіант ЛГМ процесу переважно для виробництва середнього литва і з товщиною стінок від 8-10 мм.

Третій варіант ЛГМ за нашим розглядом пов'язаний з винаходом [4], призначеним передусім для лиття за моделями, що газифікуються в формах з піщаної суміші зі зв'язувальним компонентом (Full-Mold Casting). В цьому способі застосовано традиційний принцип виводу металу крізь трубчастий випор (яким нарощена разова модель) на поверхню ливарної таким чином, що в кінці заливання форми рідкий метал в стояку і у випорі знаходиться як у сполучених сосудах (посудинах), сполучну частину яких заповнено виливком. Про цьому з моменту початку заливання газу з порожнини форми, в якій газифікується модель, можуть виходити на поверхню форми крізь цей трубчастий випор і над ним згорають при їх підпалюванні.

Намір полягає не в пропусканні всіх гарячих газів крізь пісок форми від герметично закритої в формі моделі, а виведення їх на поверхню форми для знешкодження спалюванням. Адже в першому базовому варіанті ЛГМ значно важче очистити забруднені газифікаційними продуктами моделі пісок і викид газів в атмосферу.

Такий газовий режим з вентиляцією форми реалізують тим, що метал у форму заливають з підведенням його до моделі зверху, а в моделі попередньо виконують сполучений з випором вентиляційний канал, що перетинається в тілі моделі з потоком металу [4]. Таким методом канал, пропалений металом в моделі, сполучається з вентиляційним. При заливанні форми надмірний тиск газів стравлюється крізь канал випора, а заливання металу відрізняється від заливання традиційної порожнинної форми тим, що факел над випором від газифікації моделі горить більший, ніж звичайно. Експериментально перевірено, що вуглеводневі газу від термодеструкції моделі з ППС згорають повністю (до CO_2 і H_2O) без будь-якого диму над поверхнею залитої металом форми, що є вдалим екологічним рішенням.

Описаний спосіб ЛГМ [4] зі сполученням моделі трубчастим випором з поверхнею форми також адаптований нами для лиття у вакуумовані форми з сухого піску [5-7]. Вентиляційний канал знизу вверху (в тому положенні, як модель буде заформовано піском в контейнері) діаметром 5-10 мм вздовж стінки моделі запропоновано виконувати термоножем чи паяльником, в які в якості нагрітого леза вставлене кільце з мідного чи ніхромового дроту. При цьому в глибині стінки моделі пропалюють вентиляційний канал діаметром як у дротяного кільця, а на її поверхні залишається тонка повздовжня щілина на товщину дроту, яку заклеюють скотчем. У верхній точці моделі цей канал сполучають з каналом трубчастого випору, що виходить на поверхню форми.

Взагалі, прийнятний будь-який спосіб механічного чи термічного виконання вентиляційних каналів і направленої пористості в тілі моделі, якщо вздовж всієї моделі важко виконати канал, то його проводять від найбільш масивних чи найбільш газотвірних частин моделі.

Таким способом своїм газопроникним випором модель виводиться на поверхню форми, крізь який відходить газ і спалюється. Надмірний тиск газів у формі знижується з наближенням до атмосферного. Послаблюється ряд обмежень щодо невисокої густини моделі, обмежень по газопроникності протипригарної фарби. При достатній вентиляції форми її можна за властивостями наблизити до вакуумно-плівкової форми (ВПФ) шляхом формування полімерних оболонкових моделей з порожниною, яку застосовують в якості вентиляційного каналу [8]. При цьому такі моделі можна друкувати на 3D-принтері [8] і навіть їх розглядати наче товсту плівку при ВПФ.

Таким чином, нами розглянуто три варіанти ЛГМ-процесу: 1) з закритою піском моделлю в формі і гравітаційним заливанням форми, коли газовий режим залежить від характеристик форми, протипригарного покриття, швидкості підйому металу в формі і густини моделі; 2) з заливанням форми під регульованим тиском, коли газовий режим головним чином регулюється відповідно до величини тиску на метал, що заливається і кристалізується; 3) з вентиляцією форми і гравітаційним її заливанням, коли газовий режим наближають до умов порожнинної форми з трубчастим випором (як при ВПФ чи форми зі скріпленою сумішшю), надлишок газів виводять крізь випор і спалюють. Останній варіант має більше «ступенів свободи» щодо обмежень за технологічними параметрами, доступний як для вакуумованих, так і порожнинних форм, має потенціал адаптації до ЛГМ-процесу за друкованими моделями.

Список літератури

1. Шинский О.И., Марукович Е.И., Шалевская И.А., Шинский В.О., Клименко С.И. Экономика, экология, организация производств литья по газифицируемым моделям // Литье и металлургия. - 2017. - № 4. - С. 53-59.

2. Шинський О.Й. Роторно-конвеєрний комплекс отримання точних виливків під регульованим тиском за моделями, що газифікуються (ГАМОДАР-процес). URL: <http://www.ptima.kiev.ua/work/te/rus/te-r40.pdf>.

3. Патент 42003 Україна, МПК В22D18/00, В22D27/00. Лінія для лиття за моделями, що газифікуються, з кристалізацією під тиском / І.О. Шинський, О.Й. Шинський, П.М. Каричковський, О.А. Пелікан, В.А. Болюх. Опубл. 25.06.2009, Бюл. № 12.

4. Патент 67906 Україна, МПК В22 С9/04. Спосіб лиття за моделями, що газифікуються / О.Й. Шинський, В.Т. Шульга, Л.П. Вишнякова, І.О. Шинський, О.А. Яковишин. Опубл. 10.09.2007, Бюл. № 14.

5. Патент 147217 Україна, МПК В22С 7/02, В22С 9/04. Спосіб лиття металу за моделями, що газифікуються, з окисненням продуктів газифікації / О.Й. Шинський, В.С. Дорошенко. Опубл. 24.04.2021, Бюл. № 16.

6. Патент 150121 Україна. МПК: В22С 7/02, В22С 9/04. Спосіб лиття металу за адитивно виготовленими моделями, що газифікуються у вакуумованих формах з сипкого піску, з окисненням продуктів газифікації / О.Й. Шинський, В.С. Дорошенко. Опубл. 05.01.2022, Бюл. № 1.

7. Дорошенко В.С. Знешкодження газів, які виділяються при литті за моделями, що газифікуються // Метал і лиття України. - 2021. - № 2. - С. 64-71. <https://doi.org/10.15407/steelcast2021.02.060>.

8. Дорошенко В.С. Нейтралізація газів при литті металу за моделями, що газифікуються, та передумови застосування для цього 3D-друкованих моделей // Процеси лиття. - 2021. - № 3. - С. 32 – 43. <https://doi.org/10.15407/plit2021.03.032>.

УДК 621.74.045

В. С. Дорошенко, С. І. Клименко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

e-mail: doro55v@gmail.com

ПРО НЕЗАДІЯНИЙ ПОТЕНЦІАЛ ВАКУУМОВАНОЇ ЛИВАРНОЇ ФОРМИ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ЗАГАРТОВАНИХ ВИЛИВКІВ ДЛЯ ЗЕМЛЕРИЙНОЇ ТЕХНІКИ

Ливарні форми з сипкого піску, який зміцнено завдяки вакуумуванню, і досі мають нерозкритий ливарниками технологічний потенціал щодо використання плинних (текучих) можливостей сипкого піску. З появою таких форм практично зникла операція вибивання з форми виливків, яку перетворено в висипання сухого піску разом з вилівками з контейнерної чи рамкової опочної форми. Перша, контейнерна форма, властива литтю металу за моделями, що газифікуються (ЛГМ), а друга – вакуумно-плівкової формовці (ВПФ). На рис. 1 показано висипання форми при ЛГМ, а також видалення виливків з форми при зачепленні крановим крюком.



Рис. 1 – Видалення виливків з форми з її перекиданням або з підйомом виливків крановим кроком

Іноді залізовуглецеві виливки, якщо дозволяє технологія, при ЛГМ видаляють з форми при температурі $\sim 750-800$ °С. Так, вилівок на рис. 2 (зліва) показано в стані, якого він досяг за 15 хв після заливання форми. При цьому, якщо сипкість піску вдало використовують при нетривалому виготовленні форми з віброущільненням піску (без силових впливів на форму за допомогою масивних капіталоємних формувальних машин, властивих найбільш поширеній (за сумарним тоннажем виливків) у світі сирій формовці), то видалення при ЛГМ з такої форми гарячого виливка з заданою температурою для його термообробки (ТО) в ливарних цехах не застосовують.



Рис. 2 – Виливки, які при ЛГМ в стані світіння видалено з сипкого піску форми

Замість того, щоб годинами (а то і довше) форму з виливком, який охолоджується, катати по конвеєру чи вистоявати її на плацу у цеху, що поширено при традиційному литті в піщаних формах, можна виконати ТО видаленого гарячого виливка за той же час, чи навіть швидше, і отримати термооброблений вилівок нерідко з півтора-

два рази кращими характеристиками ніж властиві литому стану. В цьому і полягає невикористаний технологічний потенціал вакуумованих форм з сипкого піску, переважну більшість з яких (за об'ємом литва) застосовують при ЛГМ.

На способи ТО з гарячого литого стану для залізвуглецевих виливків, передусім з високоміцного чавуну (ВЧ), нами отримано ряд патентів і про це опубліковано кілька статей. Значний рівень зміцнення виливків з чавуну забезпечує їх ізотермічне гартування за рахунок утворення в металі бейнітної структури, в тому числі з залишковим аустенітом, який під час експлуатації призводить до утворення в металовиробі мартенситу деформації за рахунок тріп-ефекту [1].

Враховуючи спеціалізацію нашої країни як агропромислового експортера, підвищення зносостійкості робочих органів ґрунтообробних машин є актуальною проблемою, бо вони зношуються і постійно потребують заміни. Для забезпечення зносостійкості та технічного ресурсу на рівні кращих зарубіжних аналогів лемехи і долота плугів рекомендовано виливати з ВЧ і піддавати ТО до утворення в них бейнітної металевої основи [2], в тому числі з можливістю загострювання лемеха при його зношуванні, або дискретно-циклічному загартуванню [3] з використанням води, а не екологічно небезпечних розплавів солей. До цього дотичні рекомендації ТО ріжучих елементів з ВЧ для бульдозерів та іншої землерийної техніки [4].

У відділі проф. О.Й. Шинського створено науково-технологічні основи ЛГМ, за якими, зокрема, виливають деталі землерийної та ґрунтообробної техніки (рис. 3), які застосовують як в цивільних будівельних чи промислових умовах, так і в оборонному секторі, зокрема, щоб рити окопи, траншеї, котловани для укриття, бліндажів тощо.





Рис. 3 – Приклади литих робочих органів землерийної техніки і їх моделей для ЛГМ

Таким чином, описано ресурсозберігаючий, поки ще не впроваджений у виробництво процес суміщення ЛГМ та ТО виливків при видаленні їх з форм в гарячому стані, який економить витрати енергії, часу і капітальні розходи на виготовлення зміцнених термообробкою виливків. Також наведено приклади точного лиття методом ЛГМ робочих органів землерийної та ґрунтообробної техніки, для яких, згідно наведених недавніх публікацій доцільно і актуально застосування такого суміщення.

Список літератури

1. Патент 139560 Україна, МПК В22D 7/00, В22D 23/00, F41H 5/00. Спосіб виробництва броньової перешкоди з високоміцного чавуну у ливарних формах з сипкого піску / В.С. Дорошенко, В.О. Шинський. Опубл. 10.01.2020, Бюл. № 1.
2. Калюжний П.Б., Дорошенко В.С., Шалевська І.А. Методи виробництва виливків для ґрунтообробної техніки, різальних та ударних інструментів, що самозаточуються // Процеси лиття. – 2022. – № 3. – С. 34-41. <https://doi.org/10.15407/plit2022.03.027>
3. Костылева Л.В., Гапич Д.С., Моторин В.А. и др. Повышение износостойкости почвообрабатывающих рабочих органов за счет структурирования высоко-углеродистых сплавов // Известия Нижневолжского АК. - 2018. - № 3. - С 283-291.
4. Хужаназаров Б.Ф. Выбор материала и метода повышения износостойкости режущих элементов бульдозеров // Механика ва технология илмий журнали. – 2022. – № 2. – С. 218-223.

Ю.В. Доценко, В.Ю. Селівьорстов¹

¹Інститут промислових та бізнес технологій

Українського державного університету науки та технологій, Україна, м. Дніпро

**ВПЛИВ МОДИФІКУВАННЯ НА ВЛАСТИВОСТІ ВИЛИВКА ІЗ СПЛАВУ СИСТЕМИ
Al-Si ПРИ ЛИТТІ ПІД ВИСОКИМ ТИСКОМ**

Найбільш високі і стабільні по перетину виливків властивості звичайно досягаються при отриманні однорідної і дрібнозернистої структури. Чим дрібніші розміри первинних кристалів, тим вище ряд важливих експлуатаційних і технологічних властивостей виливків. Тому ливарники найчастіше прагнуть до отримання найбільш дрібнозернистої і однорідної структури металу. Одним з найбільш поширених засобів досягнення цієї мети є модифікування [1-3].

Для підвищення якості виливка «Крильчатка» проводили модифікування TiCN в кількості 0,01% від маси розплаву. Ультрадисперсний модифікатор TiCN вводили у розплав при температурі 680°C за допомогою «колокольчика».

Технологія модифікування TiCN дозволяє:

- істотно підняти якість лиття;
- зменшити газову шпаристість і підвищити щільність виливків.
- підвищити механічні властивості виливків.
- проводити термообробку виливків.

Таблиця 1 - Механічні властивості й щільність литих сплавів (швидкість поршня 40 м/с)

Сплав	Заливання	Межа міцності на розтягання, МПа	Максимальне подовження, %	Твердість НВ	Щільність, г/см ³
АК7	Без модифікатора	235	3,2	78	2,715
	З модифікатором	276	6,0	80	2,736

Ефект досягається за рахунок того, що при модифікуванні, як правило, можна знизити швидкість поршня й зменшити ерозію прес-форми.

За рахунок різкого зменшення газової шпаристості виливків при застосуванні технології модифікування з'являється можливість проводити термообробку виливків зводячи до мінімуму ризик утворення раковин.

Список літератури

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

2. Возможность использования комплексного модификатора длительного действия на основе нанопорошков длительного действия для повышения качества отливок из алюминиевых сплавов [Текст]: Новые материалы и технологии в машиностроении-2005. Сб. трудов IV Международной научно-технической конференции. / Брянск: БГИТА - 2005. – С. 17 –23.

3. Селиверстов, В.Ю. Перспективы применения комбинированных способов управления структурообразованием литого металла [Текст] / В.Ю. Селиверстов, Ю.В. Доценко / Вісник ДДМА. - 2009. - № 1 (15). – С.267-273.

УДК 621.74.04

С.Д. Євтушенко, О.В. Акімов

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

ВПЛИВ ТИСКУ НА ПРОЦЕС ПРИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ПІД ТИСКОМ

Литтям з кристалізацією під тиском отримують щільні заготовки із зменшеними припусками на обробку різанням та високими фізико-механічними та експлуатаційними властивостями [1,2]. Процес кристалізації під тиском полягає в тому, що розплав під дією власної сили тяжкості заливають у матрицю, а потім пуансоном здійснюють

остаточне оформлення контурів виливки та подальше ущільнення (витримка під тиском) до закінчення твердіння. Після вилучення з прес-форми вилівку можна піддавати різним видам подальшої обробки (термічної та механічної).

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

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

Тиск, прикладений ззовні, виконує необхідну роботу для утворення поверхонь розділу фаз і, отже, прискорює процес кристалізації. В результаті впливу тиску на розплав, що кристалізується, у вилівках відбуваються структурні зміни. Відбувається зміна складу та характеру розподілу фаз та зменшення середньої величини зерна. Підвищується однорідність за рахунок зменшення рівня розвитку лікваційних процесів. За рахунок цих процесів відбувається підвищення фізико-механічних властивостей у вилівках.

Було виконано комплекс експериментальних досліджень, вкладених у вибір оптимального технологічного процесу з допомогою визначення раціональних режимів тиску отримання якісних поршнів відповідального призначення.

Література

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

2. Пономаренко О. І. Системна оптимізація процесів у ливарному виробництві. / О.І. Пономаренко, Н.С. Євтушенко // Матеріали VIII міжнародної науково-технічної конференції «Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві» [Електронний ресурс] (21–24 вересня 2021 р., м. Краматорськ) – Краматорськ : ДДМА, 2021. – С.96-97.

3. Євтушенко С.Д. Вибір способу виготовлення поршнів відповідального призначення / С.Д. Євтушенко, О.В. Акімов // Тези доповідей XXXI Міжнародної науково-практичної конференції MicroCAD-2022 «Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я». (17-20 травня 2023 р., м. Харків) – Харків: НТУ «ХПІ», 2023. – С. 290.

УДК 621.745.5 (071)

С.Д. Євтушенко, Н.Й. Заполовський

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

ЙМОВІРНІСНІ МЕТОДИ РОЗРАХУНКУ ШИХТИ

Для отримання сплавів заданого хімічного складу необхідно попередньо скласти шихту, вибравши свідомо її з сукупності різних вихідних матеріалів [1-3]. Для цього використовують як чисті метали, так і неметалеві матеріали, лігатури, вторинні сплави, брухт, відходи власного виробництва тощо. Вибір шихтових матеріалів і параметрів плавки значною мірою визначають як технологічні властивості розплаву, а й фізико-механічні властивості виливки.

В даний час для розрахунку шихти використовуються три методи: підбирання, аналітичний та розрахунок оптимальної шихти. Кращим серед них вважається останній, він забезпечує отримання шихти мінімальної вартості при заданих обмеженнях на хімічний склад розплаву і компонентний склад шихти, що розраховується. Розрахунок шихти за цим методом реалізується на комп'ютерах за допомогою стандартного математичного забезпечення та використовується при виплавці сплавів із чорних та кольорових металів.

Для розрахунку таких завдань використовуються такі методи: лінійне програмування, нелінійне програмування, стохастичне та динамічне програмування.

Найбільш перспективним методом є використання досить простого та ефективного апарату лінійного програмування, за допомогою якого вміст елементів може бути забезпечений з точністю до 0.0001%.

Однак, при розрахунку шихти для виливків на основі методів математичного лінійного програмування не враховується те, що вміст хімічних елементів у компонентах шихти, величини їх чаду або пригару в процесі плавки є випадковими величинами. Врахування випадкового характеру розрахункових величин при вирішенні оптимізаційних задач призводить до необхідності використання ймовірнісних моделей і методів так званого стохастичного програмування, в рамках якого розвинуто кілька підходів до вирішення задач з випадковими величинами.

Метою дослідження є розробка методики та алгоритму розрахунку оптимальної шихти для виплавки ливарних сплавів, що враховує випадкові коливання хімічного складу компонентів шихти та параметрів плавильного процесу.

У обчислювальному плані стохастичні оптимізаційні завдання зводяться до необхідності програмної реалізації складних процедур нелінійного програмування, що ускладнює їх практичне використання. З огляду на це виникає необхідність розробки досить простого та ефективного методу розрахунку оптимальної шихти для виливків, що враховує випадковий характер розрахункових величин.

Для вирішення цього завдання розроблено та реалізовано на ЕОМ спеціальний ітераційний алгоритм на основі моделі стохастичного програмування з строковими ймовірнісними обмеженнями. Суть передбачуваного методу полягає у зведенні вихідної задачі стохастичного програмування до послідовності, що збігається вирішення завдань лінійного програмування. Як критерій оптимізації була прийнята вартість шихти, а як ймовірнісні обмеження - умови забезпечення вмісту розрахункових хімічних елементів ливарного сплаву, що виплавляється, із заздалегідь заданими ймовірностями. Величини ймовірностей забезпечення вмісту хімічних елементів визначається з необхідності гарантованого забезпечення споживчих властивостей ливарного сплаву.

Розроблено та випробувано для сірого чавуну метод та алгоритм розрахунку оптимальної шихти, який забезпечує заздалегідь задану надійність отримання необхідного хімічного складу рідкого металу в умовах випадкових коливань розрахункових параметрів, метод може бути використаний при розрахунку оптимальної шихти для будь-яких ливарних сплавів.

Література

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

2. Пономаренко О. І. Системна оптимізація процесів у ливарному виробництві./ О.І.Пономаренко, Н.С. Євтушенко // Матеріали VIII міжнародної науково-технічної конференції «Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві» [Електронний ресурс] (21–24 вересня 2021 р., м.Краматорськ) – Краматорськ : ДДМА, 2021. – С.96-97.

3. Пономаренко О.І., Євтушенко Н.С., Твердохлебова Н.Є., Косенко О.П. Комп'ютерне проектування та моделювання технологічного процесу отримання нетехнологічних виливків /Збірник наукових праць ІХ-ої міжнародної науково-технічної конференції “Прогресивні технології в машинобудуванні” – Львів-Плай.—Львів, 2020,- с.145-146

УДК 331.45

Н. С. Євтушенко, І. О. Мезенцева, О. І. Пономаренко, С. М. Мезенцев.

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

ФОРМУВАННЯ ТА ПРОФІЛАКТИКА ПРОФЕСІЙНИХ ЗАХВОРЮВАНЬ ОБРУБУВАЧІВ ЛИВАРНИХ ЦЕХІВ

У процесі трудової діяльності працівники контактують з факторами виробничого середовища та трудового процесу, які можуть негативно впливати на безпеку та стан їх здоров'я, знижувати продуктивність праці, збільшувати ймовірність виникнення професійних захворювань та отримання травм. Повне виключення з виробничого середовища несприятливих фактів нині неможливо і тим паче це недосяжно у вітчизняних організаціях за умов економічної кризи, відсталої технології та застарілого устаткування.

В результаті тривалої роботи, протягом якої в організмі під впливом шкідливого та небезпечного виробничого фактору накопичується критична маса токсичної, або

шкідливої речовини (газів, парів, пилу), внаслідок чого відбуваються поступові зміни фізіологічних функцій окремих органів чи систем. Відомо, що за видами економічної діяльності захворювання, спричинені впливом промислових аерозолів, переважають в організаціях обробних виробництв та становлять 49,94% від загальної кількості, у тому числі в організаціях металургійного виробництва та виробництва металевих виробів 47,02%. Провідними нозологічними формами в структурі захворювань від впливу промислових аерозолів є: пневмоконіоз (силікоз), викликаний пилом, що містить кремній 21,96% , хронічний бронхіт пиловий 22,90% (24,17%), хронічний обструктивний (астматичний) бронхіт 13,39% (14,17%). Найбільше пневмоконіоз виявлявся серед працівників таких професій, як прохідник 10,83%, слюсар-ремонтник 8,83%, обрубувач 5,39%. У зв'язку з цим гостро постає питання щодо профілактики професійних захворювань працівників організацій [1].

До найбільш небезпечних операцій ливарного виробництва відносяться процеси очищення, обрубання, шліфування та інші види обробки виливків після вибивання. Робота обрубника складається з очищення поверхні деталей від напливів лиття, видалення піску, грубих закраїн, окалини за допомогою маятникового обдирного шліфувального верстата, вручну за допомогою пневмошліфмашинки і пневматичного відбійного молотка. Перераховане обладнання є джерелом виділення шкідливих виробничих факторів.

На досліджуваних робочих місцях обрубувачів за результатами вимірів зафіксовано значне перевищення за такими факторами: аерозолі переважно фіброгенної дії; клас умов праці 3.1; шум 3.2; локальна вібрація 3.3; тяжкість трудового процесу 3.3. Загальний клас умов праці робочому мете обрубувача 3.3.

Профілактика професійних захворювань — система заходів медичного та немедичного характеру, спрямованих на запобігання нещасним випадкам на виробництві, зниження ризику розвитку відхилень у стані здоров'я працівників, запобігання чи уповільнення прогресування захворювань, зменшення несприятливих наслідків. Запропоновано організаційно-технічні заходи щодо зниження професійних захворювань працівників ливарного виробництва. Підтримка інструменту та обладнання в хорошому технічному стані шляхом виконання планово-попереджувального ремонту. Для обмеження шкідливого впливу шуму рекомендується застосовувати сертифіковані та декларовані засоби індивідуального захисту органів слуху, видача яких має здійснюватися з урахуванням умов роботи. Для приведення до гранично допустимої концентрації пилу в робочій зоні забезпечити ефективну роботу систем вентиляції примі-

щення, використовувати засоби індивідуального захисту органів дихання. Для зменшення шкідливого впливу локальної вібрації передбачити застосування накладок з віброгасіння на органи управління та антивібраційних засоби індивідуального захисту. Регламентация часу контакту з шкідливими виробничими факторами шляхом запровадження раціональних режимів праці та відпочинку, не менше трьох регламентованих перерв загальною тривалістю не менше 35 хвилин. Першу перерву у першій половині зміни через 1,5-2,0 години після початку роботи слід заповнити виробничою гімнастикою та пасивним відпочинком. Друга і третя перерва - у другій половині зміни через 1,0-1,5 години після обідньої перерви та за 1,5-2,0 години до закінчення роботи слід заповнити самомасажем ніг та пасивним відпочинком [3].

Організувати функціонування медичних кабінетів, спортивних майданчиків та залів для профілактики захворювань. Медико-профілактичні заходи, що включають своєчасне проведення попередніх та періодичних медичних оглядів у лікувально-профілактичних закладах та в центрі профпатології, сприяють ранньому виявленню професійної патології, своєчасному направленню осіб з підозрою на наявність професійних захворювань до центру профпатології на експертизу зв'язку захворювання з професією; та диспансерне спостереження осіб з порушенням здоров'я, своєчасне лікування та реабілітацію цих осіб. Проведення попередніх медичних оглядів дозволяє не допускати до виконання певних видів робіт осіб, які мають порушення здоров'я, стан здоров'я яких може погіршитися через шкідливий вплив промислових аерозолів [4]. Зниження професійної захворюваності, пов'язаної з впливом шкідливих виробничих факторів на здоров'я працівників, є найважливішим завданням у сфері охорони праці.

Література

1. Н.С. Євтушенко, О.І. Пономаренко, Н.Є. Твердохлебова, І.О. Мезенцева, Є.О. Семенов, С.Д. Євтушенко. Забезпечення безпечних умов праці для профілактики професійних захворювань працівників металургійного і ливарного виробництва // Метал та лиття України = Metal and Casting of Ukraine. –2022. – Т.30, № 3 (330). – С. 117-125 [.https://doi.org/10.15407/steelcast2022.03.116](https://doi.org/10.15407/steelcast2022.03.116)
2. Мезенцев С. М. Запорука майбутнього життя - безпека праці / С. М. Мезенцев, Н. С. Євтушенко, І. О. Мезенцева // Future Healthcare: Innovations, Advances and Progress : proc. of the 2nd Intern. Sci. and Practical Internet Conf., June 15-16. – Dnipro : FOP Marenichenko V. V., 2023. – P. 105-107.

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

4. Євтушенко Н.С. Основні підходи щодо забезпечення безпечних умов трудової діяльності/ Євтушенко Н.С. , Д.Ю. Слівна // Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я = Information technologies: science, engineering, technology, education, health : тези доп. 31-ї міжнар. наук.-практ. конф. MicroCAD–2023, [17-20 травня 2023 р.] / гол. Є. І. Сокол ; уклад. Г. В. Лісачук. – Харків : НТУ "ХПІ", 2023. – С. 342.

УДК 331.45

Н.С. Євтушенко, Н.Є. Твердохлебова

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

ФУНКЦІОНУВАННЯ СИСТЕМ МЕНЕДЖМЕНТУ ОХОРОНИ ПРАЦІ В МЕТАЛУРГІЙНІЙ ГАЛУЗІ

Вивчення причин травматизму в ливарних цехах показало, що понад 75% нещасних випадків відбувається з організаційних причин, таких як порушення технологічних процесів, недоліки в навчанні та інструктуванні робітників безпечним прийомом праці, порушення правил техніки безпеки, незадовільна організація та утримання робочих місць, проходів, проїздів. З технічних причин відбувається понад 14% усіх травм [1].

Для організації безпечної роботи обладнання та агрегатів на металургійному підприємстві створюється система управління промисловою безпекою, що забезпечує виконання ряду організаційних та технічних заходів, спрямованих на своєчасне виконання вимог промислової безпеки, моніторинг технічного стану обладнання та агрегатів та зниження ризику виникнення аварій [2]. У розрахунку величини ризику використовуються два складники: ймовірнісна оцінка виникнення аварійної ситуації і можлива матеріальна шкода обладнання від цієї аварії.

Одним з складових елементів системи управління промисловою безпекою металургійного підприємства є аналіз ризику аварій, який включає ідентифікацію небезпечних речовин та оцінку ризику аварій для людей, майна та навколишнього середовища.

Для встановлення наслідків техногенних аварій та завданого ними збитку необхідно визначити: тип аварії - з причини вибухів, пожеж, витоків горючих матеріалів; виду речовин - горючі гази, легко вогнебезпечні і горючі рідини, пил, вибухонебезпечні речовини; причину виникнення вибуху, пожежі [3].

Аналіз ризику аварій металургійного підприємства складається з таких етапів: попереднього аналізу стану підприємства, ідентифікації небезпек та оцінки ризику аварій, розробки рекомендацій з мінімізації ризику. На першому етапі (попередньому) аналізу ризику аварій вивчається інформація про експлуатацію небезпечних виробничих об'єктів металургійного підприємства.

До аварій на доменних печах відносяться випадки виходу з ладу технологічного обладнання, конструкцій і споруд на доменних печах, що призводять до необхідності зміни режиму їх роботи або до зупинки, проведення відновлювальних ремонтів або заміни обладнання та пристроїв, що створюють підвищену небезпеку для роботи печі і обслуговуючого персоналу. Причинами виникнення вибухів та пожеж у доменних цехах є вибухи газів та вибухи внаслідок зустрічі рідкого чавуну чи шлаку з водою чи вологими матеріалами. На відміну від інших металургійних агрегатів у доменних печах як паливо може використовуватися вугільний пил. Установки для вдування вугільної пилу вибухонебезпечні; таку ж небезпеку становлять відділення кульових млинів, де готують пил, а також розподільно-дозувальні відділення.

У мартенівському, конвертерному та сталеплавильному виробництвах металургійного підприємства обробляються речовини і матеріали у гарячому, розжареному і розплавленому стані, процес обробки яких супроводжується виділенням променевого тепла, іскор і полум'ям. У киснево-конвертерних цехах вибухи та викиди рідкого металу можуть відбуватися в результаті завантаження вологого шихти та металевого лома. Крім небезпеки викиду рідкого металу, існує небезпека прогару внутрішньої висадки сталеплавильних агрегатів [4]. Пожежна небезпека сталеплавильних цехів також полягає в наявності великої кількості кабельних комунікацій, маслосховищ і маслотунелів. Певну пожежну небезпеку представляють машини неперервного лиття заготовок. Порив гумових шлангів гідросистем з маслом призводить до потрапляння масла на розжарені сляби і миттєвого виникнення пожежі.

Аналіз ризику аварій дає змогу оцінити ступінь небезпеки металургійного виробництва для людей та навколишнього середовища, стан його промислової безпеки, і на підставі отриманої інформації розробити рекомендації щодо покращення стану промислової безпеки на металургійному комбінаті [5].

Процес аналізу ризику має об'єктивний та всебічний характер, для чого необхідно розробляти методики оцінки ризику аварій з урахуванням особливостей металургійного виробництва.

Ідентифікацію небезпечних умов та оцінку передбачуваного ризику впливу небезпечних речовин, включаючи будь-яку приховану небезпеку для обслуговуючого персоналу, проводить виробник обладнання, що використовується в процесах металургійного виробництва. Світовий досвід показує, що високий рівень культури безпеки праці однаково вигідний працівникам, роботодавцям та урядам країн. Доведено, що різні профілактичні заходи є ефективними як у запобіганні нещасних випадків на робочому місці, так і для виробництва та бізнесу. Різні організації все більше зацікавлені у досягненні та демонстрації значних результатів у сфері професійної безпеки та здоров'я за рахунок управління професійними ризиками відповідно до політики та цілей шляхом посилення законодавства, розвитку економічної політики та інших заходів, спрямованих на належне виконання заходів у сфері професійної безпеки та здоров'я, а також в умовах загального зростання зацікавленості зацікавлених сторін у питаннях професійного здоров'я та безпеки праці.

Література

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

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

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

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

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

УДК 621.74:669.131.7

Л.Х. Іванова, Є.В. Колотило

Український державний університет науки і технологій, Дніпро

ДВОШАРОВІ ПРОКАТНІ ВАЛКИ ЛЕГОВАНІ МІДДЮ

Було проведено лиття двошарових хромонікелевих валків з додатковим легуванням міддю. Плавлення легованого чавуну проводили в індукційній печі. Шихта складалася з брухту двошарових валків і феросплавів (нікель не присаджували). Заливання комбінованих ливарних форм проводили за режимом, прийнятим для валків виконання ЛПХНд-70 відповідного розміру. Остаточний хімічний склад основного та промивного металу наведено у таблиці.

Хімічний склад металів для лиття прокатного валка

Метал	Вміст хімічних елементів, %							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
основний	3,00	0,38	0,72	0,44	0,05	0,85	2,46	1,00
промивний	3,30	1,42	-	0,17	-	-	-	-

Дослідження мікроструктури дослідних валків показало, що вони не мали чистого відбіленого шару. На відстані 2 мм від поверхні робочий шар мав структуру грубого конгломерату фаз аналогічну структурі середньолегованих валків. На глибині 15 мм від поверхні зустрічалися включення графіту різної форми. З віддаленням від поверхні на більшу глибину кількість графіту зростала. На відстані 15 і 30 мм зустрічалися невеликі ділянки ледебуриту, поява яких була зумовлена підвищеним вмістом вуглецю. Перліт мав дуже тонку будову, аномальної феритної облямівки не було, навіть біля графіту перліт мав дуже тонку будову. Було виявлено невеликі включення рожевого кольору, мабуть структурно вільної міді. Це дало підставу вважати, що для валків масою до 10 т вміст міді слід витримувати у границях 0,7-0,9%. Мікроструктура чавунів верхніх та нижніх шийок мала той самий характер, що й у валках виконання ЛПХНд-62. У поверхневому шарі верхніх шийок спостерігалися великі ділянки карбідів у вигляді сітки по границях зернин з фосфідною евтектикою, що прилягала до них. У структурі нижніх шийок цементиту майже не було, траплялися невеликі ділянки фосфідної евтектики. Твердість робочого шару дослідних валків відповідала твердості валків виконання ЛПХНд-62 і знаходилася в межах 64-67 HSD.

Висновок. При литті валків встановлено доцільність часткового легування їх міддю та зниження таким шляхом витрати більш дорогого та дефіцитного нікелю.

УДК 621.735.34.041:679.7.022.4

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

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

ВПЛИВ ДЕФОРМАЦІЙНО-ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА МІЦНІСТЬ І ПЛАСТИЧНІСТЬ ДООВТЕКТИЧНИХ СИЛУМІНІВ

Виконане дослідження впливу гарячої пластичної багатостадійної деформації силуміну з проміжними відпалами на показники міцності і пластичності. Базовий склад матеріалу наведено у таблиці 1. Окрім того, досліджено вплив легування і модифікування вихідного виливку. Для модифікування використано оброку AgNO_3 . У якості додаткових легуючих елементів використано ~ 2.0 Cu та ~ 1.0 Ag. Застосовано Cu- Ag лігатуру у вигляді дроту $\varnothing 0,9$ мм.

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2023

Таблиця 1 – Базовий хімічний склад досліджуваного матеріалу (мас. %)

Матеріал	Al	Si	Mn	Mg	Cu	Fe	Ag
Базовий	основа	6,8 – 7,1	0,1 – 0,2	0,05 – 0,1	0,3 – 0,5	0,5 – 0,8	—
Легований		6,6 – 7,0	~0,7	0,05 – 0,1	~2,0	0,4 – 0,7	~1,0

Температура початку деформації становила 490 – 540 °С. Температура закінчення деформації не контролювалася точно, але можна вважати її на рівні 400 – 430 °С. Після деформації проводився короткий (~15 хв.) відпуск при 510 – 540 °С суміщений з нагріванням під наступну стадію деформації. Після серії гарячих деформацій, коли матеріал набуде достатньої пластичності у ряді випадків виконано додаткову холодну зміцнювальну деформацію.

У таблиці 2 наведено результати механічних випробувань на розтяг 8 типів зразків (литих, відпалених і деформованих). Литі зразки показали надзвичайно низьку пластичність – їх відносне подовження і звуження близькі до нуля. Для них не спостерігалось також і межі текучості. Базовий немодифікований і нелегований тип литих зразків (№ 1) має тимчасовий опір близько 89,0 МПа. Проте його можна значно підвищити за рахунок модифікування і зазначеного легування (№ 2). Навіть не модифіковані зразки після сумарної 52 % гарячої деформації демонструють значне зростання міцності, яка становить у середньому 196,4 МПа. Також стає можливим визначити і межу текучості. Матеріал набуває деякої пластичності – відносне подовження сталє 6,22%, а звуження – 22,45%.

Таблиця 2 – Результати механічних випробувань

№	Стан зразків	σ_y , МПа	σ_u , МПа	δ , %	ψ , %	Твердість, НV
1	Базовий литий стан, без модифікування і легування	—	89,0	~ 0	~ 0	67,0
2	Литий стан, модифікування $AgNO_3$, легований, гартування від 510 °С з природнім старінням	—	139,0	~ 0	~ 0	112,4
3	52 % сумарної гарячої деформації, не модифікований	128,0	196,4	6,22	22,45	50,3
4	30 % сумарної гарячої деформації + 12 % холодного деформаційного зміцнення, не модифікований	251,6	275,7	0,94	0,93	96,8
5	48 % сумарної гарячої деформації + 27 % холодного деформаційного зміцнення (модифікування $AgNO_3$)	229,5	273,0	3,30	9,30	117,4
6	70 % сумарної гарячої деформації + ~ 2 год. відпал при 540 °С, (модифікування $AgNO_3$)	63,7	137,1	22,57	58,79	49,2

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2023

7	25 % сумарної гарячої деформації + 9 % холодного деформаційного зміцнення, не модифікований	222,4	260,8	0,06	0,06	106,1
8	38 % сумарної гарячої деформації + 6 % холодного деформаційного зміцнення, легований, гартування від 510 °С з природнім старінням (модифікування AgNO ₃)	288,5	333,3	1,42	1,40	131,0

Модифіковані (але не леговані) зразки, що зазнали більшої сумарної гарячої деформації (~ 70 %), з наступним відпалом при температурі близько 540 °С протягом 2 годин (№ 6) набувають ще більшої пластичності. Їх міцність стає нижчою, але все ж вищою за таку у нелегованих литих зразків у литому стані.

Спостережуване зростання пластичності робить можливим додаткове зміцнення, що продемонстровано на зразках типу № 4, 5 і 7 з таблиці вище. Слід зазначити, що ці зразки набувають досить близьких значень межі міцності на розрив після відповідної деформаційної термообробки. Тип № 5, який зазнав модифікування під час лиття та більшої гарячої деформації, демонструє більшу пластичність після зміцнення, але пластичність № 4 і 7 майже вичерпується після ще меншої холодної деформації. Менший ступінь гарячої деформації, а також немодифікований литий стан зумовлюють нижчий запас пластичності для додаткового деформаційного зміцнення зразків типу 7. Міцність матеріалу можна ще більше підвищити шляхом легування, яке уможливорює зміцнення шляхом загартування та старіння. Про це свідчать зразки типу 8, які, як і зразки № 2, леговані Cu та Ag. Їх середня міцність на розрив після деформаційної термообробки становить 333,3 МПа.

Аналіз результатів показує, що міцність сильно залежить від ступеня як гарячої, так і холодної деформації. Також може мати місце їх неадитивний ефект, але він недостатньо доведений. Залежність міцності від ступеню гарячої деформації не лінійна. Так, сумарний ступінь гарячої деформації до 40 % надає матеріалу додаткову міцність. Вищі гарячі деформації можуть надавати йому додаткової пластичності, однак більшого зростання міцності не спостерігається. Не дивлячись на зростання тимчасового опору і межі плинності, сама лише гаряча деформація не збільшує твердість матеріалу, її зростання скоріш досягається за рахунок деформаційного зміцнення і легування. Гаряч ж деформація може навіть дещо знизити спостережувану твердість. Твердість матеріалу після гарячої деформації залишається на рівні близько 50 HV, що близько до твердості литого матеріалу після відпалу, що також спостерігалось в роботі [1]. Вочевидь, існує певне бар'єрне значення, яке для цього матеріалу становить близько 50 HV і залежить в основному від кремнію. Наприклад, для сплаву з 3,5 % Si вона

становитиме близько 35...36 HV, а для сплаву з 9,0 % Si – близько 56...57 HV [2]. Нижче вказаного значення загальна твердість повністю обумовлена вмістом кремнію, вище – здебільшого твердістю металевої матриці з незначним впливом кремнію.

Одночасне зростання пластичності міцності після гарячої деформації здебільшого викликано зміною морфології кремнієвих включень. Вони подрібнюються і їх форма стає близькою до сферичної. Такі включення значно менше діють як концентратори напруг і мікрodefекти, що розривають металеву матрицю при деформації. Проміжні охолодження між гарячими деформаціями імовірно додатково сприяти сфероїдизації включень.

Список літератури

1. Каверинский В. В. Повышение пластичности доэвтектического силумина з счѐт деформационно-термической обработки / В. В. Каверинский, А. И. Троцан, З. П. Сухенко // *Металлургическая и горнорудная пробышленность*. – № 3. – 2020. – С. 48 – 58. DOI: 10.34185/0543-5749.2020-3-48-58

2. Kaverinsky V. V. About Al–Si Alloys Structure Features and Ductility and Strength Increasing after Deformation Heat Processing / V. V. Kaverinsky Z. P. Suchenko, G. A. Bagliuk, D. G. Verbylo // *Метолофізика та новітні технології*. – Том. 44. № 6. – 2022. – С. 769 – 784. DOI: 10.15407/mfint.44.06.0769

УДК 669.245.018:629

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

К. Г. Квасницька

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

e-mail: Neima_Alex@ukr.net

МЕХАНІЗМ НЕЙТРАЛІЗАЦІЇ ЛУЖНИХ МЕТАЛІВ ПРИ ОТРИМАННІ ВИСОКОТОЧНИХ ДЕТАЛЕЙ ІЗ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ

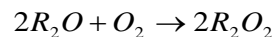
Для забезпечення необхідного рівня експлуатаційних характеристик сучасні дисперсійнотверднучі жароміцні сплави для найбільш навантажених деталей енергетичних установок повинні мати строго контрольований вміст елементів основного та додаткового легуючого комплексу при мінімальному показнику шкідливих домішок. Дослідниками показано що, наприклад натрій, калій, кремній, сірка, фосфор, вісмут, та

інші, здатні утворювати з компонентами сплаву сполуки, наприклад, Ni-Si, Ni-P, легкоплавку евтектику Ni-S та інші сполуки, що стають концентраторами напружень та здатні ініціювати зародження тріщин та руйнування конструкцій під час експлуатації деталей в екстремальних умовах впливу термічних, хімічних та динамічних навантажень.

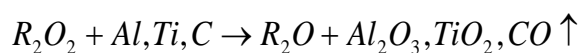
Згідно аналізу науково-патентної літератури за напрямком, що досліджують та розглядають автори даного повідомлення, були виконані термодинамічні розрахунки, визначені умови та окреслені можливі шляхи ефективного видалення з розплавів сучасних складнолегованих жароміцних сплавів шкідливих домішок, неметалевих вкраплень, газів різними способами: управлінням температурою та тривалістю рафінування розплаву, введенням високоактивних добавок РЗМ, застосуванням керамічних фільтрів різного типу для осадження сполук домішкових елементів.

Метою та завданням представленої роботи автори вважають дослідження механізму нейтралізації таких лужних металів, як **натрій та калій**.

Природа активного каталітичного впливу **лужних металів**, які, в тому числі, містяться в матеріалах керамічних вогнетривів (тигли, оболонкові форми, стержні) на окиснення жароміцних сплавів при високих температурах пов'язана зі спроможністю натрію та калію при температурах, близьких до 900 °С утворювати пероксиди:



Пероксиди калію і натрію, в свою чергу, легко відновлюються до оксидів алюмінієм, титаном, вуглецем та іншими активними по спорідненості до кисню елементами, що входять до складу жароміцних сплавів, за реакціями:



Крім того, **оксиди** лужних металів калію та натрію можуть накопичуватися на внутрішніх шарах керамічних форм разом із залишками модельної маси після випалювання ливарних форм при використанні модельних мас на основі карбаміду або вуглецевміщуючих сполук при застосуванні модельної маси на основі органічних сполук.

Так, на ряді підприємств знаходить застосування модельні маси, складовими яких, поряд з карбамідом, є калійна селітра KNO_3 . Після видалення моделей на внутрішніх поверхнях ливарної форми можуть залишатися сліди модельної маси. В процесі випалювання ливарних форм відбувається розкладання карбаміду на газові складові та їх видалення. При цьому калієва селітра, розкладаючись в процесі прожарювання ливарних форм, утворює на внутрішній поверхні пероксид калію, який при контакті з

розплавом, що кристалізується, є джерелом дефектів виливків у вигляді плівок та газових раковин.

Небезпека неповного видалення модельної маси збільшується при наявності на поверхні кераміки різних дефектів, що формуються при неякісному виготовленні моделей або при нанесенні першого шару кераміки.

Таким чином, окрім попадання шкідливих домішок в розплав з матеріалами шихти та модельної маси, в процесі виплавляння виробів значне забруднення може бути внесено при використанні тиглів, стрижнів, кераміки форми, що виготовлені з керамічних вогнетривів (плавленого магнезиту, корунду, муліто-корунду та таке ін.), за звичайною для серійного виробництва технологією. Тому, важливе значення для запобігання від засмічення лужними металами під час плавлення та кристалізації заготовки має розробка більш хімічно – та термостабільних керамічних матеріалів. Також, як показали дослідження авторів, використання ливарних пінополістиролових (ППС) моделей, які розчинюються або випалюються, замість різних видів парафіно-стеаринових композицій, що можуть вміщувати лужні метали, сприяє значному, до 30 %, зниженню забрудненості лужними металами.

УДК 621.74.002.6:681.3

С. І. Клименко, В. С. Дорошенко

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

e-mail: ukrdeplit15@ukr.net

ПРО ПЕРЕДУМОВИ І НАПРЯМИ ЦИФРОВІЗАЦІЇ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

Поширення цифровізації – одна з базових ознак нової економіки, що формується в сучасному світі шляхом впровадження досягнень науково-технічного прогресу. Проте, процес цифровізації у ливарному виробництві ще перебуває на ранній стадії [1]. Ступінь адаптації цифрових технологій на крупних ливарних підприємствах з огляду реалізації їхнього економічного потенціалу експертно оцінюють приблизно в 20 % [2], маючи на увазі вирішення питань автоматизації управління технологічними процесами з використанням цифрових АСУ ТП. Останні дозволяють управління процесами в замкнутому контурі (локально) за певними алгоритмами, оптимізувати планування управління та автоматично виконувати послідовності операцій (пуск та зупинку

обладнання; розрахунок та введення металевої шихти; розрахунок рецептур, дозування та змішування формувальних та стрижневих сумішей) багатостадійних періодичних ливарних процесів.

На відміну від автоматизації технологічного процесу управління самим виробництвом не автоматизовано. У перелік завдань управління виробництвом можуть входити, зокрема, підготовка та контроль виконання виробничих планів, задачі оптимізації та моніторингу виробничих режимів [3], діагностики та прогнозування дефектності продукції, контролю стану основного обладнання, питання безпеки та надійності обладнання, питання безпеки персоналу, контролю викидів тощо. Передумови створення і прообраз таких систем описано в роботі [4].

Різноманітність виробничих завдань поєднується з недостатнім впровадженням систем, що дозволяють автоматизувати їх виконання, недостатньою кількістю вихідних даних для роботи таких систем, а також неповною інтегрованістю існуючого програмного забезпечення між собою [2, 5]. Розглядаючи їх за аналогією із завданнями автоматизації технологічних процесів, на сьогодні більшість завдань управління виробництвом виконується в ручному режимі, а не в замкнутому контурі. Цифровізація націлена на те, щоб «замкнути» цей контур та забезпечити виконання таких завдань у автоматизованому режимі. Отримавши всю повноту даних про виробництво в реальному часі та в архіві історії підприємства, його фахівці зможуть застосовувати аналітичні додатки (загально-цільові чи спеціалізовані) для вироблення рішень та їх виконання. З цією метою можуть бути підключені галузеві експерти чи спеціальні комп'ютерні програми [5], які також мають доступ до необхідної інформації. Контроль рішень здійснюється на підставі даних реального часу, автоматично отриманих з АСУ ТП та інших джерел.

Інша група завдань, де цифровізація може істотно поліпшити роботи ливарного виробництва, – це завдання, що пов'язані з роботою в небезпечних зонах підприємства і на віддалених об'єктах. До таких завдань належать обходи польових операторів, контроль стану обладнання, технічне обслуговування та ремонт обладнання. Нові підходи дозволяють не лише отримати доступ до інформації, раніше недоступної для працівників, що перебувають у небезпечних зонах, а й скоротити кількість виходів у такі зони.

Важливим аспектом цифровізації в ливарному виробництві є принципова зміна бізнес методики, пов'язаної з реалізацією готової продукції споживачам. Оскільки серед великих ринкових гравців нерідко виступають держпідприємства, транснаціона-

льні компанії, великі об'єднання, багато з яких уже не один рік займаються цифровізацією в основних сферах своєї діяльності, то в найближчому майбутньому вони як замовники купуватимуть продукцію, технології, послуги передусім у тих виробників, які зможуть інтегруватися до їх цифрових платформ, бо в цьому випадку постачальники стануть найбільш вигідними та актуальними для стратегічного розвитку замовників.

Важливість ливарного виробництва в тому, що воно, як заготівельне виробництво, спрямоване на забезпечення машинобудування, приладобудування та інших галузей народного господарства литими заготовками та виробами. У найближчому майбутньому в рамках цифровізації кожен литий виріб матиме цифровий паспорт (Digital Passport), в якому зберігається весь життєвий цикл продукту. У загальному вигляді інформація про литий виріб міститиме наступне [2] :

- унікальний номер виробу, за яким відбувається ідентифікація серійного номера виробу та виводиться інформація щодо конкретного екземпляра;
- технічні характеристики виробу (паспорт виробу);
- матеріали та/або компоненти, що використано при виробництві виробу;
- перелік обладнання, на якому виготовлено виріб із зазначенням параметрів технологічного ланцюжка його виробництва, включно з безпосередніми виконавцями (змін, бригад, конкретних працівників по технологічних операціях), які здійснювали випуск виробу;
- результати випробувань, діагностики на кожному технологічному етапі виробництва виробу;
- відомості про методи та засоби контролю якості виробу із зазначенням отриманих у ході даних операцій результатів;
- відомості про дефекти, відновлювальні та технологічні ремонти по всьому ланцюжку кооперації виготовлення виробу;
- умови зберігання та експлуатації виробу;
- умови знищення, утилізації чи переробки виробу.

Такий підхід дозволить прямиий зв'язок зі споживачем, налагодить оперативний електронний документообіг продукції, виключить контрафакт і її підробку, виявить можливі причини відмови та поломки виробу у складі обладнання, дозволить прогнозувати його технічний стан і значно підвищить рівень управління якістю. Створюється робочий онлайн простір для оперативного обміну документацією від виробника та взаємодії постачальника із замовниками, а виробник отримує обсяг аналітичної інформації, при фаховому використанні якого він зможе підтримувати витрати на виробництво литого виробу на низькому (конкурентному) рівні.

Цифрова трансформація в ливарному виробництві – це об'єктивна необхідність «виживання» всієї галузі загалом, потребує застосування сучасних цифрових інструментів усіма переділами виготовлення виливків (табл.) [1, 2]. Серед галузей економіки, в яких насамперед відбуватиметься цифрова трансформація ливарного виробництва, – це автомобіле-, авіа-, судно- та корабле-, двигуно-, машинобудування (атомне, нафтогазове, важке, спеціальне), залізничний транспорт.

Вже зараз ливарним підприємствам доцільно розпочати розробку стратегії цифровізації свого виробництва, в якій доцільно врахувати такі аспекти:

- цифровізацію процесів (дані рішення мають спростити технологічні процеси виробництва, технічне обслуговування та ремонт обладнання, адміністративні процеси; сюди повинні входити мобільні рішення для робочого персоналу);

- роботизацію та автоматизацію (рішення, що дозволяють знизити або виключити участь людини в некритичних процесах, а також рішення, що покращують контроль та стабільність виробничих процесів);

- поопераційний контроль якості готової продукції (рішення, що дозволяють сформулювати систему обліку та ідентифікації готової продукції на підприємстві, розробити цифровий паспорт Digital Passport виробу);

- системне управління активами підприємства (рішення для взаємодії в єдиній інформаційній системі виробника, постачальників та споживачів);

- просунуту аналітику та штучний інтелект (рішення, пов'язані з діагностикою та прогнозуванням технологічних, виробничих та бізнес-процесів, створення інтелектуальних систем динамічного управління процесами).

Таблиця - Цифрові інструменти ливарного виробництва

Технологічні та організаційні операції	Цифрові інструменти
Підготовка виробництва, технологія ливарної форми та модельно-опочне оснащення	<ul style="list-style-type: none"> – створення комп'ютерної 3D-моделі вилівка в системах тривимірного твердотілого та поверхневого параметричного проектування [6]; – проектування ливникової системи, моделювання та оптимізація лиття на базі спеціальних програм; – комп'ютерне моделювання, віртуальні випробування, цифрові двійники (DTA);

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2023

	<ul style="list-style-type: none"> – підготовка комплексу креслень ливарної технології з урахуванням CAD-систем; – адитивні технології (АТ); – технологічне проектування з урахуванням САМ-систем; – застосування верстатів з ЧПУ.
Процеси формоутворення та виготовлення стрижнів	<ul style="list-style-type: none"> – роботизована автоматизація процесів (RPA); – АФЛ та стрижневі автомати.
Шихтовка, плавка металу та заливання ливарних форм	<ul style="list-style-type: none"> – роботизована автоматизація процесів (RPA); – аналітика даних у ланцюгах поставок; – "розумний" склад (SW).
Фінішні операції для виливків (охолодження, вибивання, обрубка та зачистка, усунення дефектів, термообробка)	<ul style="list-style-type: none"> – роботизована автоматизація процесів (RPA); – комп'ютерний зір (CV); – дистанційне цифрове керування (RCU).
Обслуговування та ремонт	<ul style="list-style-type: none"> - доповнена реальність (AR); - Віртуальний помічник (VH).
Складування, зберігання, закупівля та реалізація, утилізація та рециклінг	<ul style="list-style-type: none"> – "розумний" склад (SW); – керування життєвим циклом виробу або продукції (Smart Design).
Контроль якості та оптимізація виробництва	<ul style="list-style-type: none"> – цифровий поопераційний контроль виробництва продукції; – цифровий паспорт виробу (DPP); – технології <i>block chain</i> – рекомендаційні та інтелектуальні системи підтримки прийняття рішень (DSS) [5]; – просунута бізнес-аналітика (BI); – штучний інтелект та машинне навчання (AI&ML); – цифрові бізнес-сервіси та програми для управління та моніторингу виробничими та іншими процесами.

Таким чином, технологічним критерієм успішності цифровізації ливарного виробництва буде випуск номенклатури виливків з мінімальним рівнем дефектності, комерційним критерієм – випуск номенклатури виливків, що користуються попитом на ринку (деталі машин та механізмів) з мінімальною собівартістю, яка визначається технологічним рівнем підготовки виробництва та його реалізацією і, як наслідок, низькими витратами та оптимальною якістю форм, металу та виливків, переходом від ревізійної до постійної оптимізації бізнес-процесів. Це вплине на всі параметри підприємства: економічну ефективність виробництва (продуктивність, експлуатаційні витрати); надійність (експлуатаційну готовність); безпеку (кількість інцидентів); відповідність законодавчим нормам з екології.

Список літератури

1. Дорошенко В. С. Методи цифровізації ливарно-металургійного виробництва: віртуальний інжиніринг, цифровий двійник, адитивні технології // *Метал і лиття України*. – 2021. – № 3. – С. 62-66. <https://doi.org/10.15407/steelcast2021.03.062>.
2. Князев С. В., Куценко А. И., Усольцев А. А., Козырев Н. А., Куценко А. А. Перспективы и направления цифровой трансформации в литейном производстве. *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. – 2023. – № 2. – С. 140-147. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-2-140-147>.
3. Дорошенко В. С., Кравченко В. П. Передумови створення цифрового двійника технологічного процесу лиття за моделями, що газифікуються, за даними моніторингу ливарного цеху // *Процеси лиття*. – 2020. – № 4. – С. 42 - 52.
4. Шалевская И. А., Богдан А. В., Шинский В. О. Мониторинг и контроль параметров при изготовлении литейных пенополистироловых моделей // *Процессы литья*. – 2015. – № 3. – С. 42-47.
5. O. V. Tokova, V. S. Doroshenko, O. B. Yanchenko. Computer systems of thermal analysis for monitoring of foundry and metallurgical processes // *Інформаційні технології та комп'ютерна інженерія*. – 2022. – № 2. – С. 86-93. <https://doi.org/10.31649/1999-9941-2022-54-2-86-93>.
6. Дорошенко В. С. Топологічна оптимізація конструкцій виливків при адитивному виробництві з застосуванням цифрового двійника // [Процеси лиття](#). – 2020. – № 4. – С. 53-62.

С. І. Клименко, В. С. Дорошенко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

e-mail: ukrdeplit15@ukr.net

ПРИКЛАДИ ЛИТТЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ, В КИТАЇ

В 2021 р. в Китаї було вироблено 54,05 млн. т металевих виливків, що на 4,0 % більше ніж у 2020 р. і, по суті, складає близько половини виливків світу. Про досягнення Китаю у литті за моделями, що газифікуються (ЛГМ), розглянемо у цих тезах. В технічних публікаціях відмічається, що спосіб ЛГМ має безліч переваг у порівнянні з традиційними технологіями лиття, тому в Китаї та за кордоном цей метод був проголошений ливарниками «Ливарною технологією XXI століття» [1].

У Китаї державою було підтримано розвиток цієї технології, ЛГМ набуло значного масштабу і стало важливою складовою ливарної промисловості, питома вага виробленої продукції якої в ливарній галузі зростає. ЛГМ стала однією з поширених високих технологій, що використовуються для модернізації традиційних ливарних заводів і організації нових [1].

Нині технологію ЛГМ в Китаї та Японії використовують для виробництва виливків з таких сплавів: алюмінієвих, магнієвих, мідних; із сірого чавуну, чи високоміцного чавуну, спеціального чавуну (чавуну з високим вмістом хрому, антифрикційного чавуну, зносостійкого чавуну, корозійностійкого чавуну); зі звичайної вуглецевої сталі, середньо- і високовуглецевої низьколегованої антифрикційної сталі, спеціальної ливарної сталі (з великим вмістом марганцю та сталі корозійностійкої).

Типи виливків, що виготовляються [1]: • антифрикційні виливки (дрібні кулі, підкладки з марганцевистої сталі, екскаваторні зуби, виливки з бейнітного чавуну тощо); • вогнетривкі виливки (пічні колосники з жароміцної сталі та чавуну, термічні опалювальні піддони, корпуси та рами для різних матеріалів тощо); • труби (з сірого чи високоміцного чавуну, а також з чавуну з високим вмістом алюмінію, фасонні частини труб); • клапани (клапани, в тому числі з високоміцного чавуну, штуцери зі сталі Ст25Л, Ст35Л); • інженерні механічні деталі (шестерні, зубчасті рейки, деталі зі сталі для вилкових навантажувачів); • корпуси (коробки передач, диференціалу, редуктора, блоку двигуна, пожежних колонок, корпусів боєприпасів тощо); • виливки для гальмівної системи автомобілів (гальмівні апарати, гальмівні диски); • колінчасті вали (компресора,

автомобільного двигуна); • колектори (впускні алюмінієві колектори, впускні з високоміцного чавуну для 4-циліндрових двигунів, із сірого чавуну для 6-циліндрового дизеля тощо); • виливки заднього моста (корпус заднього моста зі сталі, високоміцного чавуну); • виливки для залізниці та автопромисловості (залізнична рама зі сталі 25Л, балка надресорна, автомобільні ресорні кронштейни, огорожа швидкісних магістралей тощо); • виливки головок циліндра компресора, одноциліндрового двигуна, циліндри та головки для 4-циліндрових автомобілів; • виливки різного призначення (головки швейних машин, педалі, кронштейни, кривошипи сільгоспмашин, плужні різці та направляючі плуга тощо).

Асортимент виливків, так само, як і вага, значний. ЛГМ-процесу доступне литво від 50 г до 5 т. Основний матеріал у Китаї та Японії – це чавун, але останнім часом поширюється лиття сталі [1]. Швидкому нарощенню випуску литва сприяла поява цехів ЛГМ крупних і середніх виливків з типовими для Китаю конвеєрними лініями рядного розміщення контейнерів з габаритами більше 2 м (рис. 1) [2]. На таких конвеєрах під крайнім бункером в контейнер засипають піщану постіль, а під двома ближчими до центру цеха – засипають піском модель в контейнері з підняттям спеціальним механізмом його над рейками і віброущільненням піску.



Рис. 1 – Конвеєрні лінії ЛГМ з трьома бункерами для формовки сухим піском

Список літератури

1. Галкин А. А. Опыт освоения производства отливок методом литья по газифицируемым моделям с использованием оборудования и материалов из КНР. Литейщик России. 2012. №12. С. 17-19.

2. Lost Foam Casting Process Equipment. URL:
https://kitairu.net/images/products/products_709023_83f303cf32317abd02035146bb163f41.jpeg

УДК 621.742.48

Ю. Ю. Ладарєва, О. І. Рибіцький

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Julia-lada@ukr.net

ralexandri@ukr.net

МЕТОД УТИЛІЗАЦІЇ ВІДХОДІВ ПІНОПОЛІСТИРОЛУ ШЛЯХОМ ОТРИМАННЯ ЗВ'ЯЗУЮЧИХ НА ЇХ ОСНОВІ

В наш час в світі велике використання пінополістирольних матеріалів в якості технічної, побутової та харчової тари, матеріалів для будівництва, а також пінополістирол широко використовується для виготовлення моделей в процесі лиття за моделями, що газифікуються.

Після використання відходи не використовуються, вони накопичуються на смітєвих полігонах, оскільки їх не можна утилізувати загальними методами через їх високу токсичність. Тому пошук раціональних способів переробки полімерних відходів набуває все більш серйозного екологічного значення у всьому світі. Одним з найбільш раціональних та перспективних способів утилізації відходів полістиролу є розчинення цих відходів в органічних вуглеводневих розчинниках, для подальшого використання в якості зв'язуючого для ливарного виробництва.

В даний час, згідно з виданим патентом України № 9003 від 15.09.2005 [1], найбільш оптимально вирішене питання про вибір живичного скипидару (ГОСТ 1571-82) в якості розчинника для відходів пінополістиролу. Живичний скипидар - це прозора безбарвна або злегка підфарбована рідина з щільністю 0,855 - 0,863 г/см³ та ПДК 300 мг/м³, таким чином розташований на рівні широко відомих і найбільш застосовуваних в побуті розчинників - ацетону, бензину, керосину. У той же час він добре розчиняє відходи полістиролу і має низьку летючість.

Розроблена технологія переробки відходів пінополістиролу дозволяє виготовити розчин (патент України № 7738С2 від 11.15.06) [2], а потім виготовляти сучасні низькотоксичні матеріали в якості зв'язуючого для виробництва піщаних та стрижневих

сумішей, що дозволяє вдосконалити та розвивати нові більш ефективні та економічні процеси. Крім того, використання полістирольних відходів має важливе значення для навколишнього середовища, оскільки зменшення кількості полістирольних відходів покращує екологію, що оточує людину.

В процесі досліджень було визначено, що живичний скипидар не дуже активно розчиняє відходи пінополістиролу, що уповільнює процес переробки. Тому були проведені дослідження та випробувані інші розчинники, які теж мають властивість розчиняти пінополістирол. Вибір зупинився на розчиннику, який окремо був введений в живильний скипидар для утворення з суміші двох розчинників одного загального розчинника для ливарного виробництва. Завдяки змішуванню двох розчинників швидкість розчинення в них відходів пінополістиролу зростає.

Проведені дослідження по виготовленню зв'язуючих для ливарного виробництва: розчинів пінополістиролу в живичному скипидарі, а також с суміші розчинників, які були досліджені в різних концентраціях. Виготовлені та досліджені фізико – механічні властивості зразків виготовлених з сумішей в яких використовується полістирольне зв'язуюче. Найкращі результати показали зразки в якості зв'язуючого в яких використовується 30 % розчин з відходів пінополістиролу в живичному скипидарі та 40 % розчин з відходів полістиролу в суміші розчинників.

Дослідження фізико-механічних властивостей формувальних стрижневих сумішей на основі полістирольних зв'язуючих [3] перевершують або дорівнюють аналогічним характеристикам сумішей з холодно-твердіючих сумішей з рідким склом, фенолформальдегідних, карбомідо-фуранових смол. Ця обставина дозволила рекомендувати полістирольні зв'язуючі для заміни вищезазначених зв'язуючих і, зокрема, дорогих смол (вартістю на порядок вищих за зв'язуючих з відходів пінополістиролу), у виробничому процесі лиття виготовлення з чорних та кольорових сплавів.

Список літератури

1. Деклараційний патент України на корисну модель № 9003 У, Бюл. № 9, 15.09.2005. «Застосування живичного скипидару як розчинника для відходів пінополістиролу». Автори: Шинський О.Й., Терліковський Є.В., Стрюченко А.О., Шинський І.О., Ладарева Ю.Ю.
2. Патент України на винахід № 77338 С2, Бюл. № 11, 15.11.2006. «Полістирольне зв'язуюче для виготовлення ливарних форм та стержнів». Автори: Шинський О.І., Найдек В.Л., Стрюченко А.О., Шинський І.О., Ладарева Ю.Ю., Маїрко Т.О.

3. Патент України на винахід № 77105 С2, Бюл. №10, 16.10.2006. «Суміш для ливарних форм та стержнів». Автори: Шинський О.І., Найдек В.Л., Стрюченко А.А., Шинський І.О., Маїрко Т.О.

УДК 669.017.29:621-192

Лисенко Т.В., Замятін М.І., Тур М.П., Кисельов К.В., Данілова К.О.

Національний університет "Одеська політехніка", м. Одеса

ТЕХНОЛОГІЯ ВИГОТОВЛЕННЯ СПЕЦІАЛЬНОГО ЛИВАРНОГО СПЛАВУ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЮ

Пропонований, відповідно до патенту України [1] спеціальний ливарний сплав відноситься до сплавів, які самозагартовуються, в яких високі властивості міцності досягаються природним старінням без застосування тривалої, енергоємної термічної обробки.

Цей сплав призначений, в основному, для отримання високонавантажених деталей гідрообладнання, що працює при тиску рідини до 32 МПа, деталей транспортних засобів, деталей з підвищеною стійкістю до корозії. А також деталей з гарним декоративним виглядом, наприклад, меблева та дверна фурнітура, художні виливки.

Хімічний склад сплаву: цинк – 26,0 – 41,0; мідь - 1,5-2,6; кремній - 0,09-0,21; магній – 0,08 – 0,12. Контрольовані домішки: залізо– 0,4; свинець - 0,1; алюміній – інше. Найбільш небезпечною домішкою є залізо, підвищення вмісту якого зменшує пластичність та тимчасовий опір розриву. Сплав відноситься до широко інтервальних сплавів.

Було розроблено технологію виготовлення даного сплаву. Здійснено розрахунок складу шихти, запропоновано обладнання для плавки. Рафінування сплаву від дрібних частинок шлаку та розчинених у розплаві газів можна проводити як хімічними препаратами, так і за допомогою пристрою для обробки під зниженим тиском.

При виготовленні сплаву висуваються підвищені вимоги до інструменту для плавки та лиття. Оскільки сплав містить 26,0 – 41,0 % маси цинку, інструмент повинен бути добре захищений покриттями або фарбами. Це необхідно для запобігання потраплянню заліза до сплаву. У погано захищеному інструменті зі сталі вже за температур вище 550 °С залізо легко вступає у реакцію з цинком, утворюючи хімічну сполуку.

Основною особливістю отримання виливків з даного сплаву в металеві форми є обов'язковий попередній прогрів форми. Заливка розплаву в непрогріті металеві форми веде до явного браку через утворення холодних спаїв і тріщин, а також неповне оформлення контурів виливки.

Були отримані виливки за розробленою технологією з даного сплаву. Проаналізовано структури зразків при різних швидкостях охолодження виливків.

Література

1. Патент України №59529 от 7.10.2003г., с22с, 21/10

УДК 621.746

Лисенко Т.В., Ясюков В.В., Тур М.П.

Національний університет "Одеська політехніка", м. Одеса

ГАРЯЧІ ТРІЩИНИ В СТАЛЕВИХ ВИЛИВКАХ

Поверхня гарячих тріщин у зламі завжди покрита нальотом оксидів, що показують утворення їх за високої температури. Поряд з усадковими раковинами гарячі тріщини (зовнішні та внутрішні) є найпоширенішим дефектом сталевих виливків через численні, часто суперечливі фактори, що супроводжують цей вид браку. Гаряча тріщина утворюється під впливом доперлітної усадки за високих температур, коли пружні деформації металу відсутні. Крім того, гарячі тріщини можуть формуватися в твердій частині виливка при одночасному існуванні твердої та рідкої фази поблизу лінії солідус. При подальшому зниженні температури міцність та пластичність металу починає збільшуватися.

Переважає більшість складових технологічного процесу впливають на формування гарячих тріщин: хімічний склад сплаву, неметалеві включення, рідиннотекучість, конструкція виливки, неоднорідність хімічного складу, податливість форми, підведення металу у формі, місця встановлення прибутків, швидкість заливання форми, теплофізичні характеристики металу та форми та і т.д.

Гарячі тріщини у виливках з низьковуглецевої кременистої сталі утворюються легше, ніж із звичайної (позначається вплив вуглецю та кремнію на доперлітне усадку). При виготовленні таких виливків потрібно збільшувати податливість форми та забезпечувати вільне усадження. Аналогічні заходи потрібно застосовувати і при заливанні

форм висококремністими сплавами, незважаючи на їх порівняно малу доперлітну усадку. Пояснюється це великокристалічною будовою, дуже низькою теплопровідністю та низькою міцністю.

Виливки зі сталі 110Г13Л внаслідок великої усадки, яка розвивається відразу після затвердіння, схильні до утворення гарячих тріщин. На показники міцності та пластичності при високих температурах впливає лише вміст вуглецю (аналогічно впливу вуглецю у звичайній вуглецевій сталі). З відповідних заходів для боротьби з утворенням гарячих тріщин найбільш поширений спосіб заливання у сирі форми. Великі виливки заливають у суху форму із забезпеченням податливості форм та стрижнів. Хороші результати дає рання вибивка виливків при 1200 – 1300 °С; конструкція виливки передбачає плавний перехід від товстої частини виливки до тонкого, правильного підведення металу, прирізування усадкових ребер.

Метал має низку властивостей, що формують гарячі тріщини, - одночасно може перешкоджати їх виникненню. Збільшення усадки в критичному інтервалі утворення гарячих тріщин спричиняє небезпеку виникнення їх за інших рівних умов. У зовнішніх шарах твердіння виливки, під впливом її усадки, опору форми і тиску металу може утворюватися велика кількість дрібних зовнішніх тріщин, що заповнюються рідким металом. зовнішніх гарячих тріщин. Заповнення може відбуватися через пори та капілярні канали між кристалітами. Чим вище рідина, тим швидше і повніше відбувається заповнення тріщин в зовнішньому шарі.

У масивних виливках умови первинної кристалізації можуть суттєво впливати на утворення гарячих тріщин. Зусилля усадки рухаються практично вздовж великих кристалітів, що мають слабкі міжкристалічні зв'язки, тому в виливках з легованих сталей при первинній кристалізації утворюються гарячі тріщини. Метал з малим інтервалом затвердіння, що не дає розвитку дендритів, утворює суцільну щільну кірку. Джерелами та осередками гарячих тріщин можуть бути усадкові раковини. Наявність газових і неметалевих включень (екзогенних та ендегенних) часто є першоджерелом гарячих внутрішніх тріщин. Ліквіаційні процеси також сприяють утворенню внутрішніх гарячих тріщин, оскільки розуміють міцність металу. У виливках із сталі з низькою температуропровідністю спостерігається велика різниця температур між зовнішніми та середніми зонами. Внаслідок цього у зовнішніх зонах усадка розвивається більш інтенсивно з утворенням внутрішніх гарячих тріщин за аналогією з місцями поєднання тонких і товстих частин виливки (наприклад, колісна рама залізничного вагона).

Звертаючи увагу, що практично всі елементи (включаючи вуглець) при температурах 1250-1450 °С знаходяться в твердому розчині Fe - γ або Fe - δ і тому мало

впливають на процес. пластичність металу, при критичних температурах, ускладнюють утворення гарячих тріщин ефективніше, ніж елементи, що підвищують міцність.

Деякі елементи розширюють температурну область низьких властивостей металу, тобто. затримують міцність та пластичність при зниженні температури, (по суті це червоноламкість, що супроводжується формуванням гарячих тріщин). Ці елементи утворюють легкоплавкі сполуки на межах зерен або створюють газову оболонку з водню.

Основними причинами, що викликають утворення гарячих тріщин з вини форми, є механічне та термічне гальмування усадки виливки. Тому основними заходами боротьби з гарячими тріщинами є створення податливої форми, правильної конструкції виливки, правильних умов її заповнення та охолодження.

Якщо геометрія виливка має виступаючі частини, форма в цих місцях повинна бути податливою. Частини форми та стрижні, що формують внутрішні порожнини, повинні бути податливими завжди. Збільшення податливості форм за рахунок формувальних матеріалів можна досягти трьома шляхами: максимально можливим зниженням міцності і великий швидкістю руйнування формувальної суміші; зменшення товщини шару ущільненої формувальної суміші; застосуванням наливних самотвердіючих сумішей, склад суміші повинен забезпечувати поєднання властивостей досить високої міцності, що запобігають засміченням при заливці з досить швидким падінням цієї міцності, що оберігає від утворення гарячих тріщин у виливку. Це досягається застосуванням сумішей на органічних сполучних.

Конструкція виливки має вирішальний вплив на процес утворення гарячих тріщин. Сюди слід віднести умови кристалізації сталі, явища термічного та механічного гальмування усадки сталі. Не можна забувати, що при цьому технолог - ливарник обмежений пропонованою конструкцією деталі і, таким чином, не може повністю впливати на розподіл силових навантажень, що виникають в процесі експлуатації. Найкращим результатом є конструкція з однаковою товщиною стінки, відсутністю термічних вузлів, встановленням ребер усадки, збільшенням товщини стінок виливки (як крайнього заходу) і т.д.

Різні методи підведення металу та встановлення прибутків можуть впливати на утворення гарячих тріщин шляхом термічного та механічного гальмування усадки.

Прибутки у виливках є причиною утворення гарячих тріщин у всіх випадках, коли вони зустрічають велике гальмування усадки. В результаті виникають гарячі тріщини в поперечному напрямку; доводиться змінювати форму та розміри на шкоду якості живлення.

Для боротьби з гарячими тріщинами можна застосовувати зовнішні та внутрішні холодильники, що прискорюють твердіння термічних вузлів. Це особливо актуально для сталевого кокільного лиття із піщаними стрижнями.

УДК 622.276.6

В. Ю. Лисенков

Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», Харків

ПОШУК РЕЗЕРВІВ ЗНИЖЕННЯ РЕСУРСОВИТРАТ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ ГАЛЬМОВИХ БАРАБАНІВ АВТОМОБІЛІВ КРАЗ

Об'єкт дослідження: чавун марки ДСТУ EN 1561 (EN-GJL-200), який застосовується для виготовлення гальмівних барабанів вантажних автомобілів КраЗ.

Іноді формування механічних властивостей розглядається як з погляду впливу ними мікроструктури, а й з погляду впливу внутрішніх дефектів: порожнин, пористості тощо [1]. Такі підходи потребують знання кількісного впливу факторів технологічного процесу на властивості, що формуються, що неможливо без побудови відповідних математичних моделей [2–4]. У цьому випадку необхідний обґрунтований вибір області варіювання вхідних змінних, яким у більшості є або кількість модифікатора, що вводиться або феросплаву, або вміст елементів хімічного складу, або співвідношення карбідотворюючих і графітізуючих елементів.

Мета дослідження: перевірити гіпотезу про можливість збереження заданого рівня механічних властивостей чавуну, що застосовується для виготовлення виливків гальмівних барабанів автомобілю КраЗ, при зниженні витрати хрому, що вводиться в чавун у складі Cr-Ni легуючого комплексу.

Технологія виливку показано на рис. 1

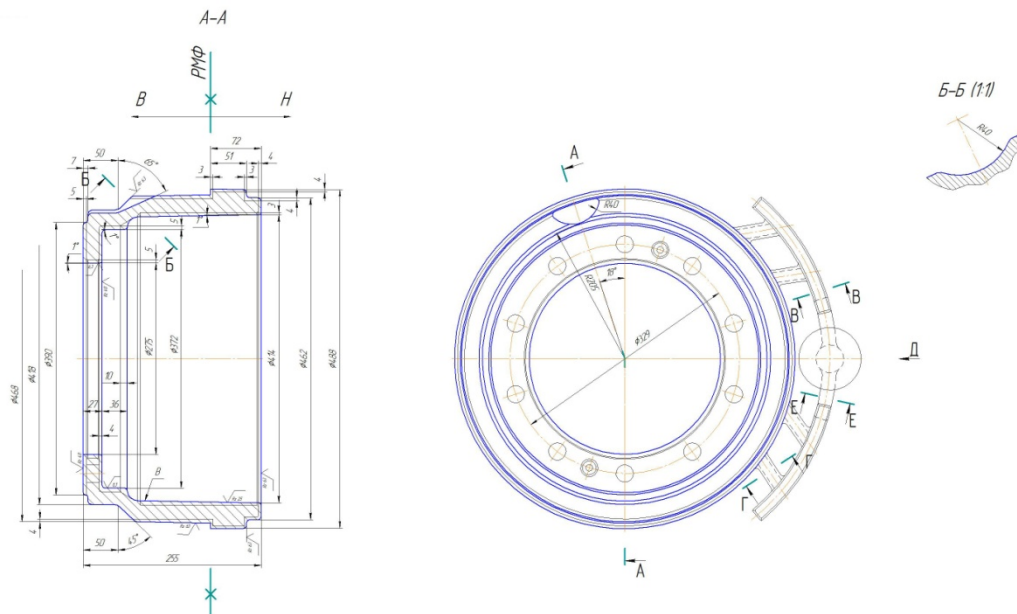


Рис. 1. Технологія виливку «гальмовий барабан»

Встановлено, що зниження вмісту Cr з верхнього діапазону (0.34–0.48) % до нижнього (0.21–0.33) % не впливає на величину σ_b . Значення σ_b для обох діапазонів статистично рівні: $\sigma_b=234\text{MPa}$, $S_{\sigma_b}=16.22\text{ MPa}$ для верхнього діапазону вмісту Cr і $\sigma_b=240\text{MPa}$, $S_{\sigma_b}=19.86\text{ MPa}$ для нижнього діапазону вмісту Cr, де S_{σ_b} – середньоквадратичне відхилення межі міцності на розрив. НВ при цьому так само незмінна: одержувані значення НВ для обох діапазонів статистично рівні: НВ213, $S_{НВ}=9.1$ для верхнього діапазону вмісту Cr і НВ212, $S_{НВ}=12$ для нижнього діапазону вмісту Cr, де $S_{НВ}$ – середньоквадратичне відхилення твердості.

При цьому обґрунтованим стає зниження співвідношення Cr:Ni до менших значень Cr – з Cr:Ni=2.2:1 у існуючій технології до Cr:Ni=1.76:1 запропонованих у цьому дослідженні. Це відкриває можливості для ресурсозбереження у технологічному процесі виготовлення гальмівних барабанів, знижуючи витрати на виробництво.

Інноваційний технологічний продукт, який можна створити на основі отриманих результатів цього дослідження – це технологія виплавки чавуну для виливків гальмівних барабанів вантажних автомобілів, що дозволяє знизити витрати на виробництво за збереження заданого рівня механічних властивостей.

Список літератури

[1] Endo, M. Effects of males defects, matrix structures and loading conditions on fatigue strength of ductile cast irons [Text] / M. Endo, K. Yanase // Theoretical and Applied Fracture Mechanics. - 2014. - Vol. 69. – P. 34–43. doi:10.1016/j.tafmec.2013.12.005

[2] Харченко, С., Барсук, А., Карімова, Н., Нанка, А., Пелипенко, І., Шевцов, В., Морозов, І., Морозов, В. (2021). Mathematical model механічних властивостей Ті-алоедних hypoeutectic cast ірон для mixer blades. EUREKA: Physics and Engineering, 3, 99-110. doi: <https://doi.org/10.21303/2461-4262.2021.001830>

[3] Попов, С., Фролова, Л., Ребров, О., Науменко, У., Postupna О., Zubko, V., & Shvets, P. (2022). Збільшуючи механічні властивості структурної кисті ірон для машинно-будівельних партій поєднують Mn – Al alloying. EUREKA: Physics and Engineering, (1), 118-130. <https://doi.org/10.21303/2461-4262.2022.002243>

[4] Фролова, Л., Шевченка, Р., Шпих, А., Хорошаїло, В., & Антоненко, У. (2021). Використання оптимальних al-si combinations в cast iron for castings for engineering purposes. EUREKA: Physics and Engineering, (2), 99-107. <https://doi.org/10.21303/2461-4262.2021.001694>

УДК 669.35.14.017: 621.891

**В. А. Локтіонов - Ремізовський, Н. В. Кир'якова, О. А. Щерецький,
М. М. Грібов**

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

elenalokti@ukr.net

ВПЛИВ МІДІ НА ОСОБЛИВОСТІ ЕВТЕКТОЇДНОЇ РЕАКЦІЇ У СТРУКТУРІ ЗАЕВТЕКТОЇДНИХ СТАЛЕЙ

Застосування олійних мастил у вузлах тертя призводить до утворення великої кількості відпрацьованих мастил. Витрати на переробку і утилізацію відпрацьованих мастил досягають великих розмірів. Значна кількість мастил просочується назовні, при роботі з ними, та спричиняє невідповідну шкоду навколишньому середовищу. Вимога скорочення застосування олійних мастил у вузлах тертя обумовлює актуальність досліджень синтезу ливарних зносостійких сплавів зі структурою, яка включає фазу «тверде мастило». Розробка таких ливарних сплавів дозволить якщо і не виключити, то зменшити використання олійних мастил.

Дослідження Є. Марковського показали, що легування міддю сірих чавунів, на рівні 4 ÷ 5% формує в структурі чавунів фазу «тверде мастило» на основі міді [1]. Інші дослідники показали, що легування міддю ливарної хромистої сталі та заевтектоїдних сталей також формує в структурі сталей фазу «тверде мастило» на основі міді [2, 3]. У дослідженнях увага акцентувалась на ефективності легування міддю ливарних сплавів з точки зору підвищення їх зносостійкості. Зафіксовано підвищення зносостійкості ливарних чавунів та сталей, за умов сухого тертя ковзанням, у 2 - 5 разів. Автори не акцентували увагу на питаннях особливостей структуроутворення мідної фази «тверде мастило». Призначення режимів термічної обробки ливарних сплавів проводять з урахуванням критичних температур структурних та фазових перетворень у сплаві.

Мета роботи - побудувати діаграму стану потрійної системи Fe-C-Cu у куту вмісту вуглецю до рівня вуглецю у заевтектоїдних сталях (2,0%) та вмісту міді до заліза, у діапазоні 28% за масою.

У бінарних системах Fe-C, Fe-Cu наявні двофазні евтектоїдні реакції $\gamma \leftrightarrow \alpha + \kappa$ та $\gamma \leftrightarrow \alpha + \varepsilon$ відповідають даним [4, 5]. Відсутність хімічних сполук (інтерметалідів) у бінарних системах Fe-C, Fe-Cu та Cu-C, за винятком карбіду Fe₃C, дозволяє прогнозувати

відсутність інших сполук у потрійній системі Fe-C-Cu. Наявність двофазних евтектоїдних реакцій у бінарних системах дозволяє прогнозувати наявність чотирифазної евтектоїдної реакції в системі Fe-C-Cu у куту заліза.

Дослідили сплави із вмістом вуглецю у діапазоні до 2,0% та міді до 28%. Умови експерименту наблизили до умов практичного застосування результатів. Сплави виплавили у тиглі із основною футеровкою. Шихтою слугували лом сталі 20 (ДСТУ 8938:2019), чавун СЧ150 (ДСТУ 8833:2019) та лом міді електротехнічної (дріт). Для виготовлення зразків застосовували суху піщану форму. Хімічний склад сплавів визначали стандартними методами аналітичної хімії та методом спектрального аналізу. Структуру досліджували на оптичному та скануючому мікроскопах. Критичні температури визначили на приладі STA 449F1 фірми «NETZSCH».

На рисунку 1 наведено топографічну проекцію поверхні чотирифазної евтектоїдної реакції $\gamma \leftrightarrow \alpha + \kappa + \varepsilon$ у куту заліза трикомпонентної системи Fe-C-Cu. Лінія S - S₁ є лінією чотирифазної евтектоїдної реакції $\gamma \leftrightarrow \alpha + \kappa + \varepsilon$. Температура евтектоїдної реакції у точках евтектоїду монотонно підвищується від температури 703 °С, у бінарній системі Fe-C (вміст вуглецю 0,8%) до 830 °С, у системі Fe-Cu (вміст міді 4,2%).

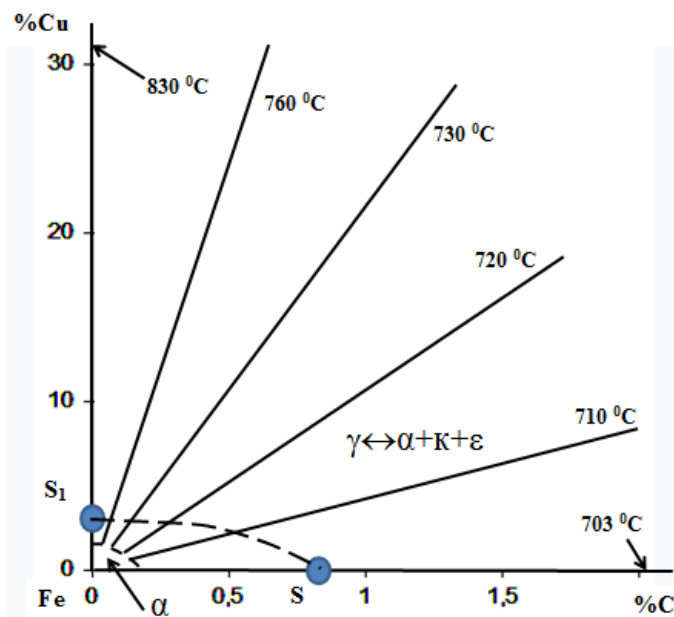


Рис. 1 - Топографічна проекція поверхні чотирифазної евтектоїдної реакції $\gamma \leftrightarrow \alpha + \kappa + \varepsilon$ у куту заліза трикомпонентної системи Fe-C-Cu, S - S₁ - лінія трифазної евтектоїдної реакції $\gamma \leftrightarrow \alpha + \kappa + \varepsilon$; 723 °С... 850 °С - ізолінії температур поверхні чотирифазної евтектоїдної реакції $\gamma \leftrightarrow \alpha + \kappa + \varepsilon$

Зменшення температури евтектоїдних реакцій у дослідних бінарних сплавах Fe-C та Fe-Cu, у порівнянні із даними наукових публікацій, обумовлено використанням у

даному експерименті, у якості шихти, промислових матеріалів сталі 20 та чавуну СЧ150. Поверхня чотирифазної евтектоїдної реакції підіймається від лінії евтектоїдної реакції у бінарній системі Fe-C до лінії евтектоїдної реакції у бінарній системі Fe-Cu.

На рисунку 2 наведено схему типового політермічного перерізу потрійної системи Fe-C-Cu у куту заліза. Діаграми Fe-C, в області вмісту вуглецю до 2,1% за масою, діаграми Fe-Cu та політермічний переріз потрійної системи Fe-C-Cu мають подібний між собою вигляд.

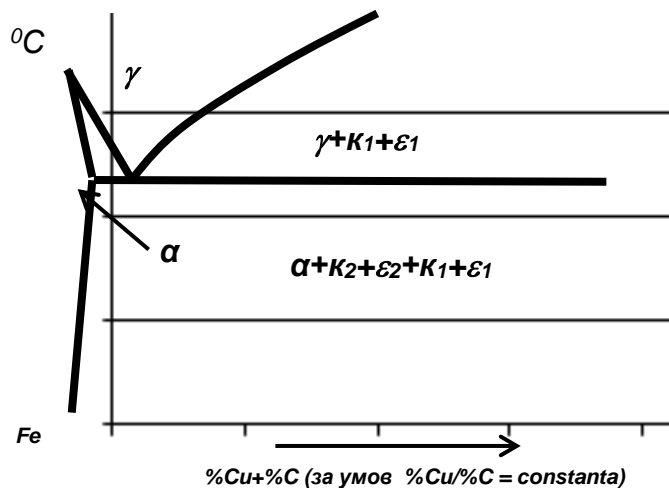
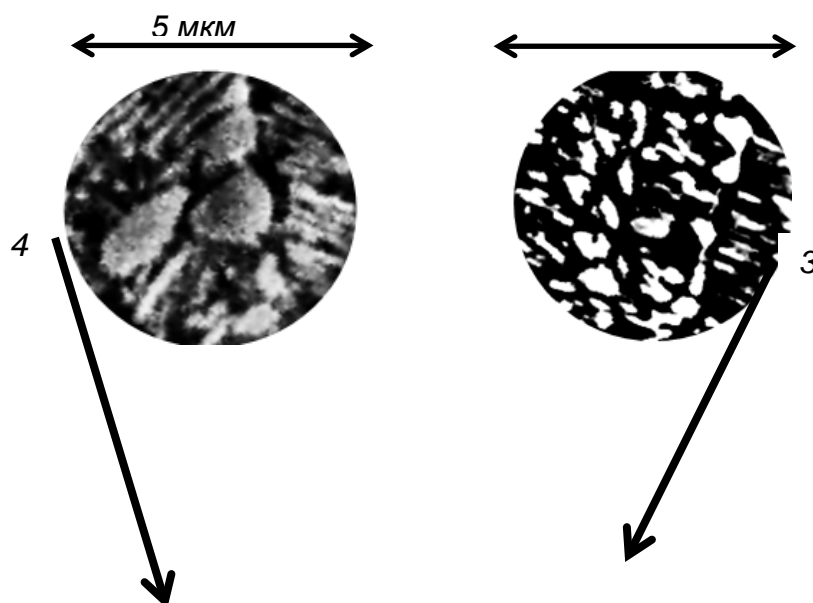


Рис. 2 - Схема політермічного перерізу систем Fe-Cu-C по лінії Fe - (%Cu/%C=const)..

На рисунку 3 наведено структуру сплаву Fe+1,3%C+7,9%Cu у стані після низькотемпературного відпуску.



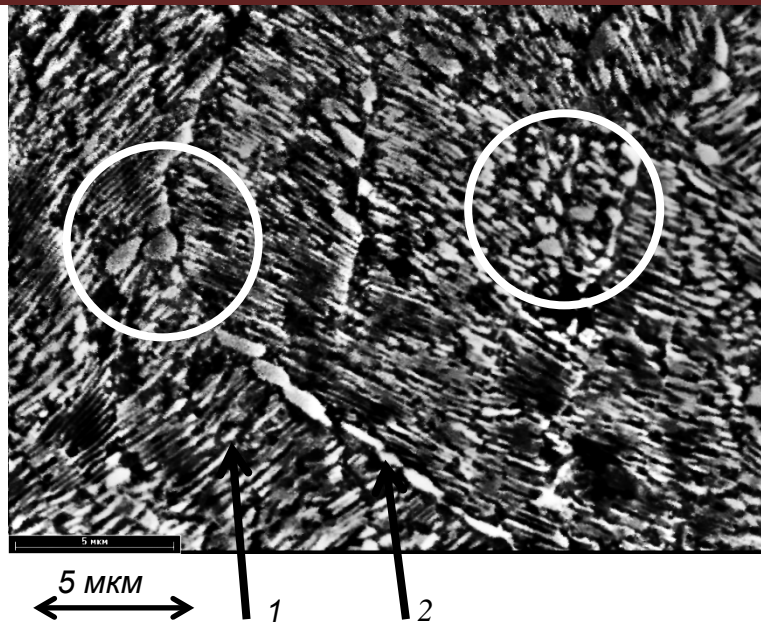


Рис. 3 - Мікроструктура сплаву Fe+1,3%C+8,0%Cu, 1 - трифазний перліт; 2 – вторинний цементит (κ_1) по межах первинних зерен аустеніту; 3 – мідна фаза (ϵ_2) у складі трифазного перліту; 4 – вторинні виділення мідної фази (ϵ_1) по межах аустенітних зерен

Структура сплаву представлена первинними зернами аустеніту, який після охолодження нижче температури евтектоїдної реакції перетворився у перліт з включеннями дисперсної мідної ϵ -фази. Слід відмітити високий ступінь диспергування структури перліту. Товщина пластин цементиту менше 1 мкм. Мідна ϵ -фаза представлена вкрапленнями округлої форми розміром не більше 2 мкм. Наявні виділення вторинного цементиту та вторинної мідної ϵ -фази навколо меж первинних зерен аустеніту. Це характерно для структури заевтектоїдних сталей, за умов повільного охолодження від температур аустенітного стану структури до температур нижче температур евтектоїдного розпаду. Вторинна мідна ϵ -фаза виділялась за таким же механізмом. Побудова структури сплавів підтверджує наявність чотирифазної евтектоїдної реакції у потрійній системі Fe-C-Cu у куту заліза.

Список літератури

1. Марковский Е.А., Олексенко И .В., Гаврилюк В. П., Качко Н. А. Грибов Н. Н. Процессы диффузии и массопереноса при внешнем трении сплавов Сч+Cu+S // Процессы литья. 2006, № 3. С. 70-74.
2. Новицкий В. Г. , Гаврилюк В. П., и др. Влияние углерода и меди на структуру литых сплавов системы Fe-Cr-Cu-C // Трение и износ. 2015, т. 36, №1, С. 70-80

3. Локтіонов-Ремізовський В. А., Шипицин С. Я., Новицький В. Г. та інші. Ефективність впливу легування міддю на зношування заєвтектоїдних сталей. *Металознавство та обробка металів*, 2022, № 4, С. 30-39.
4. Гуляев А. П. *Металловедение*. 5-е. изд. М. Металлургия. 1977, 647 с.
5. *Диаграммы состояния двойных металлических систем* ред. Лякишева Н. П., Машиностроение, 1996-2000 г.

УДК 669.35.15.017: 621.891

**В. А. Локтіонов - Ремізовський, Н. В. Кир'якова, О. А. Щерецький,
В. Г. Новицький**

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

elenalokti@ukr.net

ФОРМУВАННЯ МІДНОЇ ФАЗИ «ТВЕРДЕ МАСТИЛО» У СТРУКТУРІ ЛИВАРНИХ ЗА- ЕВТЕКТОЇДНИХ СТАЛЕЙ

Напрямок досліджень з питання синтезу ливарних зносостійких сплавів зі структурною компонентою «тверде мастило» актуальні з точки зору екологічної безпеки та і як самостійний науковий напрямок матеріалознавства, в частині литих природних композитів.

Опубліковані результати досліджень впливу легування міддю сірих чавунів, хромистих сталей та заєвтектоїдних сталей, показали велику ефективність зменшення зношування сплавів у 2-5 разів, за умов сухого тертя ковзанням [1, 2, 3]. Дослідники однаково пояснюють наявність такого ефекту формуванням в структурі сплавів зерен мідної фази, яка використовуючи енергію зовнішнього тертя, змінює свій агрегатний стан від твердого на рідину та переводить режим тертя від сухого до граничного. Хоча, судячи з результатів досліджень, ефект зменшення зношування сірих чавунів досягається при вмісті міді 5%, а аналогічне зменшення зношування сталей досягається при

вмісті міді більше 10-12%. Вигляд структури сплавів, в частині виду зерен мідної фази, має велику подібність (рис. 1).

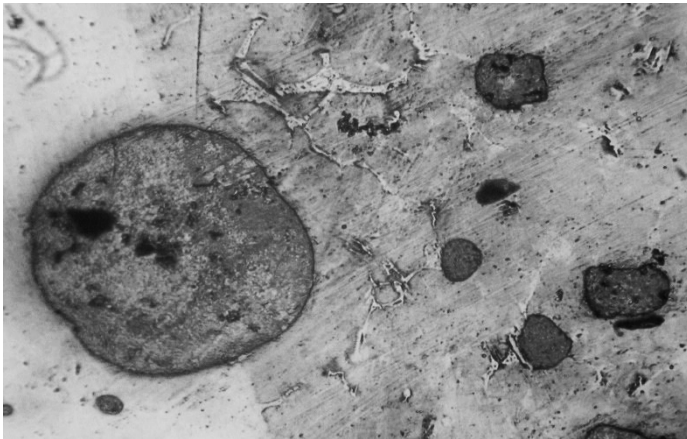


Рис. 1 - Структура сталі з 1,18%С та 28,3%Cu у литому стані, x1000.

Зерна мідної фази в структурі дослідних чавунів та сталей мають округлу, досить часто сферичну форму та розташовані по досліджуваній площині металографічного шліфу неоднорідно. Дослідники не привели даних о зміні морфологічних ознак зерен мідної фази після термічного оброблення сплавів.

Очевидно, що мідна фаза може виконати функцію мастила в зоні тертя лише за умови її нагріву до температури високої пластифікації, а найкраще до температури плавлення. Для визначення умов трансформації мідної фази в зоні тертя необхідні дані побудови потрібної системи Fe-C-Cu. Існують публікації результатів досліджень бінарних систем Fe-C, Fe-Cu та Cu-C [4,5], детальних публікацій потрібної системи Fe-C-Cu не виявили.

У бінарних системах Fe-C, Fe-Cu та Cu-C відсутні хімічні сполуки (інтерметаліди), за винятком наявного карбіду Fe_3C , що дозволяє прогнозувати відсутність інших сполук у потрібній системі Fe-C-Cu. У бінарній системі Fe-Cu, у діапазоні температур $1094 \div 1400$ °C та при концентрації міді вище 8% за масою, існує двофазна область $\gamma + \epsilon$ (рідина). В даній області наявні первинні кристали γ -заліза у оточенні рідини розплаву міді з домішками заліза. Вказана область має тенденцію до розширення з пониженням температури. Вміст міді, за яким мідна фаза існує у стані рідини, складає 8,5% за температури 1094 °C. Нижче температури 1094 °C розплав міді кристалізується у вигляді первинних зерен ϵ -фази.

Досліджено сплави із вмістом вуглецю у діапазоні до 2,0% та міді до 28%. Умови експерименту наблизили до умов практичного застосування результатів. Сплави виплавили у тиглі із основною футеровкою. Шихтою слугували лом сталі 20 (ДСТУ 8938:2019), чавун СЧ150 (ДСТУ 8833:2019) та лом міді електротехнічної (дріт). Для

виготовлення зразків застосовували суху піщану форму. Хімічний склад сплавів визначали стандартними методами аналітичної хімії та методом спектрального аналізу. Структуру дослідили на оптичному та скануючому мікроскопах. Критичні температури визначили на приладі STA 449F1 фірми «NETZSCH». Баланс вмісту міді в сплаві та у мідній фазі, в залежності від її кількості, визначили за правилом відрізків.

На рисунку 2 представлено розташування лінії М – М₁, як межі існування рідини ε- фази, лінії чотирифазної евтектоїдної реакції $\gamma \leftrightarrow \alpha + \kappa + \varepsilon$ та проєкції поверхні розділу однофазної (γ) та трифазної ($\gamma + \kappa + \varepsilon$) областей системи Fe-Cu-C у куту заліза. Проекція поверхні побудована ізолініями (конодами) температур. Наявність проєкції поверхні дозволяє будувати політермічні перерізи, із заданим відношенням міді до вуглецю, та визначати, при заданому вмісті вуглецю, вміст міді, вище якого в структурі сталі будуть формуватись первинні зерна мідної фази (рис. 3).

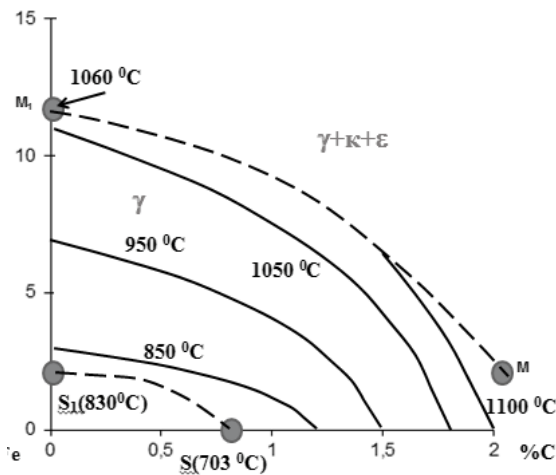


Рис. 2 – Проекція поверхні розділу однофазної (γ) та трифазної ($\gamma + \kappa + \varepsilon$) областей системи Fe-Cu-C у куту заліза

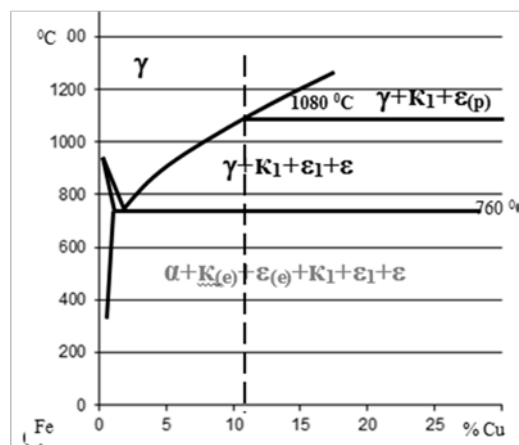


Рис. 3 - Політермічний переріз системи Fe-Cu-C по лінії Fe-(Cu+C) (схема)

Підвищення вмісту вуглецю у твердому розчині заліза зменшує вміст міді у твердому розчині, вище якого, ε - фаза формується у вигляді первинних кристалів. Це пояснює наявність первинних зерен мідної фази у сірих чавунах вже при вмісті міді в чавуні на рівні 3-5%. Для формування первинних зерен у хромистій сталі (вміст вуглецю 1,2%) та у заевтектоїдних сталях (вміст вуглецю до 1,5%), вміст міді у сплаві повинен перевищити 8-10%. Мідна фаза може виконувати функцію мастила за умови, коли режим тертя (тиск та швидкість) будуть формувати температуру на поверхні тертя та у приповерхневому шарі не нижче 1100 °C. За цих умов, первинні зерна мідної фази стануть рідиною

(третім тілом), поміж робочих поверхонь пари тертя. Режим тертя перейде від сухого до граничного, без додавання у зону тертя традиційного олійного мастила.

Список літератури

1. Марковский Е. А., Олексенко И. В., Гаврилюк В. П., Качко Н. А. Грибов Н. Н. Процессы диффузии и массопереноса при внешнем трении сплавов $\text{Сч}+\text{Cu}+\text{S}$ // Процессы литья. 2006, № 3. С. 70-74.
2. Новицкий В. Г., Гаврилюк В. П., Лахненко В. Л. и др. Влияние углерода и меди на структуру литых сплавов системы Fe-Cr-Cu-C и их трибологические характеристики в условиях трения скольжения // Трение и износ. 2015, т. 36, №1, С. 70-80.
3. Локтіонов - Ремізовський В. А., Шипицин С. Я., Новицький В. Г. та інші. Ефективність впливу легування міддю на зношування заевтектоїдних сталей. Металознавство та обробка металів, - 2022, 4, - С. 30-39.
4. Гуляев А. П. Металловедение. 5-е. изд. М. Металлургия. 1977, 647 с.
5. Диаграммы состояния двойных металлических систем ред. Лякишева Н. П., Машиностроение, 1996-2000 г.

УДК 621.742

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

КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ

ФОСФОСУЛЬФАТНИЙ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИЙ МАТЕРІАЛ ДЛЯ ЛИВАРНИХ СТРИЖНІВ

Ливарне виробництво є основою сучасного машинобудування та багатьох інших промислових галузей. Підвищення якості і конкурентноздатності литих деталей неможливо без технічного прогресу в розробленні формувальних матеріалів та підвищенні властивостей формувальних і стрижневих сумішей. З наукової та практичної точки зору актуальним є розроблення нових і удосконалення відомих зв'язувальних компонентів (ЗК) [1, 2]. В останні роки знову підвищився інтерес до фосфатних матеріалів, вивчення яких почалося ще в середині ХХ ст.

Основою переважної більшості фосфатних ЗК є алюміній [3, 4]. Однак процеси приготування цих ЗК тривалі та багатоопераційні, що підвищує їх вартість і знижує стабільність. У ливарному виробництві, де обсяги використання матеріалів дуже значні,

це є важливим економічним фактором. Отже, є потреба у спрощенні процесу синтезу фосфатних ЗК для ливарного виробництва.

Принципово новим напрямом є дослідження взаємодії ортофосфорної кислоти з неорганічними солями металів, у першу чергу алюмінію, з метою розроблення нових схем синтезу фосфатних ЗК. Метою дослідження є створення зв'язувального компонента з використанням ортофосфорної кислоти і сульфату алюмінію, вивчення фізико-хімічних закономірностей його утворення, будови та властивостей.

В роботі проводили рентгенофазовий аналіз на установці «Rigaku Ultima IV», диференційний термічний аналіз – на синхронному термічному аналізаторі «STA 449 C Jupiter».

За результатами експериментів вперше розроблено опис механізму утворення фосфатів алюмінію із зв'язувальними властивостями під час взаємодії його сірчанокислового кристалогідрату $\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3 \cdot 18\text{H}_2\text{O}$ з ортофосфорною кислотою в інтервалі температур 100...200 °С.

Передумовою для створення нового неорганічного ЗК стало вивчення фізико-хімічних процесів у системі ортофосфорної кислоти і сульфату алюмінію. Поширеними формами цієї неорганічної солі є звичайна (безводна), а також кристалогідрати з різною кількістю молів H_2O . Було проаналізовано ізобарно-ізотермічний потенціал (енергію Гіббса) для хімічних реакцій ортофосфорної кислоти з різними формами сульфату алюмінію. Зміну енергії Гіббса розраховано для нормальних умов (293 К), а також за умов проведення реакцій при нагріванні до 200 °С (або 473 К) та 300 °С (або 573 К). В розрахунках встановлено, що безводний сульфат алюмінію не може вступати в реакцію з ортофосфорною кислотою у розглянутому інтервалі температур, тоді як 18-водний сульфат здатен вступити у взаємодію при нагріванні в інтервалі 150...200 °С.

Для встановлення складу продуктів взаємодії у цій суміші проведено рентгенофазовий аналіз. Об'єктом аналізу є проба сульфату алюмінію $\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3 \cdot 18\text{H}_2\text{O}$ і ортофосфорної кислоти з 85%-ю концентрацією. Після змішування компонентів зразок було витримано в печі при 200 °С протягом 1 год. Дифрактограму наведено на рис. 1.

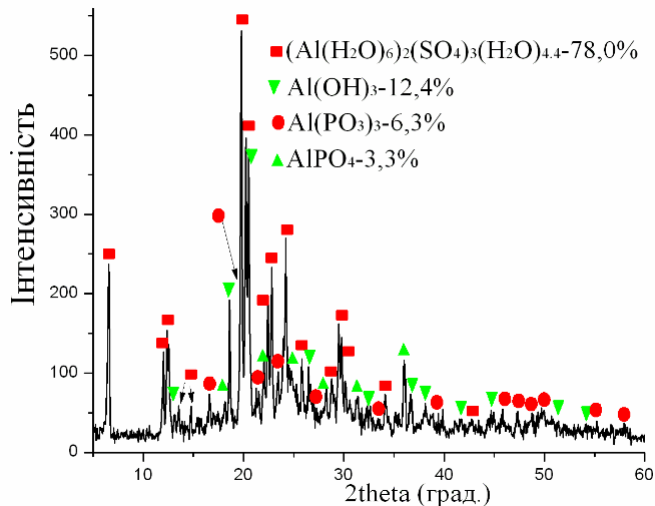


Рис. 1 – Дифрактограма проби 18-водного сульфату алюмінію (10 мас. ч.) з ортофосфорною кислотою (1 мас. ч.) після витримки при 200 °С

У пробі виявлено ряд нових фаз, у тому числі таких, які мають зв'язувальні властивості: сульфат алюмінію із зменшеною кількістю молів зв'язаної води $\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3 \cdot 16,4\text{H}_2\text{O}$, два види фосфатів алюмінію та гідроксид алюмінію, який розглядається як продукт часткового розпаду 18-водного сульфату. Отже, роль ЗК тут очевидно виконують як фосфати алюмінію, так і його залишковий сульфат, який у складі проби переважає (78%). Тому утворений ЗК слід віднести до нового, раніше невідомого у ливарному виробництві класу – фосфосульфатний зв'язувальний компонент.

Механізм утворення фосфосульфатного ЗК в результаті взаємодії кристалогідратного сульфату алюмінію $\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3 \cdot 18\text{H}_2\text{O}$ з ортофосфорною кислотою полягає в наступному. При нагріванні до температури 100...200 °С утворюється проміжна фаза – гідроксид алюмінію $\text{Al}(\text{OH})_3$, який, на відміну від його сульфату, здатен взаємодіяти із кислотою та утворювати фосфати алюмінію.

З метою отримання інформації щодо перетворень у цьому ЗК під час нагрівання провели диференційний термогравіметричний аналіз (ДТГА) цієї ж проби. Результати представлено на рис. 2.

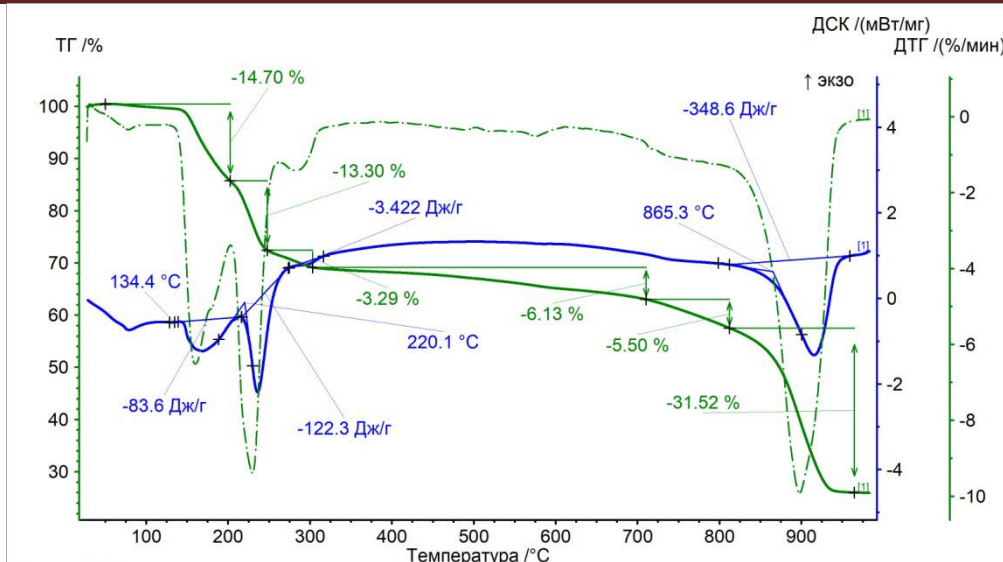


Рис. 2 – ДТГА проби 18-водного сульфату алюмінію (10 мас. ч.) з ортофосфорною кислотою (1 мас. ч.) після витримки при 200 °С

Ливарні стрижні працюють в умовах всебічного нагрівання, тому більшість із визначених ендотермічних перетворень можуть відбутися у складі стрижневої суміші. Основної уваги заслуговує значний ендотермічний ефект при температурі 865 °С, який пов'язано із термічною деструкцією сульфату алюмінію. Прогріванню до такої температури піддаються тільки поверхневі шари стрижнів. В такому разі при забезпеченні достатньої газопроникності суміші утворені гази можуть бути легко виведені у знакові частини і далі у форму. Термічний розпад сульфату алюмінію знижує залишкову міцність суміші та значною мірою покращує вибиваемість стрижнів із внутрішніх порожнин виливків, що неодноразово підтверджено експериментально.

Список літератури

1. Ponomarenko O., Berlizeva T., Grimzin I., Yevtushenko N., Lysenko T. Strength properties control of mixtures based on soluble glass with ethereos solidifiers // Advances in design, simulation and manufacturing III. DSMIE, 511-521. Lecture Notes in Mechanical Engineering. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-030-50794-7_50.
2. Пономаренко О. И., Євтушенко Н. С., Колесник Е. В. Исследование прочностных свойств смоляных ХТС на хромитовых песках // Литейное производство. – 2015. – №3. – С. 5–7.

3. Осипенко И. А., Репях С. И. Применение тонкодисперсного кремнийсодержащего материала сухой газоочистки ферросплавного производства в формовочных смесях // Весник КГИУ. – 2020. – №4(31). – С. 36–41.

4. Осипенко І. О., Солоненко Л.І., Білий О.П. Системне використання пилу техногенного походження у складі фосфатних холодно-твердіючих сумішей // Системні технології. – 2018. – №5 (118). – С. 97–104.

УДК 621.74:669.136.9

В. Л. Мазур, К. А. Сіренко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

e-mail: prof.vlm@ukr.net, thermoexp.metal@gmail.com

ПОРІВНЯЛЬНИЙ АНАЛІЗ СТАНДАРТІВ НА ГАЛЬМОВІ КОЛОДКИ ЗАЛІЗНИЧНОГО ТРАНСПОРТУ З ЧАВУНУ ТА КОМПОЗИЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ

Одним із напрямів спеціалізації Фізико-технологічного інституту металів і сплавів Національної академії наук України (ФТІМС НАН України) є розробка і впровадження у виробництво ефективної технології виплавлення високоякісного чавуну для виготовлення ливарних виробів, зокрема гальмових колодок залізничного транспорту. Напрацювання Інституту в цьому напрямі викладені в монографії доктора технічних наук І.Г. Неїжка, академіка НАН України В.Л. Найдека, члена-кореспондента НАН України В.П. Гаврилюка [1].

Рівень вимог до якості продукції, і не тільки ливарної, а взагалі будь-яких товарів, регламентований у стандартах, визначає її конкурентоздатність на внутрішньому і зовнішньому ринках. Проблемні питання у сфері стандартизації ливарної продукції розглянемо через порівняння нормативних вимог до гальмових колодок залізничного транспорту з чавуну (продукції ливарних підприємств) і з так званого «композиційного» матеріалу (гумосуміші на базі каучуку і наповнювачів у вигляді бариту, доломіту, азбесту, сажі, шліфпилу, технічного вуглецю, сірки молотої, інших інгредієнтів) [1, с. 77].

Гальмові колодки є одним із найважливіших, часто змінюваних елементів гальмівних систем рухомого складу залізничного транспорту. Їх виробництво щорічно сягає сотень тисяч штук. В усіх розвинутих країнах ведуться пошуки нових, ефективних матеріалів для виготовлення гальмових залізничних колодок, в тому числі композиційних

(на основі гумосумішей з різними інгредієнтами), полімерних, керамічних матеріалів, металевих сплавів. Водночас підвищується якість чавунних колодок, завдяки удосконаленню технології виплавлення чавуну. Класичним матеріалом для виготовлення гальмових колодок зазначеного призначення вважається чавун. Порівнянням саме з колодками із чавуну оцінюють якість, експлуатаційні характеристики (коефіцієнт тертя, механічні властивості, інші показники), витрати на закупівлю і споживання, шкідливість чи нешкідливість для здоров'я людей і довкілля гальмових колодок, виготовлених з інших матеріалів. При визначенні шляхів розвитку сфери виробництва зазначених виробів актуальним і вкрай необхідним завданням є порівняльний аналіз стандартів на цю продукцію.

Аналізуючи тему стандартизації ливарної продукції, перш за все нагадаємо, що згідно з частиною першою статті 6 Закону України «Про стандартизацію» від 05.06.2014 № 1315-VII технічні умови відносяться до нормативних документів, прийнятих підприємствами, установами та організаціями, що здійснюють стандартизацію. Згідно з частиною третьою статті 6 Закону України «Про стандартизацію» право власності на технічні умови, прийняті підприємствами, установами та організаціями, належать відповідним підприємствам, установам та організаціям. Ні національний орган стандартизації, ні ДП «УКРМЕТРТЕСТСТАНДАРТ» і ніяка інша організація не має повноважень припинити чинність технічних умов. Рішення про припинення (скасування) чинності технічних умов може бути прийнято суб'єктом господарювання – власником технічних умов або, за наявності обґрунтованих підстав, у судовому порядку. Таким чином, споживачі продукції мають бути дуже уважними при погодженні розроблених виробниками технічних умов на неї, оскільки скасування чинності ТУ за рішенням суду навіть за наявності обґрунтованих підстав становить достатньо складну процедуру.

На превеликий жаль, не всі технічні умови на різні вироби, в тому числі й на гальмові колодки з композиційного матеріалу, розроблені виробниками цієї продукції з дотриманням вимог до побудови технічних умов, визначених законодавством України та викладених у ГОСТ 2.114-95. Висновки аналізу цієї теми полягають у наступному [2–4].

1. Стандарти на чавунні гальмові колодки повною мірою регламентують вимоги до якості цих виробів, їх безпечності, відповідності екологічним нормам. В стандартах детально регламентовано вміст кожного хімічного елемента у складі чавуну, його механічні властивості, мікроструктура тощо. **В Технічних умовах на композиційні колодки умисно не регламентовано інгредієнти, з яких складається композиційний матеріал, кількість в ньому різних речовин, їхній хімічний склад, міцність на**

злам тощо. Зазначене позбавляє споживачів колодок можливості контролювати (перевіряти) вміст компонентів та їх хімічний склад у композиті. Цим свідомо порушується законодавство України у сфері стандартизації. На цій підставі Технічні умови, за якими їх власники виготовляють і постачають на залізницю композиційні гальмові колодки, є нелегітимними і без доопрацювання для усунення зазначених недоліків не мають права використовуватися на залізниці.

2. Зношування композиційного матеріалу гальмових колодок супроводжується викидами отруйних речовин у навколишнє середовище. Токсиколого-гігієнічні та екологічні дослідження однозначно засвідчили [4], що **внаслідок шкідливості та небезпечності композиційних колодок для пасажирів і персоналу залізниці використання їх має бути припинено** до регламентації хімічного складу композиційного матеріалу колодок в Технічних умовах.

3. **Економічна ефективність** використання гальмових колодок, виготовлених з чавуну чи з композиційного матеріалу, визначається, насамперед, витратами на експлуатацію колісних пар залізничного транспорту. **Композиційні гальмові колодки порівняно з чавунними негативно впливають на зносостійкість і працездатність колісних пар рухомого складу внаслідок схильності композиційного матеріалу (гумосуміші) до пошкодження поверхні катання коліс** [1, 5]. Дефекти на поверхні коліс потребують демонтажу колісних пар, переточки коліс, повторного їх монтажу, знижують строк експлуатації коліс. В результаті **залізниця зазнає мільйонних витрат** на ці роботи. Оснащення композиційного матеріалу колодок чавунними вставками не позбавило їх зазначених недоліків, але майже у ~ 4 рази була збільшена вартість таких колодок.

Список літератури

1. Неижко И.Г., Найдек В.Л., Гаврилук В.П. Тормозные колодки железнодорожного транспорта. Киев, 2009. 121 с.
2. Мазур В. Л., Найдек В. Л., Попов Є. С. Характеристика чавунних композиційних колодок для рухомого складу залізниці в Україні. Литво. Металургія, 2021 Матеріали XVII Міжнародної науково-практичної конференції «Литво-2021». Запоріжжя, 2021. С. 118–122.

3. Мазур В.Л. Проблеми та перспективи розвитку стандартів на гальмові колодки залізничного транспорту. Матеріали 82-ї Міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». 20–21 квітня 2023. Дніпро. УДУНТ. 2023. С. 288–290.

4. Шафран Л.М. Токсиколого-гігієнічні та екологічні аспекти безпеки гальмівних систем рухомого складу залізничного транспорту. Частина 1. Міграція шкідливих речовин у довкілля / Л.М. Шафран, В.Л. Мазур, Д.В. Большой, О.Г. Пихтєєва, О.В. Третьякова, Є.А. Потапов, О.М. Третьяков, С.Г. Міхалькова // Актуальні проблеми транспортної медицини, 2022. № 1 (67). С. 7–18. Частина 2. Забруднення довкілля важкими металами та азбестом. Актуальні проблеми транспортної медицини, 2022. № 2 (68). С. 15–26.

5. Мазур В.Л., Сіренко К.А. Економічні та екологічні аспекти використання гальмових колодок з чавуну чи композиційного матеріалу для залізничного транспорту. Процеси лиття. 2022. № 3 (149). С. 54–62.

УДК 378.147:614:331.45

С. М. Мезенцев, О. І. Пономаренко, Н. С. Євтушенко, І. О. Мезенцева

Національний технічний університет

«Харківський політехнічний інститут», Україна, м. Харків

ОСОБЛИВОСТІ ЛЕГУВАННЯ ЧАВУНІВ ТА СТАЛЕЙ ВІДХОДАМИ МАШИНОБУДІВНИХ ПІДПРИЄМСТВ

Значним резервом підвищення якості металевих виробів є легування чавунів та сталей, що дозволяє отримувати металеві матеріали заданого хімічного складу та структури з певними хімічними, фізичними та механічними властивостями [1].

Введення легуючих елементів дозволяє змінювати властивості сплавів, а саме: міцність, пластичність, в'язкість, електропровідність, магнітні характеристики, радіаційну стійкість та корозійну стійкість у різних середовищах. Основними легуючими елементами є: нікель, хром, марганець, кремній, вольфрам, молібден, ванадій, титан, алюміній, мідь, ніобій та бор.

Оптимальний вміст легуючих елементів в сірому чавуні наданий в таблиці 1. Оптимальний вміст легуючих елементів отримано з порівняльного аналізу ступеня їх

впливу на міцність та пластичні властивості заліза в умовах статичних та динамічних навантажень [2].

Таблиця 1. Оптимальний вміст легуючих елементів в сірому чавуні

Елемент	Вміст, %	Збільшення σ_B , %	Зміна поперечного перерізу, %
Cr	0,5 – 1,0	4 – 6	+10 (для 0,5%)
Mo	0,6 – 1,0	12 – 15	+40 – 50 (для 0,6%)
W	2 – 3	20 – 30	–
V	0,3 – 0,5	6 – 7	-4, +4
Ti	0,10 – 0,15	2 – 5	–
Ni	1,5 – 2,5	3 – 7	+4

Легування молібденом покращує в основному всі механічні властивості сірого чавуну. Наприклад, додавання 0,1% Мо до заліза спричиняє майже подвійне збільшення еластичності. Опір втоми чавуну достатньо поліпшується при поєднанні Мо з Cu, Ni, або Ni – Cr. Високий опір та міцність металевої матриці у широкому спектрі температур досягається, коли чавун з високим вмістом Cr легується 2 – 3% Мо поряд із 3 – 4% Mn. Нікель підвищує корозійну стійкість сталі атмосферним впливам, впливам морської води та ґрунту. Дану властивість сталі враховують при виготовленні обладнання для виробництва аміаку, при цьому сталь містить 2,3-2,8% Ni, 0,5-0,8% Cr та 0,3-0,5% Mo.

На підприємствах машинобудівного профілю накопичилася певна кількість твердих відходів, що містять з'єднання нікелю, кобальту, хрому, молібдену, вольфраму і т. п. Недосконалість технології повної утилізації цих відходів призводить до втрати цінних компонентів, а також забруднення навколишнього середовища. У відходах знаходяться з'єднання кольорових металів, які до певної міри розчиняються у воді і під впливом природних факторів потрапляють у ґрунт. Багато із цих з'єднань мають токсичні властивості, що призводить до забруднення ґрунтів.

Утилізація таких відходів дозволить отримати легуючі добавки і використовувати їх для отримання якісних чавунів і сталей з особливими властивостями [2]. Використання вторинної сировини дає можливість вирішити відразу дві проблеми: отримати нові легуючі добавки до чавунів і сталей і зберегти навколишнє середовище від шкідливого впливу токсичних з'єднань.

Список використаних джерел

1. Пономаренко О. І. Системна оптимізація процесів у ливарному виробництві./ О.І.Пономаренко, Н.С. Євтушенко // Матеріали VIII міжнародної науково-технічної конференції «Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві» [Електронний ресурс] (21–24 вересня 2021 р., м.Краматорськ) – Краматорськ : ДДМА, 2021. – С.96-97.

2.Мезенцева И. А. Обработка жидкого чугуна никельсодержащими отходами / И. А. Мезенцева, В. В. Горбенко // Восточно-Европейский журнал передовых технологий = Eastern-European journal of enterprise technologies. – 2011. – № 3/1. – 59-63 с.

3.Демин Д. А. Возможности замены ферросплавов, применяемых для легирования чугуна, комплексной присадкой на основе никеля / Д. А. Демин, В. В. Горбенко, И. А. Винник // Процессы литья. – 2002. – № 1. – С. 24-27.

УДК 628.179

А. Г. Мешкова, Е. В. Беймо

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ)

ХАРАКТЕРИСТИКА БЕЗКОНТАКТНИХ ЗАКРИТИХ КОНТУРІВ У СКЛАДІ УСТАТКУВАННЯ ДЛЯ ОЧИЩЕННЯ І ОХОЛОДЖЕННЯ ВОДИ ПІДПРИЄМСТВА «ДНІПРОСТАЛЬ. МЕТАЛУРГІЙНИЙ ЗАВОД. ТОВ»

Промислові підприємства активно використовують такий природний ресурс, як вода. Побічним результатом їх діяльності є утворення стічних вод, що містять велику кількість різноманітних техногенних забруднень. Стан навколишнього середовища вимагає скорочення кількості стічних вод, що скидаються в природні водойми, їх очищення до допустимих норм, а також зниження водоспоживання. Вирішенню цих завдань сприяє створення на підприємствах систем оборотного водопостачання. Різке зниження скидання стічних вод і зменшення водоспоживання підтверджує економічну і екологічну доцільність впровадження систем оборотного водопостачання.

Наявність на підприємстві оборотної системи водного господарства свідчить про певний рівень його технічного розвитку.

Установка, яка розташована на підприємстві «Дніпросталь. Металургійний завод. ТОВ» призначена для очищення і охолодження води, що надходить від обладнання одного сталеплавильного цеху і одного прокатного стану.

Тепло, що відводиться водою безперервного оборотного циклу, розсіюється в навколишній атмосфері шляхом самовипаровування в градирнях і в пластинчастих теплообмінниках.

Установка в цілому призначалася для мінімізації споживання води. З цією метою, вода, яка вступає в контакт з продуктами і забруднюється окалиною, піддається процесу очищення (освітлення) і її втрати скорочуються до мінімуму.

Установка складається з:

- безконтактних закритих контурів;
- безконтактних відкритих контурів;
- контактних відкритих контурів;
- аварійного контуру;
- підживлювального контуру;
- підводу води зворотного осмосу;
- обробки осаду.

Контур замкнутого циклу охолоджує кристалізатор і установку МБЛЗ (первинний і третинний контури). Контур складається з однієї батареї теплообмінника, колектора охолодженої води і насосної станції для подачі вода споживачам.

Вся установка управляється пунктом локального контролю, який розташований на ділянці установки підготовки води, рівень води в колекторі зберігається автоматично за допомогою датчика рівня і клапанів підживлювальної води з пневматичним приводом. Датчик температури в колекторі контролює температуру охолодженої води. На вході і виході з пластинчастого теплообмінника передбачаються індикатори температури і манометри.

Фільтрат зворотного осмосу використовується в якості підживлювальної води для контуру.

Цей охолоджуваний контур оснащений також зручними дозаторами для хімічних реагентів для обробки води.

Витрати води на первинний контурі МНЛЗ – 550 м³/год, на третинний контур – 282 м³/год, на пластинчастий теплообмінник – 840 м³/год.

Вода, яка циркулює в безконтактних відкритих контурах, використовується для охолодження води, що надходить з безконтактних контурів:

- сторони другого контуру пластинчастого теплообмінника закритих контурів;
- обмінників;
- установки стисненого повітря;
- кисневої установки;
- електродугової сталеплавильної печі і відповідних трансформаторів;
- установки газоочистки;
- установки «піч-ківш»;
- вакуматора;
- нагрівальної печі;
- прокатного стану.

Гаряча вода, після вищевказаних споживачів, транспортується в градирню, в якій охолоджується. Накопичена у відстійнику охолоджена вода спрямовується назад споживачам за допомогою насосних станцій.

Випаровування води в градирнях збільшує концентрацію солей в системі, отже, частина води повинна періодично зливатися (продувочна) і для її наповнення потрібна нова вода (підживлювальна).

Для оптимізації споживання води і поліпшення якості води в безконтактних контурах, підживлення в системі "послідовне" з безконтактних контурів (відстійник 1) в контактні контури (відстійник 2).

Вода на підживлення установки спрямовується у відстійник 1, а потім розвантажується шляхом переливу в відстійник 2 (мінус кількість води, яка випаровується).

Рівень води у відстійнику підтримується автоматично датчиком рівня і клапанами з пневматичним приводом. На лінії насоса подачі споживачам передбачаються датчики витрати. Відстійник градирні обладнаний датчиком температури для вимірювання температури холодної води і для визначення необхідної кількості експлуатованих охолоджуючих вентиляторів. На вході в градирню передбачаються індикатор температури і манометр.

Витрати та температури води, яка циркулює в цих контурах наведено в таблиці 1.

Таблиця 1 – Витрати та температури води, яка циркулює у безконтактних відкритих контурах

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2023

№	Обладнання	Витрати води, м ³ /год	Температура, °С	
			На вході	На ви- ході
1	2	3	4	5
1	Вторинна обмотка пластинчастого теплообмінника	840	30	43
2	Теплообмінники	115	30	40
3	Установка стисненого повітря	80	30	40
4	Киснева установка	550	30	40
5	ДСП та трансформатор	1530	30	45
6	Установка газоочищення	1300	30	45
7	Піч-ківш	220	30	45
8	Вакуматор	155	30	45

Закінчення таблиці 1

1	2	3	4	5
9	Нагрівальна піч	80	30	40
10	Прокатний стан та лінії обробки	430	30	37
11	Лінія катанки та лінія сортового мотання системи Гаррета	330	30	37
12	Градирня	5310	43	30

Схема безконтактних відкритих контурів наведена на рисунку 1.



Рис. 1 – Безконтактні відкриті контури

Охолоджуюча вода, яка надходить з безконтактних відкритих контурів, поступає в випарну градирню з характеристиками, які наведені в таблиці 1.

Список літератури

1. Носкова Т.В., Очагова И.Г. Использование агрегатов типа ковш-печь и установок циркуляционного вакуумирования за рубежом // Черная металлургия. – 1982. – №16. – С. 19-35.
2. Проектирование и оборудование электросталеплавильных и ферросплавных цехов: / В.А. Гладких, М.И. Гасик, А.Н. Овчарук, Ю.С. Пройдак. – Днепропетровск: Системные технологии, 2004. – 736 с.

УДК 628.179

А. Г. Мєшкова, О. М. Прокопенко

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ)

ХАРАКТЕРИСТИКА КОНТАКТНИХ КОНТУРІВ ОХОЛОДЖЕННЯ ТА СИСТЕМИ ОЧИСТКИ ВОДИ ПІДПРИЄМСТВА «ДНІПРОСТАЛЬ. МЕТАЛУРГІЙНИЙ ЗАВОД. ТОВ»

До недавніх пір більшість підприємств, застосовуючи морально застарілі схеми водного господарства, використовували для водопостачання свіжу воду, стічні води, що утворюються, після очищення просто скидали в водойми.

За останні роки ситуація змінилася, і, питанню дбайливого використання природних ресурсів приділяють значну увагу все більше виробників. Такий підхід ініціює процес створення замкнених систем оборотного водопостачання в промисловості. Зараз, на сучасних підприємствах, оборотне водопостачання – це невід'ємна частина технології процесу виробництва, поряд, наприклад, з очищенням поворотного конденсату в парових котельнях і газотурбінних станціях.

На підприємстві «Дніпросталь. Металургійний завод. ТОВ» створений замкнений цикл системи водопостачання, що дозволяє повністю виключити скидання промислових стічних вод в річку Дніпро.

До основного обладнання «Дніпросталь. Металургійний завод. ТОВ» відносяться: ЕДСП Danieli ємністю 186 т з трансформатором 140 МВА, двохпозиційна установка «ковш-піч» для ковша ємністю 170 т з трансформатором 28 МВА, установка двохпостановочного камерного вакууматора з пароежекторним насосом для ковша ємністю 170 т, 5-ти струмкова сортова МБЛЗ (діаметр заготівель – 150-290 мм); 4-х струмкова сортова МБЛЗ (діаметр заготівель – 385-470 мм).

На заводі створена установка, яка призначена для очищення і охолодження води, що надходить від обладнання сталеплавильного цеху і прокатного стану. Контактні контури охолодження, які входять до складу цієї установки, використовуються для охолодження води, яка вступає в контакт зі сталлю, виробленою в МБЛЗ і прокатаною в прокатному стані. Контакт з металом викликає підвищення температури і поповнює воду окалиною і маслом, від яких вона має бути очищена.

Вода, яка надходить з нагрівальної печі та прокатного стану, переноситься по шламовому каналу в яму для окалини, в якій зважені частки грубої фракції видаляються з води підйомним механізмом і підводним цебром.

Злита з ємності вода тече в суміжний з ямою для окалини відстійник і через глибинні насоси спрямовується в пристрій для освітлення.

Видалення окалини забезпечується насосом, в той час як видалення масла здійснюється масловідділювачем.

В устаткуванні для освітлення води зважені частки осідають на дні, в той час як масло видаляється масловідділювачем, збирається в колекторах і періодично видаляється на поховання. Окалина, що осіла, повинна періодично віддалятися з резервуара під час планових зупинок. Освітлена вода переливається з відстійника в суміжний бак. Вода, яка впливає з розпилювачів МБЛЗ і вода контактного охолодження машини рухається через інший канал для зливу окалини в яму для окалини, в якій відділяється шлам грубої фракції. Яма для окалини забезпечується підводним цебром і підйомним механізмом для періодичного збору окалини, яка накопичується на дні ями для окалини. Злита вода тече в суміжний з ямою для окалини резервуар, в який надходить також злита насосною станцією вода. В схемі забезпечується наявність масловіддільника для видалення масла з поверхні води у бак насосів.

Охолоджуюча вода, яка надходить з процесу термозміцнення, накопичується в резервуарі. Насос спрямовує накопичену в резервуарі воду, і, воду, що надходить з ями для окалини МБЛЗ в пристрої для освітлення води, для охолодження прокатного стану і резервуара в групу фільтрів. Фільтри затримують дрібну окалину і масло, що залишилися, а потім вода під тиском досягає градирні.

Коли вода охолоджена до необхідної температури, вона накопичується у відстійнику і відправляється назад споживачам за допомогою призначеної для цього насосної станції.

Періодична промивка зворотним струменем перекритих кварцовим піском фільтрів здійснюється водою і повітрям: насосна станція поставляє воду, в той час як повітря поставляється з повітродувки. Вода, яка використана для промивання зворотним струменем фільтра, самопливом рухається в шламівідстійник. Цей шламівідстійник отримує воду із системи фільтрів високого тиску і шлам з установки водопідготовки підживлювальної води.

У шламівідстійниках осіданню шламу сприяє відповідний агент, що флокулює, який додається до води за допомогою дозатора. Лезо скребка рухомого моста до центральній ділянці згущення збирає шлам, що осів на дні. Звідси згущений шлам автоматично розвантажується і відправляється на поховання. Освітлена вода повертається назад в резервуар. Рівень води у всіх резервуарах підтримується автоматично за допомогою системи реле рівня.

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2023

Резервуар градирні обладнаний датчиком температури для вимірювання температури холодної води і визначення необхідної кількості прогонів охолоджуючих вентиляторів.

Вода продувки безконтактних відкритих контурів використовується в якості підживлювальної води.

Випаровування води в градирні збільшує концентрацію солей в системі, отже, частина води повинна періодично зливатися і градирню необхідно заповнювати свіжою водою (яка підживлює).

Конструкція установки включає також систему для хімічної обробки для оборотної води.

У цьому контурі циркулює охолоджуюча вода, яка вступає в контакт зі сталлю. Використана в якості охолоджуючої рідини вода несе певну кількість окалини і частинок масла.

Окалина і масло відокремлюються від води при наступній обробці.

Для теплового контуру потрібна вода з властивостями, які наведені в таблиці 1.

Таблиця 1 – Витрати та температури води, яка циркулює у контактних контурах охолодження

№	Обладнання	Витрати води, м ³ /год	Температура, °С	
			На вході	На виході
1	Вторинне розпилення МБЛЗ	3000	35	55
2	Третинний відкритий контур МБЛЗ	50	35	55
3	Прокатний стан та нагрівальна піч	600	35	43
4	Процес термозміцнення	920	35	43
5	Швидкісний дрововий блок	290	35	43

Вода з системи МБЛЗ доставляється в яму для окалини 1 з характеристиками, наведеними в таблиці 2. Вода, яка надходить з прокатного стану, нагрівальної печі доставляється в яму для окалини 2, а звідси – в освітлювач. Характеристики цієї води приведена в таблиці 2. Резервуар може прийняти воду, що надходить з процесу термозміцнення, і вона буде мати характеристики, наведені в таблиці 2. Шламовідстійник отримує воду після промивання фільтрів зворотним струменем і шлам, що надходить з усієї установки. Освітлена вода відправляється в резервуар і має властивості, наведені в таблиці 2.

Таблиця 2 – Характеристика води контактних контурів охолодження

№	Обладнання	Кількість мас- тил, мг/л		Витрати води, м ³ /год	Максимальна температура, °С	Максимальна кі- лькість зважених речовин, мг/л	
		На вході	На ви- ході			На вході	На ви- ході
1	2	3	4	5	6	7	8
1	Яма для ока- лини 1	5	3	350	55	1100	70
2	Яма для ока- лини 2	7	5	680	43	950	200
3	Освітлювач	5	3	680	43	200	70
4	Резервуар	5	3	920	43	950	200

Вода для розпилення і контактна охолоджуюча вода МБЛЗ подається самопливом через відкритий канал в яму для окалини 1. Яма для окалини призначена для первинного очищення від зважених речовин. Яма є цементним резервуаром діаметром 5 м з конусоподібним дном і центральною впускною трубою для води. Розмір ями для окалини такий, що вода в ньому має висхідний потік зі швидкістю приблизно 18 м/год для отримання освітленої води, що містить майже 70 мг/л зважених речовин. Освітлена вода витікає через перелив зверху і переміщується в суміжний з ямою для окалини приймач, в якому первинне відділення масла виконується за допомогою масло-віддільника. Шлам, що осідає на дні ями для окалини, віддаляється періодично за допомогою підводної бадді. Технічні характеристики ями для окалини від МБЛЗ наведені в таблиці 3.

Контактна охолоджуюча вода від прокатного стану, карусельної печі подається самопливом через відкритий канал в яму для окалини 2. Яма для окалини виконує первинне відділення зважених речовин. Яма є цементним відстійником діаметром 8 м з конусоподібним дном і центральною впускною трубою для води.

Яма для окалини дає можливість мати висхідний потік зі швидкістю 17,5 м/год, для того, щоб отримати освітлену воду, що містить майже 200 мг/л зважених речовин. Технічні характеристики ями для окалини 2 наведені в таблиці 4.

Таблиці 3 – Технічні характеристики ями для очищення води МБЛЗ від окалини

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2023

Параметри	Одиниці вимірювання	Кількісна характеристика
Діаметр	м	5
Приблизна робоча потужність	м ³	53
Витрати води	м ³ /год	350
Навантаження на поверхню ями	м ³ /год/м ²	~18
Вміст зважених речовини у воді, що відходить	мг/л	~70
Вміст масла у воді, що відходить	мг/л	~3

Таблиця 4 – Технічні характеристики ями для окалини прокатного стану та карусельної печі

Параметри	Одиниці вимірювання	Кількісна характеристика
Діаметр	м	8
Приблизна робоча потужність	м ³	145
Витрати та промивка	м ³ /год	680+200
Навантаження на поверхню	м ³ /год/м ²	~17,5
Зважені речовини у воді, що відходить	мг/л	~200
Приблизний вміст масла у воді, що відходить	мг/л	~5

Освітлена вода з ями для окалини МБЛЗ, освітлювача і вода з ліній загартування збирається в бак і переміщується звідси в групу фільтрування, що складається з 5 піщаних фільтрів. Фільтри виготовлені у вигляді вертикальних циліндричних корпусів діаметром 3,8 м з опуклими дном і верхньою частиною, з плитами з дренажними соплами.

Матеріал фільтрування складається з одного шару кварцу та підтримуючого шару.

Розміри фільтрів дають можливість досягти витрат води при фільтруванні 43 м³/год/м² і отримати фільтровану воду з максимальним вмістом зважених речовин 20 мг/л. Фільтрована вода переходить в систему охолодження.

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2023

Періодична промивка фільтрів зворотним струменем здійснюється за допомогою датчика часу: диференціальне реле тиску подає аварійний сигнал у разі передчасного підвищення ДР. Промивання здійснюється водою і повітрям протиструмом. Для даної операції електричним вентилятором подається повітряний струмінь витратою 70 м³/год/м²; вода для промивання зворотним струменем подається насосами; витрата води для промивання зворотним струменем становить 12 м³/год/м². Технічні характеристики кожного фільтру з завантаженням з кварцевого піску наведені в таблиці 5.

Таблиця 5 – Технічні характеристики фільтрів з завантаженням з кварцевого піску

Параметри	Одиниці вимірювання	Кількісна характеристика
Діаметр	м	3,8
Висота циліндричного корпусу	м	приблизно 4
Загальна висота	м	6,6
Ділянка фільтрування	м ²	11,3
Речовина для завантаження	----	кварц-пісок
Швидкість фільтрування	м ³ /год/м ²	43
Втрата тиску при чистому фільтрі	бар	приблизно 0,2-0,3
Вміст зважених речовин у воді, що відходить	мг/л	15÷20
Час промивання зворотним струменем	хв	~ 30
Кількість води для промивання	м ³	~ 50

Вода для промивання зворотним струменем переміщається з фільтрів у згущувач шламу.

Шламовідстійник отримує воду, що надходить з:

- води для промивки зворотним струменем піщаних фільтрів;
- води для промивки зворотним струменем контуру піщаного фільтра;
- шламу, що надходить з освітлювача (система підживлювальної води).

Процесу згущення шламу сприяє додавання флокулюючого агента через дозатор. Розмір шламовідстійника дає можливість гарантувати висхідний потік з витратою майже 1,5 м³/год/м² і досягти в освітленій воді приблизного вмісту зважених речовин 70 мг/л .

Шлам, який накопичується на дні бака згущення, періодично розвантажуються через насос і відправляється на поховання.

Освітлена вода, що містить майже 70 мг/л зважених речовин, зливається через перелив нагорі і переміщується в резервуар.

Проаналізовані показники води контактних контурів згідно вимогам до 1-ої групи споживачів металургійних підприємств. Кількість зважених речовин не задовольняє цим вимогам. Тому запропоновано удосконалити конструкцію радіального відстійника, який функціонує на підприємстві, встановленням тонкошарових блоків.

Список літератури

1. Носкова Т.В., Очагова И.Г. Использование агрегатов типа ковш-печь и установок циркуляционного вакуумирования за рубежом // Черная металлургия. – 1982. – №16. – С. 19-35.

2. Проектирование и оборудование электросталеплавильных и ферросплавных цехов: / В.А. Гладких, М.И. Гасик, А.Н. Овчарук, Ю.С. Пройдак. – Днепропетровск: Системные технологии, 2004. – 736 с.

УДК 621.74.045:669.162.275

І. А. Небожак¹, О. В. Дерев'янку², Д. С. Каніболоцький¹, А. М. Верховлюк¹

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

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

nebozhak@ukr.net

ВПЛИВ ПОКАЗНИКІВ ЗАСВОЄННЯ КРЕМНІЮ МАТРИЧНИМ РОЗПЛАВОМ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ СІРОГО ЧАВУНУ, МОДИФІКОВАНОГО З ВИКОРИСТАННЯМ ДИСПЕРСНО-НАПОВНЕНОЇ МОДЕЛІ, ЩО ГАЗИФІКУЄТЬСЯ

Унікальним конструкційним матеріалом із гарними ливарними й технологічними характеристиками, який у машинобудуванні набув широкого розповсюдження для виготовлення деталей машин і механізмів загального призначення, є сірий чавун [1]. Як піддослідний матеріал, з економічних й технологічних міркувань, у роботі було використано сірий чавун перлітного класу марки СЧ300 ДСТУ 8833:2019.

Суттєвим недоліком цього матеріалу є його схильність до відбілювання, яке надає крихкості чавунним виливкам, збільшує їх твердість, і, як наслідок того, погіршує їх здатність оброблятися різанням [2]. У ливарних цехах машинобудівних підприємств, насамперед, вдаються до графітізуючого відпалювання чавуну у термічних печах й графітізуючого модифікування рідкого металу перед його заливанням у ковші, що, відповідно, усуває відбілювання структури і запобігає його появі [3]. Проте, термообробка – процес довготривалий та неекономічний, який призводить до підвищення собівартості придатного литва. Графітізуюче модифікування матричного розплаву відкритим способом у ковші також є малоекономічним, особливо коли мова йде про дрібне литво, де коефіцієнт використання металу – невеликий [4]. Це пов'язано із небажаними витратами модифікатора на елементи ливникової системи (ЛС). Другим серйозним недоліком цього технологічного процесу є “живучість” модифікатора, що актуально при обробці великої кількості рідкого металу [3].

Щоб уникнути цих недоліків, у ливарному виробництві практикують модифікування розплаву сірого чавуну у порожнині ливарної форми (ЛФ). Проте, за рахунок наявності таких елементів як реакційні камери або конусні воронки ускладнюється ЛС, і збільшується її вартість, що також негативно позначається на собівартості придатного литва.

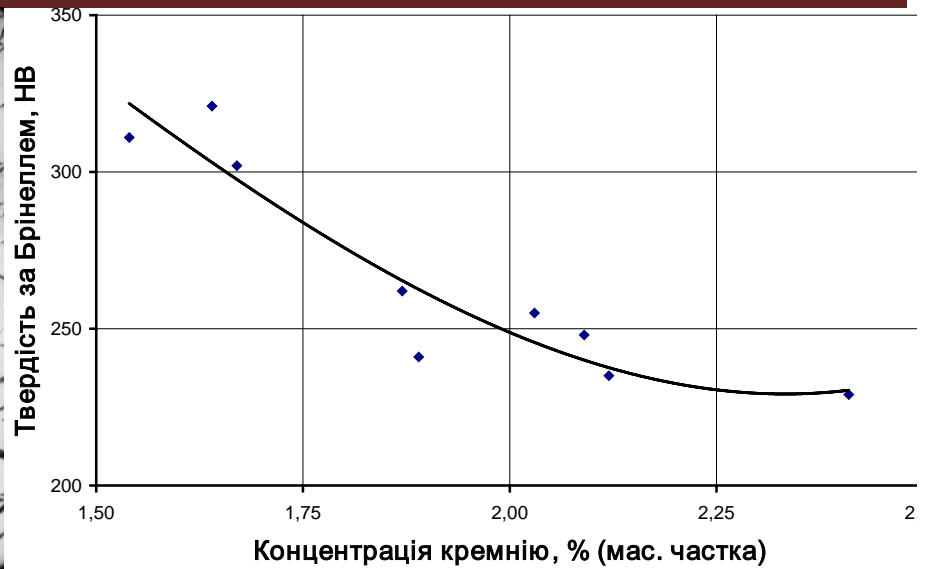
Приймаючи до уваги усе те, що було сказане раніше, графітізуюче модифікування матричного розплаву у “порожнині” ЛФ здійснювали за допомогою дисперсно-наповненої моделі [2, 4, 5], що газифікується, (ДНГМ). В якості модифікатора у роботі застосовували пилоподібні відходи такого комерційно доступного феросплаву як феросиліцій марки ФС75 ДСТУ 4127:2002 (ISO 5445:1980, NEQ).

Основними критеріями оцінки ефективності графітізуючого модифікування структури сірого чавуну є показники засвоєння Si [4], тобто концентрація Si у чавуні та коефіцієнт його засвоєння рідким металом. Крім того, ефективність графітізуючого модифікування піддослідного матеріалу можливо оцінити ще й мікроструктурою [2], і механічними властивостями литих зразків – у нашому випадку його твердістю.

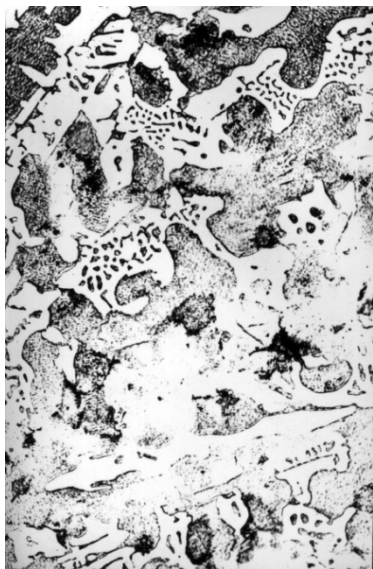
У ФТІМС НАН України було досліджено залежність структури сірого чавуну та його механічних характеристик від показників засвоєння Si матричним розплавом. Результати цих досліджень показали (**рис. 1, 2**), що між концентрацією Si в чавунних виливках й коефіцієнтом його засвоєння матричним розплавом та мікроструктурою сірого чавуну і його твердістю існує функціональний зв'язок, який заданий у табличній формі.



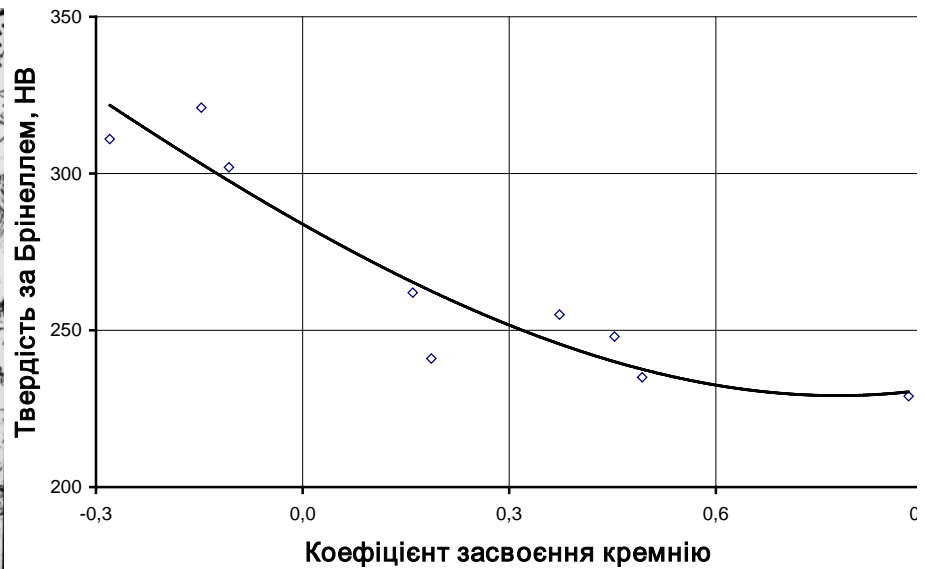
а



а



б



б

Рис. 1 (лів.) – Мікроструктура ($\times 500$) матеріалу литих зразків: а – сірого чавуну

марки СЧ300 ДСТУ 8833:2019, б – білий чавун

Рис. 2 (прав.) – Вплив показників засвоєння кремнію матричним розплавом на твердість чавунних

вливків: а – концентрації кремнію, б – коефіцієнта засвоєння кремнію

Результати металографічного аналізу (МГА) дозволили з'ясувати, що мікроструктура піддослідного матеріалу [рис. 1 (а)] має ознаки мікроструктури сірого чавуну марки СЧ300 ДСТУ 8833:2019. Разом із тим, мікроструктура контрольного виливка [рис. 1 (б)] є характерною для мікроструктури білого чавуну.

Графічна інтерпретація експериментальних даних (рис. 2) показала, що підвищення концентрації Si у чавуні та збільшення коефіцієнта його засвоєння матричним

розплавом від 1,54 % (мас. частка) та -0,28, відповідно, до 2,41 % (мас. частка) та 0,88, відповідно, призводить до того, що твердість піддослідних литих зразків зменшується від 311 НВ до 229 НВ. Твердість контрольного вилівка, із зрозумілих міркувань, не досліджували.

Математична обробка результатів проведених досліджень, які були задані у табличній формі, дозволила вивести емпіричні рівняння функціональних залежностей вигляду $HB = f_1 ([Si]_m)$ та $HB = f_2 (k_{[Si]})$. Ці рівняння аналітично описують вплив показників засвоєння Si матричним розплавом на твердість литих зразків, визначену за шкалою Брінелля. Математичні вирази, про які йдеться у даній роботі, представлені нижче:

$$HB = 64,786 [Si]_m^3 - 254,85 [Si]_m^2 + 131,17 [Si]_m + 487,58 \quad (1)$$

$$HB = 27,388 k_{[Si]}^3 + 47,951 k_{[Si]}^2 - 124,19 k_{[Si]} + 283,87 \quad (2)$$

Емпіричні рівняння, зазначені вище, являють собою поліноми 3-го порядку. Величина достовірності апроксимації (R^2) для рівняння (1) становить 88,77, у той час коли для рівняння (2) ця характеристика набуває значення 88,82. Це говорить про прийнятну розбіжність між результатами проведених досліджень та емпіричними рівняннями.

Таким чином, модифіковані дисперсним феросиліцієм чавунні вилівки мають оптимальну мікроструктуру та номінальну твердість. Це стало можливим завдяки тому, що попадання феросиліцію марки ФС75 ДСТУ 4127:2002 (ISO 5445:1980, NEQ) до матричного розплаву із ДНГМ запобігло утворенню структурно вільного Fe_3C в процесі кристалізації. Графітизуюче модифікування структури сірого чавуну у “порожнині” ЛФ за ЛГМ-процесом призвело до протікання евтектичної реакції і, як наслідок, виділення перліту з рідкої фази.

Список літератури

1. Шуляк В.С. Литьё по газифицируемым моделям. Санкт-Петербург: НПО “Профессионал”, 2007. 408 с.
2. Небожак І.А., Суменкова В.В., Ткачук І.В., Шинський О.Й. Особливості структуроутворення СЧ20, модифікованого ФС75 у “порожнині” ливарної форми за ГАМОЛИВ-процесом. *Металознавство та обробка металів*. 2001. № 4. С. 43–49.
3. Чугун: справ. пособ. / под ред.: А.Д. Шермана, А.А. Жукова. Москва: Металлургия, 1991. 576 с.

4. Небожак И.А., Суменкова В.В., Шинский О.И. Влияние технологических параметров ЛГМ-процесса на эффективность графитизирующего модифицирования серого чугуна в “полости” литейной формы. *Металл и литьё Украины*. 2016. № 5. С. 9–17.

5. Kobayashi T., Maruyama T. Thermal decomposition behavior of expandable pattern including blended metal or alloy powder in evaporative pattern casting process of cast iron. *Materials Transactions*. 2003. Vol. 44, No 11. P. 2396–2403.

УДК 621.74:669.715:620.186

А. М. Недужий

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ
onmptima@ukr.net

**ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТИПУ ЛИВНИКОВО-ЖИВИЛЬНОЇ СИСТЕМИ
НА ФОРМУВАННЯ НЕДЕНДРИТНОЇ СТРУКТУРИ ПЕРВИННОЇ ФАЗИ
У ВИЛИВКУ ІЗ СПЛАВУ АК7ч**

Для підведення розплаву до виливка в ливарній формі використовують різні типи ливниково-живильних систем: верхню або дощову; нижню або сифонну; вертикально-щілинну; бічну; комбіновану; ярусну та ін. При цьому в літературі є не достатньо інформації про вплив типу ливниково-живильної системи на формування недендритної структури первинної фази у виливках із алюмінієвих сплавів. Тому, метою роботи було встановити вплив типу ливниково-живильної системи (верхньої або дощової, нижньої або сифонної та вертикально-щілинної) на формування недендритної структури первинної фази у виливках із алюмінієвого сплаву марки АК7ч.

Для досягнення мети роботи було розроблено ливарну форму оригінальної конструкції, яка представляла собою тонкостінний сталевий кокіль з середнім внутрішнім діаметром 45 мм та глибиною його порожнини 80 мм. Для створення в одній ливарній формі різних вищевказаних типів ливниково-живильних систем, в її порожнині розміщували дві перпендикулярні тонкостінні металеві перетинки в такий спосіб, що порожнина форми була розділена на чотири рівні за об'ємом відсіки. Кожному відсіку ливарної форми присвоювали порядковий номер від I до IV за годинниковою стрілкою. Перший відсік форми був ізольований та не сполучався з трьома іншими відсіками. Дру-

Третій відсік сполучався з третім за допомогою живильника в нижній частині форми. Третій відсік сполучався з четвертим з використанням вертикально-щілинного живильника. Досліджуваний сплав розплавляли в чавунному тиглі печі опору вкритому всередині вогнетривкою обмазкою для попередження насичення алюмінієвого розплаву інтерметалідами заліза. Після розплавлення сплаву, поверхню металу очищали від шлаку та проводили термічний аналіз розплаву. Контроль температури розплаву здійснювали з використанням термопар типу К з діаметром дроту 0,3 мм. Вказані термопари встановлювали і закріплювали в заливальному ковші та в кожному відсіку дослідної ливарної форми, на однаковій відстані від її дна. Перед проведенням досліджень ківш в середині та зовні фарбували спеціальною протипригарною фарбою та прогрівали. Досліджуваний алюмінієвий сплав заливали в ливарну форму у високоперегрітому стані (з величиною перегріву 83 – 86 °С) та в низькоперегрітому стані (з перегрівом 3 – 6 °С) над температурою ліквідусу сплаву. При досягненні заданої температури заливки, розплав із ковша заливали на перетинку між першим та другим відсіками дослідної ливарної форми. Заливку розплаву здійснювали в непрогрітій формі кімнатної температури. Охолодження сплаву в формі відбувалося на повітрі. Із одержаних від кожного відсіку форми виливків вирізали темплети та виготовляли шліфи для проведення металографічних досліджень. Вказані дослідження проводили на оптичному мікроскопі МІМ-8М. Мікроструктуру сплаву досліджували в центральній частині виливків, на відстані 0,5 радіусу від центру та в приповерхневій зоні виливків.

Експериментальні дослідження показали, що після заливки дослідної ливарної форми розплавом з високим перегрівом, структура твердого розчину алюмінію в усіх чотирьох відсіках мала дендритну будову. Середнє значення дендритного параметру (d) вказаної дендритної структури в центрі виливка становило 37 мкм. Дослідженнями встановлено, що при заливці ливарної форми сплавом з низьким перегрівом, в першому відсіку утворилася недендритна структура первинної фази з середнім розміром кристалів 50 – 110 мкм. У відсіку II структура α -фази була також недендритною та схожою на розеткоподібну. В центрі зразка від третього відсіку форми спостерігали дендритну структуру α -твердого розчину алюмінію з середнім значенням $d = 35$ мкм. При цьому в середній частині цього зразка структура первинної фази була недендритною з розміром розеткоподібних кристалів 200 – 300 мкм. В четвертому відсіку дослідної ливарної форми утворилася недендритна, близька до глобулярної, структура первинної фази з розміром глобулярних кристалів 50 – 100 мкм.

Таким чином, встановлено, що верхня або дощова ливниково-живильна система при заливці досліджуваного алюмінієвого сплаву з низьким перегрівом в ливарну

форму сприяє формуванню у виливку недендритної структури первинної фази. Нижня або сифонна ливникова система при заливці розплаву з аналогічним перегрівом в форму сприяє утворенню розеткоподібної структури первинної α -фази у виливку. Вертикально-щілинна ливниково-живильна система при заливці сплаву з низьким перегрівом в ливарну форму сприяє формуванню недендритної, близької до глобулярної, структури первинної фази у виливку із алюмінієвого сплаву АК7ч.

УДК 621.74:621.4:629.3:669.715

А. М. Недужий, А. Г. Вернидуб

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

onmptima@ukr.net

ЗАСТОСУВАННЯ ЗАЕВТЕКТИЧНИХ ТА ПОРШНЕВИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ В МАШИНОБУДУВАННІ

Заевтектичні алюмінієві сплави є надійними та розповсюдженими конструкційними матеріалами для виготовлення певної групи виливків деталей в сучасному машинобудуванні та, зокрема, в автомобілебудуванні. В автомобілях деталі циліндро-поршневої групи (циліндри, поршні, шатуни, поршневі пальці та ін.) є одними із найвідповідальніших. Від якості виготовлення вказаних деталей двигуна залежить тривала і надійна його робота та багато характеристик сучасного автомобіля, наприклад: потужність двигуна; максимальна швидкість руху машини; час розгону автомобіля до 100 км/год.; довжина гальмівного шляху та ін. Для своєї тривалої та надійної роботи вказані деталі циліндро-поршневої групи повинні мати наступні властивості: низький коефіцієнт термічного лінійного розширення (КТЛР); підвищену зносостійкість та твердість; підвищений модуль пружності; високу корозійну стійкість; підвищену жаростійкість та жароміцність. Вказаними властивостями володіють заевтектичні алюмінієві сплави з підвищеним вмістом кремнію, а також поршневий алюмінієвий сплав АЛ25 (АК12М2МгН). Вищевказані деталі сучасних автомобілів працюють в екстремальних умовах експлуатації: при високих температурах (300 °С і більше) [1]; тривалий час; в умовах тертя; навантажень та ін. Серед вказаних властивостей, якими повинні володіти деталі циліндро-поршневої групи та, зокрема, поршні і циліндри, особливо важливим є низький КТЛР. Поршень це одна із найбільш відповідальних деталей двигунів

внутрішнього згорання, який сприймає тиск газів, що утворюються при згоранні паливно-повітряної суміші та передає зусилля за допомогою шатуна на колінчастий вал [2, 3]. В процесі роботи двигуна поршень нагрівається і розширюється значно швидше, ніж циліндр. Тому, для попередження заклинювання між поршнем та циліндром передбачений спеціальний зазор [2]. Так, наприклад, для автомобіля ЗАЗ-1103 «Славути», українського виробництва, діаметр циліндра, хід поршня та маса поршня складає: 72×73,5 мм та 250 ± 2 г, відповідно [2]. Поршні двигунів внутрішнього згорання працюють в умовах тяжких теплових і динамічних навантажень, коли матеріал поршнів стає недостатньо міцним і зносостійким. Форсування двигунів ще більше підвищує теплове та силове напруження поршнів. Це, в свою чергу, викликає посилене зношування канавки під верхнє компресійне кільце, розміщуючи матеріал поршня в зоні камери згорання і бобишек під поршневий палець, знижуючи зносостійкість [4]. Відзначається, що для виготовлення литих поршнів використовують в основному сплави алюмінію з кремнієм, які містять 11 – 13 % Si (евтектичні силуміни) та 16 – 25 % Si (заевтектичні силуміни). При цьому вказано, що зі збільшенням вмісту кремнію в сплаві зростає його зносостійкість і, що особливо важливо, знижується коефіцієнт термічного лінійного розширення, який у евтектичних силумінів при температурах 20 – 200 °C дорівнює $(20 - 21) \cdot 10^{-6}$ 1/град, а у заевтектичних силумінів – $(16 - 17) \cdot 10^{-6}$ 1/град [4]. Також зазначається, що теплопровідність заевтектичних силумінів нижча, ніж теплопровідність евтектичних і тому заевтектичні Al-Si сплави суттєво поступаються евтектичним за ливарними технологічними властивостями [4]. При цьому для надійної та тривалої роботи двигунів внутрішнього згорання дуже важливим є також збереження заданої відстані між поршнем та циліндром (зазор). Відстань між поршнем та циліндром повинна відповідати визначеним розрахунковим нормам. Норма для нових деталей вважається від 0,05 до 0,07 мм [5]. Для деталей, які були у використанні зазор повинен бути не більше 0,15 мм [5]. Збільшений за розмірами зазор може привести до стукоту, до поганої компресії мотору, збільшення витрати моторної олії і до поломки двигуна. Зменшений за розмірами зазор може привести до задирів на поршнях і до перегрівання двигуна та до його поломки [5].

Аналіз літературної інформації свідчить, що на сьогоднішній день в сучасному машинобудуванні використовують переважно заевтектичні алюмінієві сплави: АК18; КС740; А390 та поршневий алюмінієвий сплав АЛ25 (АК12М2МгН) [1-7].

Список літератури

1. Волочко А.Т., Шегидевич А.А., Королев С.П., Галушко А.М. Анализ структурообразования силуминов // Весці Нацыянальнай Акадэміі Навук Беларусі. Серыя Фізіка-Тэхнічных Навук. – 2013. – № 3. – С. 18 – 24.
2. Быков К.П., Шленчик Т.А. Автомобили «Таврия», «Славута» ЗАЗ-1102, ЗАЗ-1103, ЗАЗ-1105 и их модификации. Устройство, эксплуатация, ремонт, пособие по ремонту/ Ред. Т. А. Шленчик. – ПКФ «Ранок», 2006. – 256 с.:ил.
3. Могилатенко В.Г., Євтушенко Н.С., Власюк І.А. Кінетика кристалізації заевтектичного силуміну КС740 при модифікуванні розплаву фторцирконатом калію і нітридами титану // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії. – 2010. – № 3 (20). – С. 185 – 188.
4. Краев Б.А., Садоха М.А., Мельников А.П., Бондарик Н.Е., Гутко В.И. Технология и оборудование для литья поршней // Литье и металлургия. – 2001. – № 4. – С. 52 – 54.
5. <https://auto.today>.
6. Цуркин В.Н., Иванов А.В., Федченко Н.А., Череповский С.С., Васянович Н.А., Фещук М.Л. Кондукционная электротоксовая обработка расплава сплава А390 // Процессы литья. – 2014. – № 6. – С. 33 – 41.
7. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю., Баранов К.Н. Исследование литья полых заготовок из силумина АК18 методом намораживания на водоохлаждаемом стержне // Литье и металлургия. – 2011. – № 3 (62). – С. 65 – 67.

УДК 621.74:669.715:629.7

А. М. Недужий, А. Г. Пригунова

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

onmlptima@ukr.net

ВИКОРИСТАННЯ ВИСОКОМІЦНИХ ЛИВАРНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ В ПРОМИСЛОВОСТІ

В промисловості та, зокрема, в авіабудуванні широко використовуються високоміцні ливарні алюмінієві сплави наступних систем: Al-Cu-Mn-Cd-Ti (АМ4,5Кд (ВАЛ10), ВАЛ14, ВАЛ18), Al-Cu-Mn-Si (ВАЛ15), Al-Si-Cu (ВАЛ8 (АК8МЗч)), Al-Si-Cu-Ni (ВАЛ6), Al-Zn-Mg-Cu (ВАЛ12), Al-Mg (ВАЛ16, ВАЛ19), Al-Cu-Mg (ВАЛ20) та ін. [1-10]. Сплави на

основі системи Al-Cu (наприклад, ВАЛ1 та ВАЛ10) мають широкий температурний інтервал кристалізації. В структурі цих сплавів мало евтектичної складової, тому це визначає їх понижені ливарні властивості: низьку рідкоплинність; велику лінійну усадку (1,25 – 1,35 %) і схильність до утворення гарячих тріщин [1]. В кінці 70-х років в ливарних цехах алюмінієвого виробництва широко використовували перші високоміцні сплави ВАЛ1 та ВАЛ5 (АЛ34) [2]. На основі системи Al-Cu-Mn-Cd були розроблені сплави ВАЛ10 (АМ4,5Кд) і ВАЛ14, а на основі системи Al-Mg-Zn – ВАЛ12. При цьому вказується, що сплав ВАЛ12 – найбільш високоміцний серед існуючих ливарних сплавів. Найбільш розповсюдженим в ливарних цехах авіабудівних підприємств є сплав АМ4,5Кд (ВАЛ10). Сплав ВАЛ8 (АК8МЗч) характеризується значеннями $\sigma_B = 350 - 400$ МПа, $\delta = 4,0 - 6,0$ % та має високу герметичність [3, 8]. Відзначається, що найбільш перспективними є сплави ВАЛ12, ВАЛ14, ВАЛ16 [4]. Найбільш високоміцний ливарний сплав ВАЛ12 (Al-Zn-Mg-Cu) може успішно конкурувати не тільки з алюмінієвими сплавами, що деформуються, але і з маловуглецевими сталями, бронзами та латунями. Температура експлуатації деталей із сплаву ВАЛ12 може досягати 200 °С (тривалий час) і 250 °С (короткочасно). Високоміцний і жароміцний сплав ВАЛ14 (Al-Cu-Mn) має високі характеристики міцності і пластичності, які необхідні для виливків, що несуть динамічні та вібраційні навантаження. Корозійностійкий сплав ВАЛ16 (Al-Mg), який зварюється, призначений для виробництва виливків, які працюють при тривалих нагріваннях (до 150 °С) і за різних кліматичних умовах експлуатації. Сплав АМ4,5Кд (ВАЛ10) системи Al-Cu-Mn-Cd-Ti найбільш широко застосовується в авіа- та ракетобудуванні [5]. Алюмінієвий сплав ВАЛ14 є універсальним високоміцним і жароміцним (до 350 °С) ливарним сплавом широкого застосування. Заслуговує також уваги розробка ВІАМ оригінального високожароміцного сплаву ВАЛ18, робочі температури якого сягають до 400 – 450 °С.

Висока міцність і пластичність високоміцного алюмінієвого сплаву АМ4,5Кд дозволяє застосовувати його в якості конструкційного матеріалу для силових деталей, які несуть великі навантаження [6]. На механічні властивості, макро- та мікроструктуру сплаву АМ4,5Кд (ВАЛ10) значно впливають температура заливки металу і вологість піщаних форм. Збільшення вмісту заліза вище 0,1 – 0,11 % різко знижує пластичність та міцність сплаву АМ4,5Кд. Мідь, кадмій і титан при вмісті вище 4,6 %, 0,18 %, 0,21 %, відповідно, знижують пластичність сплаву та збільшують його міцність [6]. На основі системи Al-Cu одержані сплави, які об'єднують високу міцність при нормальних і при підвищених температурах. Ці сплави мають у порівнянні з силумінами та магнієвими

сплавами недоліки, які полягають в порівняно низькій корозійній стійкості і низьких ливарних властивостях. Сплав АМ4,5Кд (ВАЛ10) необхідно застосовувати в конструкціях летальних апаратів, в сильно навантажених вузлах. Виливки із сплавів АМ4,5Кд (ВАЛ10) і ВАЛ14 знаходять застосування в аерокосмічному комплексі [7]. В роботі [9] вказується, що високоміцні і жароміцні ливарні алюмінієві сплави системи Al-Cu є затребуваними в промисловості матеріалами, особливо для галузей високотехнологічного машинобудування (авіабудування, енергетика, транспорт), де часто потрібно поєднати можливість одержання крупногабаритної деталі з можливістю її тривалої експлуатації в умовах підвищених статичних і ударних навантажень при температурах до 300 °С. Одним із найбільш широко використовуваних (як за обсягами, так і за різноманітністю сфер застосування) сплавів системи Al-Cu є сплав АМ4,5Кд [9]. З метою покращення експлуатаційних характеристик були розроблені сплави ВАЛ16 і ВАЛ19, які мають стабільні властивості та температуру експлуатації 140 та 125 °С відповідно. Сплав ВАЛ20 системи Al-Cu-Mg – високоміцний технологічний сплав, який призначений для лиття в піщані форми фасонних виливків складної конфігурації [10].

Високоміцні ливарні алюмінієві сплави, зокрема, сплав АМ4,5Кд (ВАЛ10), широко використовується в авіабудуванні, енергетиці, транспорті, для виготовлення силових деталей, що несуть великі навантаження. При цьому в ливарному виробництві набули також широкого використання високоміцні ливарні алюмінієві сплави: ВАЛ11; ВАЛ12; ВАЛ14; ВАЛ15; ВАЛ16; ВАЛ18; ВАЛ19 та ВАЛ20. Вказані алюмінієві сплави зазвичай використовують в аерокосмічному комплексі. Високоміцні ливарні алюмінієві сплави зазвичай мають низькі ливарні властивості та низьку корозійну стійкість, а також мають підвищену схильність до утворення гарячих тріщин.

Список літератури

1. Высокопрочные литейные алюминиевые сплавы. Строганов Г.Б. М.: «Металлургия», 1985. 216 с.
2. Михаленков К.В. Некоторые технологические особенности получения отливок из сплава АМ4,5Кд / К.В. Михаленков, В.Г. Могилатенко, Д.Ф. Чернега, А.А. Жаркая // Процессы литья. – 1999. – № 1. – С. 49-56.
3. Рогов В.А., Соловьев В.В., Копылов В.В. Новые материалы в машиностроении: Учеб. пособие. – М.: РУДН, 2008. – 324 с.
4. Черкасов В.В., Заварзин И.А. Литейные алюминиевые и магниевые сплавы для авиационного машиностроения. 1993, ВИАМ/1993-201268, 9 с.

5. Лебедев В.М., Корнышева И.С. Перспективы производства и расширение применения алюминиевых отливок в авиационно-космической технике. 2001, ВИАМ/2001-203480, 9 с.
6. Муравьев В.И. Особенности получения качественных отливок из высокопрочного алюминиевого сплава АМ4,5Кд (ВАЛ10) / В.И. Муравьев, В.И. Якимов, М.А. Заплетин, А.И. Евстигнеев, Ри Хосен // Литейщик России. – 2003. – № 1. – С. 9-14.
7. Шеметев Г.Ф. Алюминиевые сплавы: составы, свойства, применение. Учебн. пособ. по курсу «Производство отливок из сплавов цветных металлов». Часть I (Электронный ресурс). Санкт-Петербург, 2012. 150 с.
8. Технології одержання металів та сплавів для ливарного виробництва: Навч. посібник / А.М. Верховлюк, А.В. Нарівський, В.Г. Могилатенко / За ред. академіка НАН України В.Л. Найдека. – К.: Видавничий дім “Вініченко”, 2016. – 224 с.
9. Дубоделов В.И. Роль электромагнитных воздействий в процессах получения сплава типа ВАЛ10, не содержащего кадмий. Сообщение 1 / В.И. Дубоделов, В.Н. Фиксен, А.В. Яценко, Н.А. Слажнев, Ю.П. Скоробагатько, М.С. Горюк // Процессы литья. – 2013. – № 6. – С. 48-55.
10. Огородов Д.В., Трапезников А.В., Попов Д.А., Пентюхин С.И. Развитие литейных алюминиевых сплавов в ВИАМ // Труды ВИАМ. – 2017. – № 2 (50). – С. 107 – 114.

УДК 669.141.246:620.178.16

**В. Г. Новицький¹, В. А. Локтіонов-Ремізовський¹, В. Л. Лахненко¹,
В. В. Тихонович², І. В. Олексенко¹, Н. В. Кир'якова¹**

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

²Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ

e-mail: v_novytskyy@ukr.net

ЗНОШУВАННЯ ЛИТИХ ЗАЕВТЕКТОЇДНИХ СТАЛЕЙ З МАТРИЧНИМ МАСТИЛОМ В УМОВАХ СУХОГО ТЕРТЯ

Підвищення надійності та довговічності машин та механізмів безпосередньо пов'язане з підвищенням трибологічних характеристик вузлів тертя. Це можна досягти за рахунок підвищення зносостійкості матеріалів пари тертя та застосування більш досконалої композиції мастильних матеріалів. Для поліпшення службових характеристик рідких та пластичних мастил часто застосовують графіт та/або мідь, які у вигляді

високодисперсного порошку вводяться в мастило. Це досягається за рахунок розподілу матеріалів, що контактують тонкою плівкою графіту, яка має шарувату будову та/або м'якою плакуючою плівкою міді [1–5]. У той же час, деталі вузлів тертя часто працюють в умовах, коли використання рідких масел та пластичних мастил неможливе. Для цих умов характерна наявність високого вакууму, високих та наднизьких температур, газових та агресивних середовищ тощо. У цьому випадку для зменшення зношення застосовують тверді мастила: дисульфід молібдену, фторопласт, графіт, золото, срібло, мідь, індій і т.д., які тонким шаром наносять на поверхні, що труться.

Перевагою твердих мастил, у порівнянні з мастилами звичайних типів є те, що вони надзвичайно стабільні у важких умовах експлуатації. Однак, вимога підвищення потужності, що передається через вузли тертя, викликає необхідність використання також сплавів з твердим мастилом, яке безпосередньо розташовується в матриці сплаву - матричне мастило [6]. Поєднання декількох компонентів з фізико-механічними властивостями, що різко розрізняються, дозволяє створювати композиції з низкою унікальних і дуже важливих для техніки властивостей: високою теплопровідністю, самозмащуваністю при терті, високою демпфуючою здатністю і т.д. [7, 8]. Найбільші переваги з погляду сприйняття навантаження та реалізації механізму самозмащування показують макрогетерогенні псевдосплави [9, 10, 11]. Залежно від умов зовнішнього тертя в таких матеріалах на ділянках твердої складової формуються плівки з пластичного матеріалу, що екранують, утворені або за рахунок різниці коефіцієнтів термічного розширення антифрикційної і твердої складових при нагріванні пари тертя, або в результаті механічного намазування. До таких сплавів можна віднести заевтектоїдні сталі, які містять в матриці включення графіту або графіту і високомідисті включення ϵ - фази. У заевтектоїдній сталі з 1,2% вуглецю вміст міді складає (0; 12,1; 28,3%) відповідно. При цьому структура сталей у литому стані була (П+Ф+А+Г), (П+Ф+А+Г+ ϵ) та (П+Ф+А+Г+ ϵ) відповідно.

Дослідження на зносостійкість проводили за схемою вал (контртіло) - вкладиш (дослідний зразок) при швидкості ковзання 1 м/с та питомому навантаженні 5 МПа. Робоча поверхня зразка висотою 25 мм була квадратом розмірами 10x10 мм. Відношення площі зразка до площі контртіла (коефіцієнт перекриття) $k \approx 0,08$. Контртіло виготовляли із сталі 20X13, що має твердість 38 – 40 HRC. Випробування проводили за умов сухого (на повітрі) тертя. Зразки до і після випробувань зважували на аналітичних терезах і визначали інтенсивність зношування - відношення втрати маси зразка до шляху тертя. Результати випробувань наведено на рис. 1.

Вивчали структуру на оптичному мікроскопі EPIQUANT. Визначали хімічний склад робочих поверхонь зразка та контртіла до і після тертя за допомогою електронного скануючого мікроскопа з мікроаналізатором.

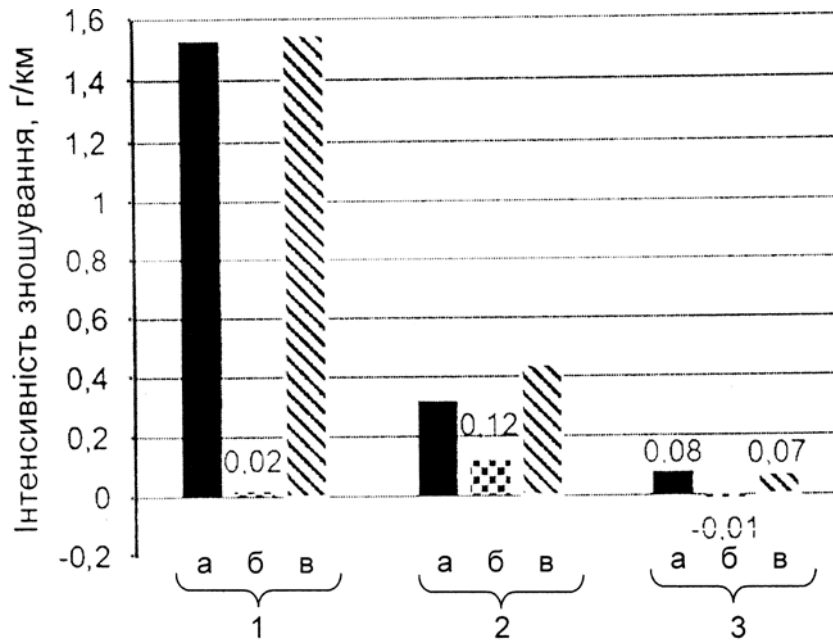


Рис. 1 – Інтенсивність зношування в умовах сухого тертя литих заевтектоїдних сталей 1 (0% Cu), 2 (12,1% Cu), 3 (28,3% Cu); а – зразок, б – контртіло, в – сумарна інтенсивність зношування

Випробування сталей за умов сухого тертя показали, що у литому стані найменша інтенсивність зношування відзначається у сталей, у матриці (П+Ф+А+Г) яких крім графіту містяться високомідисті включення ϵ – фази. Ці включення відіграють додаткову роль твердого мастила, що істотно зменшує інтенсивність зношування зразка, а при максимальному вмісті міді сталі зношування контртіла не спостерігається. Сумарна інтенсивність зношування зразка (3) + контртіла в 20 разів менша, ніж сумарна інтенсивність зношування зразка (1) + контртіла. В даному випадку плакуюча дія міді + графіт справила сильніший вплив, ніж графіт. Перерозподіл міді на поверхні зразка та контртіла до та після випробування в умовах сухого тертя показано в таблиці 1.

Таблиця 1 – Масова частка міді (у %) на поверхні зразка і контртіла до та після випробувань

№ пари	1*		2*		3*	
	зразок	контртіло	зразок	контртіло	зразок	контртіло
вихідний	0	0	12,1	0	28,3	0
після тертя	0	0	9,7	1,45	22,8	3,1

*Визначити вміст вуглецю на поверхнях зразків та контртіл до та після тертя не дозволили технічні можливості мікроаналізатора. Враховуючи локальний характер визначення хімічного складу за допомогою мікроаналізатора, хімічний склад поверхні визначався з поверхні відповідної поверхні контакту зразка з контртілом.

Одержані дані, наведені в таблиці 1, показують, що в процесі тертя відбувається масоперенесення міді із зразка на контртіло, яке оберігає поверхні, що контактують від надмірного зношування. Одержані результати узгоджуються з результатами роботи [12], де показано, що присутність плакуючого шару на одній або обох поверхнях, які труться, впливає на дисипацію енергії тертя і мінімізує можливість переходу до термомеханічного зношення.

Список літератури

1. *Майорова Л.А.* Твердые неорганические вещества в качестве высокотемпературных смазок. – М.: Наука, 1971. – 95 с.
2. *Новицкий В.Г., Гаврилюк В.П., Панасенко Д.Д., Кальчук Н.А., Хоружий В.Я.* Влияние смазочного материала и термической обработки на формирование приповерхностных слоев и износостойкость стали 40X при трении скольжения // Трение и износ. – 2002. – Т. 23. – № 2. – С. 201-206.
3. *Балабанов В.И.* Безразборное восстановление подвижных соединений машин и механизмов нанесением на них покрытий из цветных металлов. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2001. – № 7. – С. 215 – 217.
4. *Novytskyy V.G.* Wear rate and formation of near-surface structure of special steel under boundary friction //The Annals of University “Dunarea de Jos” of Galati, Fasciele VIII, Tribology, 2005, Rumania. – P. 74–78.
5. *Тарасов С.Ю., Беляев С.А., Лернер М.И.* Износостойкость конструкционной стали в смазочной среде, содержащей нанопорошки металлов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2005. – № 12. – С. 31 – 36.
6. *Woydt M.* Materials-based concepts for an oil-free engine. // New direction in Tribology. Plenary and Invited Papers from the First World Tribology Congress, 8 – 12 September 1997, London, UK. – P. 459-469.
7. *Белый В.А.* Проблемы создания композитных материалов и управления их фрикционными свойствами // Трение и износ. – 1982. – Т. 3. – №3. – С. 389 – 395.
8. *Буше Н.А., Мудренко Г.А., Марисова Т.Ф.* Композиционные материалы с мягкой металлической составляющей // Трение и износ. – 1982. – Т. 3. – №3. – С.

9. Анциферов В.Н., Черепанова Т.Г. Металлокерамические сложнолегированные сплавы на железной основе с повышенными антифрикционными и механическими свойствами // Физ.-хим. механика материалов. – 1970. – Т. 6. – №3. – С. 54 – 59.

10. Федорченко И.М., Баранов Н.Г., Бритун В.Ф. // Исследование механизма трения макрогетерогенных композитных материалов. – Трение и износ. – 1982. – Т. 3. – № 4. – С. 603 – 609.

11. Федорченко И.М., Баранов Н.Г., Бритун В.Ф. // Механизм формирования поверхностных пленок при трении без смазки композитных материалов. – Трение и износ. – 1984. – Т. 5. – № 3. – С. 424 – 431.

12. Rănea C. Wear maps for thin layers //The annals of University “Dunărea de Jos” of Galati, Fascicle VIII, Tribology. – 2003, 117–122.

УДК 621.74

О. В. Ноговіцин, І. Р. Баранов, В. П. Школярєнко, С. В. Пригунов

Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ

E-mail: alexey.nogovitsyn@gmail.com

ЗАКОНОМІРНОСТІ ВПЛИВУ ШВИДКОСТЕЙ ОХОЛОДЖЕННЯ РОЗПЛАВУ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ПРИ ЛИТТІ-ПРОКАТЦІ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

Алюмінієві сплави та металопрокат на їх основі є основними конструкційними матеріалами в авіаційній, аерокосмічній, автомобілебудівній та харчових галузях. В Україні успішно використовується в авіабудуванні високоміцні алюмінієві сплави системи Al-Zn-Mg-Cu, що зміцнюються термічною обробкою і сплави середньої та підвищеної міцності системи Al-Mg-Cu. Вони виконують функцію основного конструкційного матеріалу для обшивки і внутрішніх силових елементів планера літака (фюзеляж, крило, тощо). Основна промислова технологія, яка застосовується для отримання листового прокату зі сплавів на основі алюмінію, полягає в отриманні зливка (заготовки) та його подальшої механічної та термічної обробки. Традиційні технології одержання виробів з алюмінієвих сплавів методами лиття або прокатування заготовок не забезпечують високих функціональних властивостей прокату. Відтак, дослідження технологій, зокрема валкового лиття-прокатування, є актуальною задачею.

Для автомобілебудування та авіації найбільший інтерес становлять високоміцні

термозміцнювані сплави систем Al-Cu та Al-Zn. Однак, технологія отримання смуг (листів) товщиною 2-4 мм із вказаних матеріалів методом валкової розливки-прокатки до теперішнього часу не розроблена [1-7]. Це пов'язано з високою швидкістю охолодження ($\geq 1000^\circ\text{C}/\text{c}$) і великим ($\geq 100^\circ\text{C}$) інтервалом кристалізації сплавів цих систем. Тому, метою дослідження є виявлення закономірностей впливу швидкостей охолодження алюмінієвих сплавів на формування структури литих заготовок.

У якості матеріалу (шихти) для експериментальних досліджень використано сплави АД35, АМг5, Д16 та В95. Визначення температурних параметрів фазових перетворень досліджуваних зразків сплавів проводилось на приладі Derivatograph Q-1500-D. У роботі використано методи оптичної мікроскопії, механічні випробування, статистичні методи оброблення та аналізу отриманих результатів, у тому числі стандартні методи [8-10].

Експерименти проведено на обладнанні ФТІМС НАН України. Фото двовалкової ливарної машини та алюмінієвої стрічки в процесі лиття-прокатки наведено на рис. 1.



а)



б)

Рис. 1. Фото двовалкової ливарної машини, а) та результат лиття, б)

Результати аналізу дозволили визначити температури солідусу ($T_{\text{сол}}$) і ліквідусу ($T_{\text{лік}}$), значення яких наведені в таблиці 1. Отримані значення температур добре збігаються з літературними даними [1]. Для забезпечення різної швидкості охолодження при отриманні зразків виливків застосовували ливарні форми з матеріалів з різною тепловідбірною здатністю (графіт, фторфлогопіт, кварцове скло).

Таблиця 1 – Температури тверднення досліджуваних сплавів

Марка сплавів за ДСТУ	Аналог EN	Температура, $^\circ\text{C}$		
		Ліквідус	Солідус	Інтервал кристалізації
В95	7075	630	470	160
АМг5	5086	632	567	35
Д16	2024	635	503	132
АД35	6082	641	564	77

Зміни температури зразків під час твердіння вимірювали хромель-алюмелевими термопарами. За допомогою аналого-цифрового перетворювача WAD AIK BUS показники термопар фіксувались у цифровому вигляді з частотою 8 Гц і передавались на комп'ютер для побудови кривих охолодження. Подальша обробка цих даних дозволила розрахувати швидкість охолодження сплаву у проміжок часу між температурою перегріву розплаву та температурою ліквідусу. Значення швидкостей охолодження отриманих у ході описаного експерименту показують, що вдалося охопити діапазон швидкостей від 2,5 до 154 °C/с. Для визначення впливу швидкостей охолодження на структуру алюмінієвих сплавів в більш широкому діапазоні були додатково відібрані зразки отримані валковим розливанням. Швидкість охолодження при валковому розливання досягала ≈ 1000 °C/с. Фотографії мікроструктур алюмінієвих сплавів після кристалізації з різною швидкістю охолодження наведено на рисунку 2.

Встановлено, що по мірі зростання швидкості охолодження розмір зерна α -фази в алюмінієвих сплавах зменшується з 120 до 200 мкм при швидкості охолодження 2...8°C/с до 10...40 мкм при швидкості охолодження 1000°C/с.

Структура зразків, що досліджувались складається з первинних кристалів α – фази різної дисперсності: кристали, з перетином в полі зору шліфа 180...250 мкм і середнім розміром дендритів 50 мкм; кристали з перетином 25...50 мкм і дендритів не більше 8 мкм.

Також у структурі присутні інтерметаліди. Важливо відмітити те, що зразок з смуги отриманої валковим розливанням рис.1, б) має однорідну структуру з рівномірним розподілом фазових складових по перетину (рис.2).

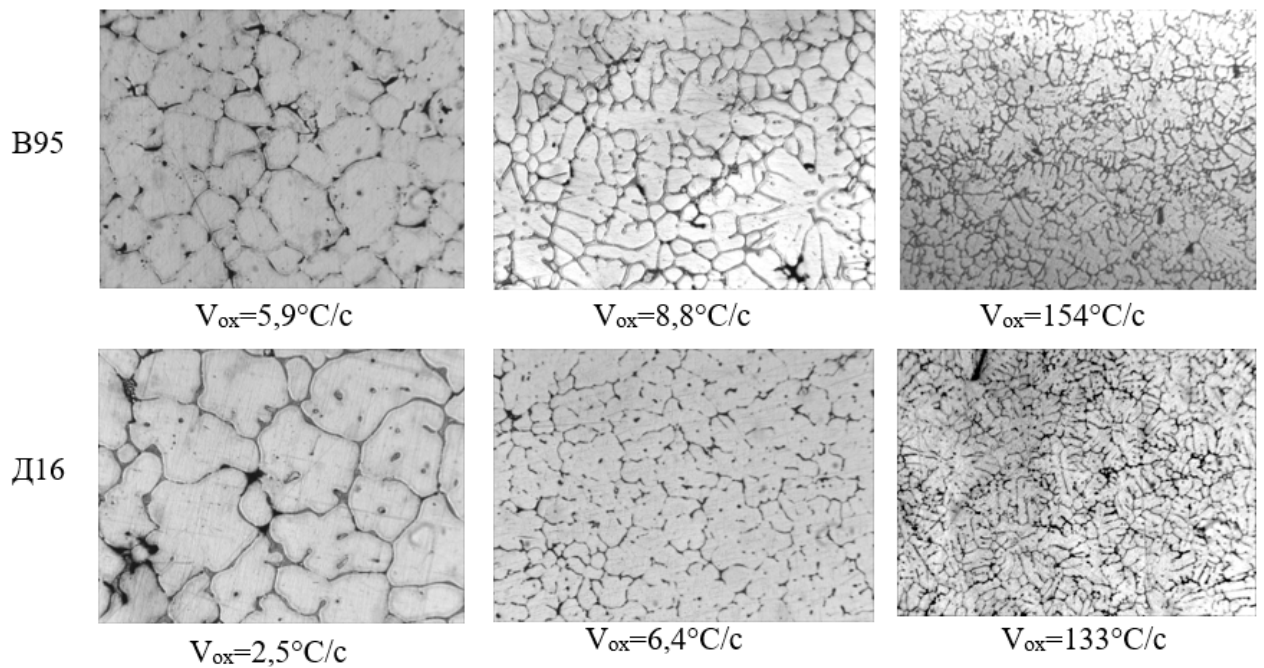


Рис. 2. Мікроструктури зразків алюмінієвих сплавів отриманих з різною швидкістю охолодження під час кристалізації x200

Також в структурі присутні інтерметаліди. Важливо відмітити те, що зразок з смуги отриманої валковим розливанням рис. 1, б) має однорідну структуру з рівномірним розподілом фазових складових по перетину (рис.3)

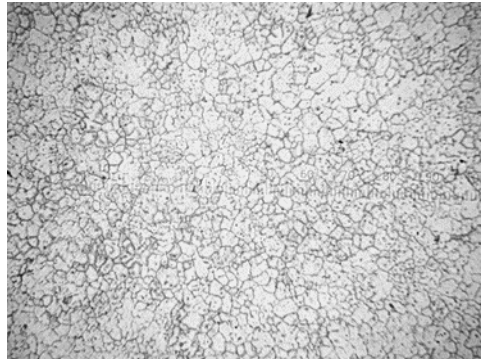


Рис. 3. Мікроструктура зразка алюмінієвого сплаву Д16 отриманого методом валкового лиття-прокатування x100

Вплив швидкості охолодження сплавів АД35, АМг5, Д16 та В95 на час їх тверднення добре описується ступеневою функцією. Характер залежностей ідентичний для усіх чотирьох досліджених сплавів. Тверднення сплавів у графітовій формі триває 2,6...6,8 с, у фторфлогопітовій 22...42 с, у кварцовій трубці 170...360 с. Екстраполяція результатів у бік більш високих швидкостей охолодження характерних для валкового розливання показує (рис. 3), що при швидкості охолодження, характерної для валкової

розливки, час тверднення усіх досліджених сплавів становить доли секунди, що є прийнятним для забезпечення стабільного технологічного процесу.

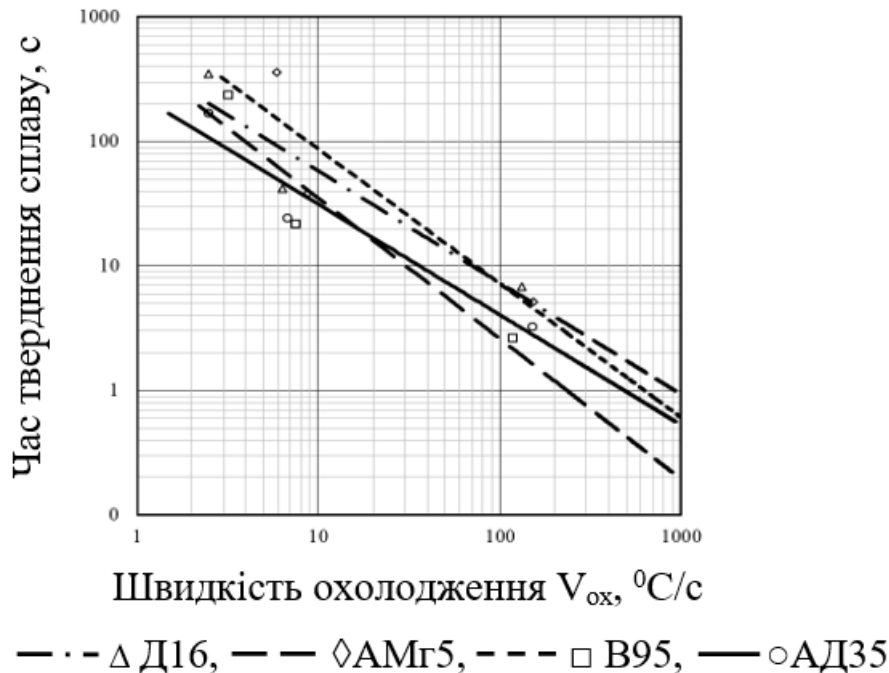


Рис.3. Графіки залежності часу тверднення алюмінієвих сплавів від швидкості охолодження в діапазоні швидкостей охолодження ≥ 6000 C/c

На рис. 3 наочно зображено спільні закономірності впливу часу твердіння алюмінієвих сплавів при зміні швидкостей охолодження розплаву, що дозволяє визначати вплив швидкості охолодження при кристалізації алюмінієвих сплавів В95, АМг5, Д16, АД35 на структуру, розмір зерна первинної α – фази та твердість зразків.

Висновки:

1. Обґрунтовано, що основними параметрами стабільного технологічного процесу отримання якісного прокату з високоміцних алюмінієвих сплавів у ливарно-прокатних машинах є: температура перегріву сплаву, швидкість розливання та рівень розплаву у міжвалковому просторі.

2. Встановлено, що із зростанням швидкості охолодження розплаву розмір зерна α – фази зменшується з 120 до 200мкм (при швидкості $2...8^{\circ}\text{C}/\text{c}$) до 10...40мкм (при швидкості $1000^{\circ}\text{C}/\text{c}$); час тверднення у різних ливарних формах триває: 2,6...6,8с (графітова); 22...42 (фторфлогопітова); 170...360с (кварцева); підвищується твердість сплавів від 45 до 56 НВ (сплав АД35), від 80 до 103 НВ (сплав В95), від 60 до 68 НВ (сплав АМг5), від 69 до 88 (сплав Д16).

3. Виявлено спільні закономірності впливу швидкості охолодження розплаву різних марок алюмінієвих сплавів на структуру і механічні властивості.

4. Отримані результати дозволяють розраховувати швидкісні режими роботи

валкових ливарних машин для отримання бездефектного прокату алюмінієвих сплавів з широким інтервалом кристалізації ($\geq 1000^{\circ}\text{C}$), а також прогнозувати структуру прокату та механічні властивості при різних режимах охолодження литої заготовки.

Список літератури

1. Aluminum and Aluminum Alloys, AMS International, 1993. Handbook of Aluminum: Vol. 1, ed. G. E. Totten, D. S. MacKenzie.
2. Ноговицын А. В. Технология получения листового проката из сплава Д16 на валковой разливочной установке / А. В. Ноговицын, А. В. Наривский, И. Р. Баранов, В. П. Школяренко, В. Н. Шаповал // Процессы литья. 2017. №3(23). С.37-42.
3. Кондратюк С. Е. Вплив параметрів кристалізації і гарячої деформації на характеристики структури сталей при валковому прокатуванні / С. Е. Кондратюк, О. В. Ноговицын, О. М. Стоянова, І. Р. Баранов, Ж. В. Пархомчук // Металознавство та обробка металів. 2016. №3. С. 10-17.
4. Ноговицын А. В. Расчет температуры полосы при валковой разливки стали / А. В. Ноговицын, И. Р. Баранов // Процессы литья. 2014. №4(106). С.30-38.
5. Прыгунова А. Г. Влияние гомогенизации на структуру сплава Д16 после литья-прокатки / Прыгунова А. Г. Ноговицын А. В., Баранов И. Р. // Материалы XI международной научно-практической конференции «Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019», Киев. 2019. С.154-155.
6. Ноговицын А. В. Особенности затвердевания алюминия в процессе двухвалковой разливки-прокатки / А. В. Ноговицын, И. Р. Баранов // Материалы международной научно-практической конференции «Горизонты науки: материаловедение и металлургия». Грозный, Чеченская республика, 2018. С.27-33.
7. Ноговицын А. В. Прогнозирование скорости разливки на валковых ЛПА / А. В. Ноговицын, И. Р. Баранов // Материалы II Международной научно-технической конференции «Литейное производство: технология, материалы, оборудование, экология». Киев ФТИМС. 2012. С.225-226.
8. Белов А. Ф., Бочвар А. А. Металловедение и обработка цветных сплавов, Москва: Наука, 1992, 229 с.
9. ДСТУ EN ISO 6506-1:2019 (EN ISO 6506-1:2014, IDT; ISO 6506-1:2014, IDT) Матеріали металеві. Випробування на твердість по Брінеллю. Частина 1. Метод випробування. 16 с.
10. Натапов Б. С. Металловедение. Москва: Металлургиздат, 1956. 344с.

УДК 621.74

**А. С. Нурадинов, О. В. Ноговіцин, В. П. Школяренко, І. А. Нурадінов,
О. В. Чистяков**

Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ

E-mail: nla_73@ukr.net

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ УТВОРЕННЯ ЗАРОДКІВ В РОЗПЛАВАХ МЕТАЛІВ ПРИ ЇХ ОХОЛОДЖЕННІ

Для ефективного управління процесами кристалізації та структуроутворення металів необхідно глибоке розуміння фізичної сутності процесів утворення та зростання кристалів. Тому у цій роботі проведено дослідження щодо вивчення механізму гетерогенного зародження кристалів у металах методом фізичного моделювання на прозорих органічних середовищах.

Відомо, що термодинамічний стимул переходу розплаву металу з рідкого в твердий стан є різниця вільних енергій між твердою ($G_{тв.}$) і рідкою ($G_{ж.}$) фазами ΔG [1]:

$$\Delta G = \frac{L \cdot \Delta T}{T_{пл.}}, \quad (1)$$

де L – тепло кристалізації металу; ΔT – переохолодження розплаву, у якому утворюється центр кристалізації (зародок); $T_{пл.}$ - температура плавлення.

З цієї залежності бачимо, що переохолодження є одним з основних параметрів процесу утворення зародків у розплавах металів. За зміною ступеня переохолодження розплавів металів, при якому відбувається утворення центрів кристалізації в них, можна судити про їх чистоту, ефекти домішок та інших факторів. Існує гіпотеза, що зростання ступеня переохолодження розплаву металу зі збільшенням його перегріву пов'язані з дезактивацією твердих підкладок, тобто розплавленням кристалічної фази, що є в мікропорах на їх поверхнях [1, 2]. З проведених нами експериментів випливає, що вплив перегріву на переохолодження розплавів металів, поряд з дезактивацією твердих підкладок, може бути обумовлено зміною концентрації присутніх у них розчинних домішок [3, 4]. У міру підвищення температури перегріву розплаву металу, внаслідок збільшення розчинності таких домішок, може відбутися зміна його в'язкості, теплоти

фазового переходу, теплоємності та інших теплофізичних характеристик. І, як наслідок, можливе зміщення межі метастабільності в ділянках менших чи більших переохолоджень.

Вважається, що утворення зародків на підкладках має флуктуаційний характер, тобто обумовлено випадковим приєднанням та відривом блукаючих частинок рідини [1]. Нами показано, що утворення зародків у стаціонарних умовах охолодження розплавів (без зовнішніх впливів) відбувається не в обсязі рідкої фази, а в граничному шарі між підкладкою та розплавом, що уможливорює дислокаційний механізм. У такому разі такі фактори, як переохолодження, перегрів, розчинні та нерозчинні домішки, а також зовнішній силовий вплив має ефективно впливати на кристалоутворення, що і було підтверджено в ході досліджень.

Фізична адсорбція молекул (атомів) на твердій поверхні є загальноновизнаним фактом. При цьому відкритим залишається питання про активність адсорбованої частини молекул (атомів) щодо стимулювання ними процесу утворення зародків. У ході цих досліджень доведено, що адсорбовані зародки під зовнішнім силовим впливом здатні зростати навіть за малих переохолоджень. Як силові методи впливів на процес утворення зародків при цьому використовували тертя, вібрацію і ультразвук. Тертя здійснювали обертанням диска, на який опущений індентор фіксованої ваги та радіусу. Вібравання зразків здійснювали вертикальним або горизонтальним коливанням ампул, запаяних з досліджуваною речовиною та кульками (як імітатори механічних домішок). Зіткнення кульок у процесі коливань ампул, як показали експерименти, викликало той самий ефект, як і тертя. Ультразвукову обробку зразків здійснювали шляхом озвучування ампул з розплавом.

У таблиці 1 зіставлені переохолодження різних речовин, отриманих при спонтанному зародженні ΔT та в умовах зовнішніх силових впливів ΔT [5].

Таблиця 1 – Вплив зовнішніх силових впливів на переохолодження розплавів

№ № п/п	Речовина	Переохолодження, $\Delta T, ^\circ\text{C}$			
		спонтанне	при терті	при вібрації	при ультразвуку
1.	Нафталін	7	0,5	0,5	1,5
2.	Азобензол	15	5	5	7
3.	Дифеніламін	21	6	7	9
4.	Салол	40	9	9	13
5.	Галій	29	3	3	5

З таблиці 1 видно, що у ряді випадків тертя кульок (механічних домішок) призводить до зародження кристалічної фази при ΔT , близьких до нуля і значно менше від спонтанного переохолодження ΔT . У літературі вплив тертя на переохолодження пояснюється оголенням нових активних центрів, енергетично вигідніших для флуктуації [1, 6]. Наші експерименти не підтвердили це припущення. Наприклад, спонтанне утворення зародків в розплаві азобензолу відбувається при переохолодженні $\Delta T = 15^\circ\text{C}$. Але той же розплав, що охолоджується при терті в його обсязі скляних поверхонь, переохолоджується лише на 5°C . Однак, якщо припинити тертя при $\Delta T = 4^\circ\text{C}$ (після тривалого, як прийнято вважати, оголення активних центрів), утворення центрів кристалізації відбувається при переохолодженні 15°C , а не при 5°C , тобто при тому ж значенні ΔT , що і при спонтанній кристалізації (до оголення активних ділянок твердої поверхні).

В іншому експерименті тертя мідних поверхонь в салолі, що охолоджується, дає $\Delta T = 9^\circ\text{C}$, а без тертя $\Delta T = 40^\circ\text{C}$. Однак оголення в охолоджуваному розплаві салолу «свіжої» поверхні розтягуванням мідного дроту до розриву викликає зародження за тих же $\Delta T = 40^\circ\text{C}$. Вважається, що у разі флуктуаційного механізму зародження на оголеній активнішій поверхні після тертя має пройти деякий час, необхідний для утворення та зростання зародка [1, 2, 6]. При цьому слід очікувати утворення окремих центрів кристалізації за слідом тертя, проте такого зародження в переохолоджених розплавах зафіксувати не вдалося. Зародження центрів кристалізації в переохолоджених розплавах завжди неодмінно відбувалося між парою, що труться. Таким чином, зародження кристалів при терті відбувається при менших переохолодженнях не через те, що оголюється свіжа активніша поверхня, а, ймовірно, внаслідок створення нових ступенів росту.

Таким чином, на підставі проведених експериментів встановлено, що при переохолодженнях, значно менших, ніж спонтанне переохолодження, у розплаві можуть існувати кристалічні зародки, здатні зростати за наявності джерел шарів. Тому, тертя поверхонь у переохолодженій рідині викликає зародження кристалів не внаслідок оголення нових активних центрів, енергетично більш вигідних для флуктуації, а через механічний вплив на адсорбовані на поверхні нерозчинних домішок зародків і створення при цьому ступенів зростання.

Аналогічно пояснюється вплив будь-якого фізичного впливу, здатного призвести до механічного впливу на зародок. Вплив вібрації та ультразвуку в процесі охолодження розплаву підвищує швидкість зародження кристалів через те, що кавітаційна ерозія та перемішування створюють на адсорбованих зародках джерела шарів росту.

При цьому їх вплив ефективніший, якщо у розплаві є механічні домішки, які за рахунок тертя між собою та стінками судини створюють щаблі на адсорбованих зародках.

Список літератури

1. Овсиенко Д.Е. Зарождение и рост кристаллов из расплава. – Киев: Наукова Думка, 1994. – 256 с.
2. Данилов В.И. Строение и кристаллизация жидкости. – Киев: Издательство АН УССР, 1956. – 568 с.
3. Нурадинов А.С. Влияние перегрева, ультразвука и давления на величину предельного переохлаждения сплава // Процессы литья, 1997, №2, с.17-20.
4. Нурадинов А.С. Механизм влияния перегрева на переохлаждение расплава // Процессы литья, 1997, №3, с.55-58.
5. Межидов В.Х., Нурадинов А.С., Эльдарханов А.С., Таранов Е.Д. О механизме образования и роста кристаллических зародышей в расплавах // Процессы литья №6, 2010, с. 3 -7.
6. Гельперен Н.И., Носов Г.А. Основы техники кристаллизации расплавов. – М.: Химия, 1975. – 351 с.

УДК 621

П.С. Пензєв

Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», Харків

ІНЖЕНЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПРОЦЕСІВ ЛИТТЯ СКЛАДНИХ КОРПУСНИХ ВИЛИВКІВ НА ПРИКЛАДІ ДЕТАЛІ-ПРЕДСТАВНИКА ДВИГУНУ ТИПУ 4ДТНА1

Відомо, що управління кристалізацією сплаву відіграє найважливішу роль для отримання якісної литої деталі. Поява дефектів усадкового характеру в тілі литої деталі призводить до таких наслідків, як зниження механічних характеристик деталі, її зносостійкості, поява тріщин у місцях утворення дефектів тощо.

Сучасні тенденції проектування технологічного процесу під час виробництва складних корпусних литих деталей двигунів внутрішнього згоряння (ДВЗ) здійснюються з урахуванням вимог зі збільшення потужності та мінімізації викидів токсичних

компонентів, що призводять до збільшення термомеханічних навантажень на деталі та вузли двигуна.

Скорочення термінів проектування та удосконалення технології виробництва таких деталей представника складних корпусних виливків як блок циліндрів 4ДТНА-1 є складно здійсненним завданням без застосування методики комп'ютерно-інтегрованого проектування. Тому необхідно виконати інженерне моделювання ливарних технологічних процесів виробництва блока циліндрів з подальшим аналізом результатів фазового переходу, структури сплаву, дефектів, що виникають, для визначення етапів удосконалення технології, а також для визначення граничних і початкових умов для термо-міцнісних розрахунків. Дослідження проводяться в програмних комплексах NovaFlow і ANSYS. За результатами моделювання, виконаного в середовищі NovaFlow, було виявлено області ймовірного утворення дефектів і обрано методи їх усунення.

УДК 669.018.23:620.18

А. Г. Пригунова, В. Д. Бабюк, Є. А. Жидков, М. В. Кошелєв, Т.Г. Цір

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

e-mail: adel_nayka@ukr.net

РОЛЬ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ У ПРОЦЕСАХ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТА ФОРМУВАННЯ ЗАЛІЗОВМІСНИХ ФАЗ У СПЛАВІ АК5М2 З 0,8 % ЗАЛІЗА

Методами термодинамічного моделювання з використанням програмного забезпечення фірми «Thermo-Calc» (Швеція), термічного аналізу (ДТА, ДСК) [1] та «стоп-гартування» [2] визначено фазові перетворення в сплаві АК5М2 з 0,8 % заліза за умов кристалізації, наближених до рівноважних: 1 – P → Al_α; 2 - P → β-FeSi₂Al₅ (β) + Al_α; 3 - P → α-(Fe,Mn,Cu)₃Si₂Al₁₅ (α*) + β + Al_α; 4 - P → α* + β + Si + Al_α; 5 - P + β → π-FeMg₃Si₆Al₈ (π) + Si + Al_α; 6 - P → θ-CuAl₂ + Si + Al_α, P → θ-CuAl₂ + Mg₂Si + Si + Al_α.

У промисловому виробництві такі умови практично не реалізуються. В роботі досліджено вплив швидкостей охолодження в двофазній області рідко-твердого стану 0,35; 2; 70 °С/с на процеси структуроутворення сплаву АК5М2 з 0,8 % заліза. Заливання розплаву в форми з різним теплофізичними характеристиками здійснено при температурі 650 °С. Результати досліджень наведено на рис. 1–7.

При охолодженні сплаву в мідній формі діаметром 20 мм, в якій швидкість охолодження складає 70 °С/с, приповерхневі ділянки вилівка представлено дендритами

твердого розчину алюмінію, що витягнуті в напрямку тепловідведення – від поверхні вилівка до його центру (див. рис. 1 а, г). Зона стовпчастих кристалів простягається на відстань майже до 5 мм. По мірі просування фронту тверднення (див. рис. 1, б, в, д, ж) збільшується розмір дендритних комірок – їх площа (S) (див. рис. 4, а), зменшується фактор їх форми (l) (див. рис. 4, б), який визначали як відношення більшого розміру дендритної комірки до меншого. Не дивлячись на збільшення площі дендритних комірок в центральних зонах вилівка, вони стають більш рівновісними. В структурі вилівка присутня достатньо велика кількість голкоподібної фази β , зміну розміру якої по радіусу вилівка наведено на рис. 5. Збільшення її розміру від периферії до центру вилівка обумовлено деяким зменшенням тепловідведення і відповідно швидкості охолодження в цьому напрямку. Внаслідок того, що атоми заліза практично не розчиняються в алюмінію (0,01 % – 0,05 %), вони накопичуються на фронті тверднення, який пересувається до центру вилівка, де зафіксоване деяке збільшення кількості β -фази (див. рис. 1, в, ж).

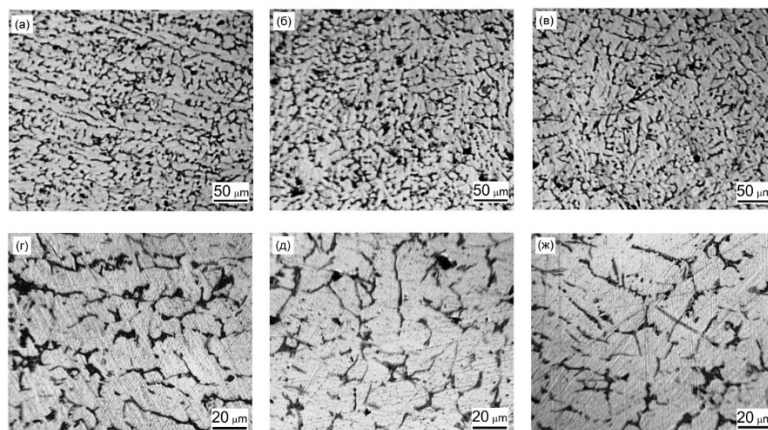


Рис. 1 – Мікроструктура вилівка сплаву АК5М2 з 0,8 % Fe при швидкості охолодження 70 °C/с: а, г – приповерхнева ділянка вилівка, що контактує з формою; б, д – ділянка вилівка на половині його радіусу; в, ж – центр вилівка

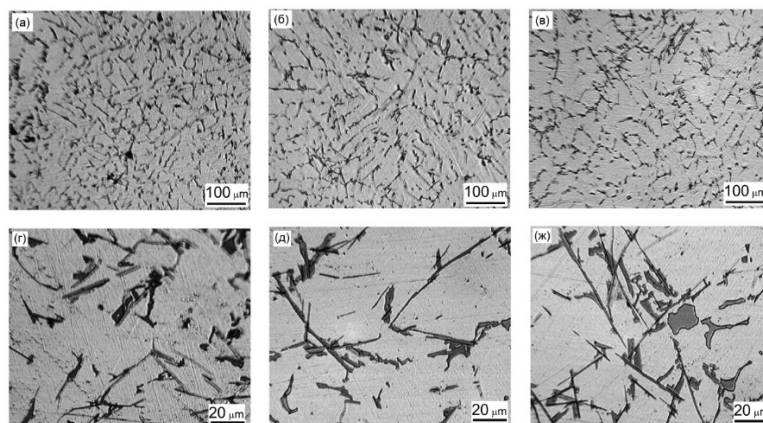


Рис. 2 – Мікроструктура виливка сплаву АК5М2 з 0,8 % Fe при швидкості охолодження 2 °С/с: а, г – приповерхнева ділянка виливка, що контактує з формою; б, д – ділянка виливка на половині його радіусу; в, ж – центр виливка

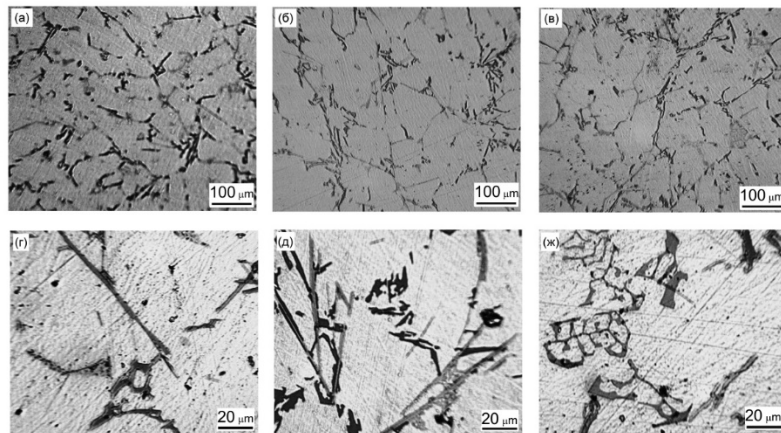
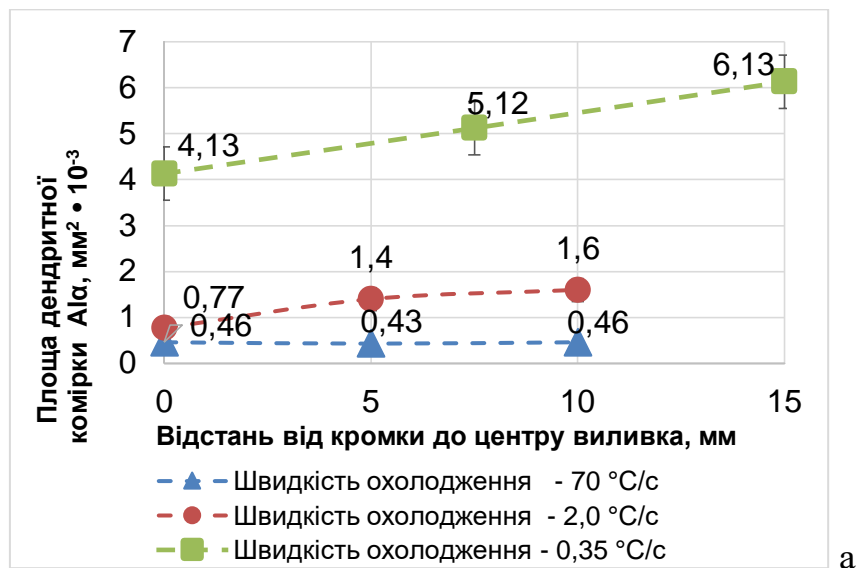


Рис. 3 – Мікроструктура виливка сплаву АК5М2 з 0,8 % Fe при швидкості охолодження 0,35 °С/с: а, г – приповерхнева ділянка виливка, що контактує з формою; б, д – ділянка виливка на половині його радіусу; в, ж – центр виливка



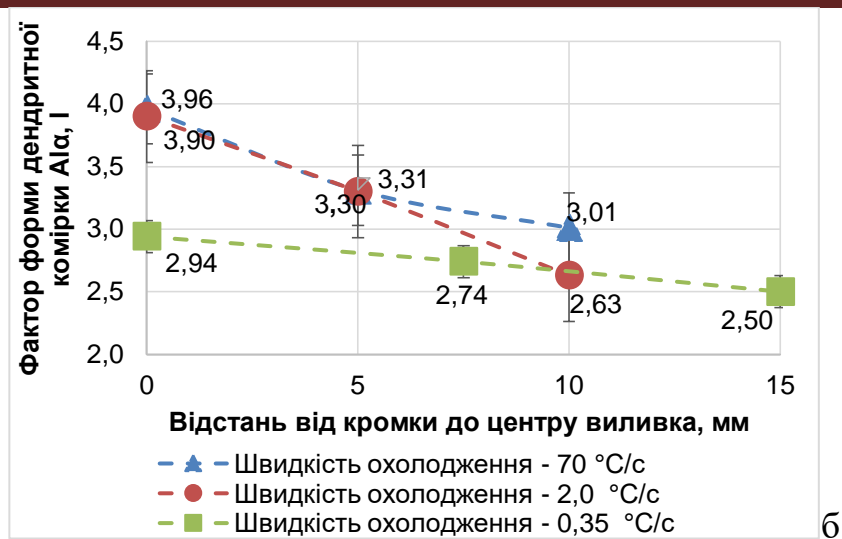


Рис. 4 – Зміна розміру (а) та фактору форми (б) дендритної комірки твердого розчину алюмінію по радіусу виливка у залежності від швидкості охолодження

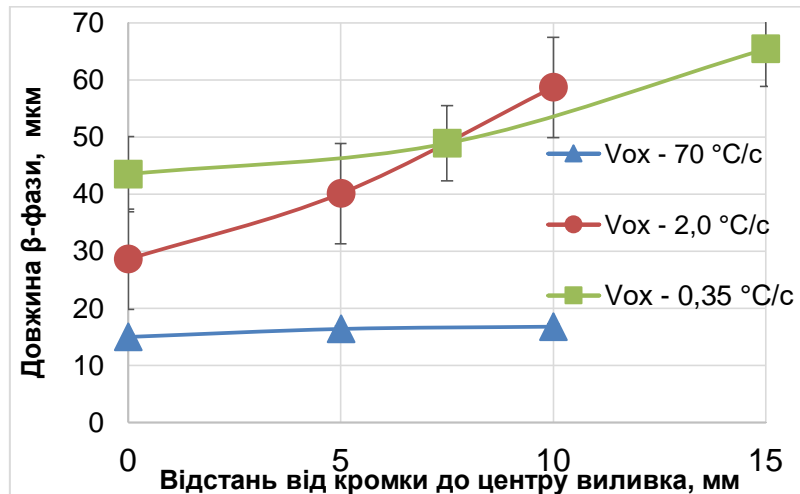
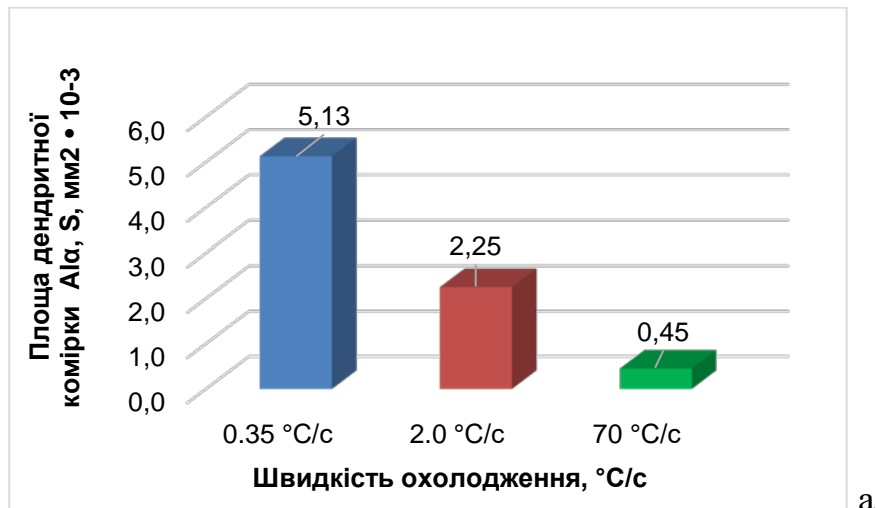


Рис. 5 – Зміна розміру β-фази по радіусу виливка в залежності від швидкості охолодження сплаву АК5М2 з 0,8 % Fe



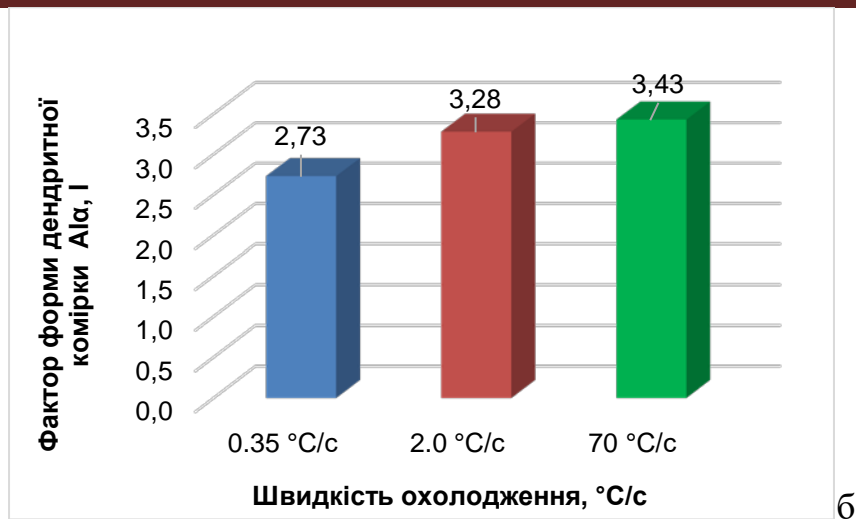


Рис. 6 – Зміна розміру (а) та фактору форми (б) дендритної комірки твердого розчину алюмінію у залежності від швидкості охолодження сплаву АК5М2 з 0,8 % Fe

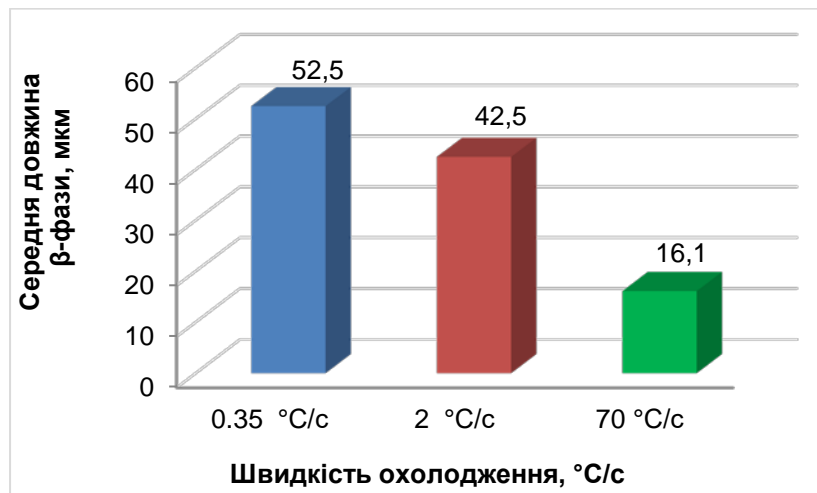


Рис. 7 – Залежність розміру β -фази від швидкості охолодження сплаву АК5М2 з 0,8 % Fe

При швидкості охолодження 70 °C/c кристали α^* - фази в структурі майже відсутні. За умови, наближені до рівноважного стану [2], інтерметалід α^* утворюється на третьому етапі тверднення після виділення із розплаву фази β за реакцією: $P \rightarrow \beta + Al_{\alpha}$, яка реалізується при суттєво меншому переохолодженні (ΔT) порівняно з реакцією $P \rightarrow \beta + \alpha^* + Al_{\alpha}$, за якою утворюється α^* -фаза. Тому евтектичне перетворення, за яким формується фаза α^* , придушується.

При зменшенні швидкості охолодження в рідко-твердому стані до 2 °C/c (див. рис. 2) і 0,35 °C/c (див. рис. 3), які реалізуються в промислових умовах при одержанні

випливаючи відповідно в металевому кокілі та піщаній формі, загальні закономірності формування структури по перетину виливків зберігаються при суттєвому збільшенні розміру дендритних комірок Al_α (див. рис. 6, а), кристалів β -фази (див. рис. 7) і об'ємної частки α^* -фази (див. рис. 2, в, ж і 3, в, ж), особливо при швидкості охолодження $0,35$ °C/с. При охолодженні зі швидкістю 2 °C/с зона стовпчастих кристалів суттєво зменшується, а при $0,35$ °C/с практично відсутня.

Незалежно від швидкості охолодження, тенденції зміни і абсолютні значення фактору форми дендритних комірок твердого розчину алюмінію по радіусу виливка близькі, при деякому більш високому ступеню рівності дендритних комірок по перетину виливків, охолоджених зі швидкістю $0,35$ °C/с (див. рис. 4, б). Як і при швидкості охолодження 70 °C/с, у напрямку від поверхні до центру виливка збільшується як розмір кристалів фази β , так і α^* (див. рис. 2 і 3). Загалом, зменшення швидкості охолодження сплаву АК5М2, що містить $0,8$ % заліза, з 70 °C/с до $0,35$ °C/с призводить до збільшення розміру структурних складових (див. рис. 1-3, 6, 7), до перерозподілу об'ємних часток інтерметалідів β і α^* – з деяким збільшенням кількості останньої.

Список літератури

1. Пригунова А.Г. Термодинамічне моделювання і термічна аналіза стопу АК5М2 із $0,8$ – $3,3$ % ферума / А.Г. Пригунова, О.А. Щерецький, М.В. Кошелев, В.Д. Бабюк, Є.А. Жидков // *Металофізика та новітні технології*. – 2022. - Т 44. - № 5. – С. 671–689.

2. Пригунова А.Г. Вплив заліза на фазові перетворення в сплаві АК5М2 / А.Г. Пригунова, Л.К. Шеневідько, М.В. Кошелев, В.Д. Бабюк, Є.А. Жидков // *ЛИТВО. МЕТАЛУРГІЯ. 2022: Матеріали XVIII Міжнародної науково-практичної конференції (04-06 жовтня 2022 р., м. Харків-м. Київ) / Під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. – Харків, НТУ «ХПІ». – 2022.- С. 119-121.*

А. Г. Пригунова, В. Д. Бабюк, Є. А. Жидков, М. В. Кошелєв, Т.Г. Цір

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

e-mail: adel_nayka@ukr.net

**ВПЛИВ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ НА МІКРОСТРУКТУРУ ТА ФАЗОВИЙ СКЛАД
ЗАЛІЗОВІСНИХ ІНТЕРМЕТАЛІДІВ У СПЛАВІ АК5М2 З ВМІСТОМ ЗАЛІЗА 3,3 %**

В Україні відсутнє виробництво первинного алюмінію та сплавів на його основі. Основним сировинним ресурсом є брухт та відходи, що забруднені шкідливими домішками, у тому числі залізом, вміст якого в алюмінієвій сировині з кожним роком збільшується. Ураховуючи негативний вплив заліза на властивості промислових силумінів, його кількість в сплавах, призначених для лиття в кокіль, обмежено 0,7 - 0,8 % (ДСТУ 2839 – 94). Тому дослідження, спрямовані на розширення можливостей використання ливарних алюмінієвих сплавів з підвищеною концентрацією заліза, визначення закономірностей їх структуроутворення, факторів впливу на процеси формування залізовмісних фаз, їх морфологію, що взаємопов'язані з механічними властивостями, не втрачають своєї актуальності.

Метою роботи є визначення впливу швидкості охолодження на мікроструктуру виливків зі сплаву АК5М2 з 3,3 % заліза; склад і форми зростання залізовмісних фаз.

Розплав при температурі 650 °С заливали в форми з різними теплофізичними характеристиками, швидкості охолодження в яких наведено в таблиці.

Вид форми	Швидкість охолодження розплаву, °С/с	Швидкість охолодження у двофазній області рідко-твердого стану, °С/с
Тонкостінна (0,2 мм) сталева форма діаметром 30 мм	2	0,35
Сталева форма з товщиною стінки 2 мм, діаметром 20 мм	6,6	2
Мідна циліндрична форма діаметром 20 мм	95	70

Мікроструктури виливків, охолоджених у рідко-твердому стані зі швидкостями 0,35; 2,0; 70 °С/с, і результати статистичної обробки даних структурного аналізу наведено на рис 1-7.

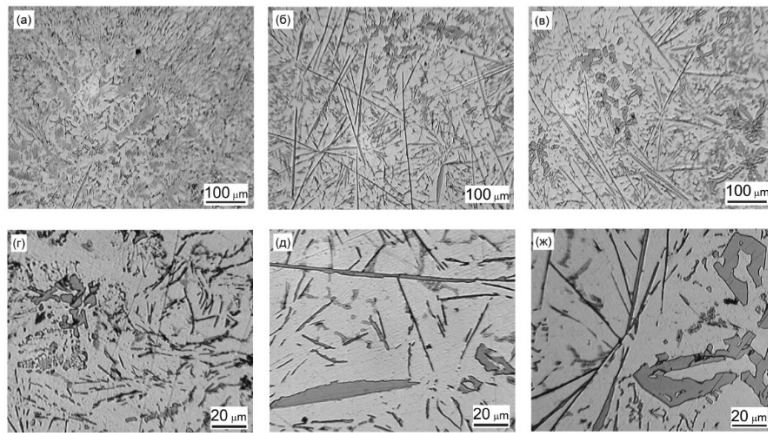


Рис. 1 – Мікроструктура виливка сплаву АК5М2 з 3,3 % Fe при швидкості охолодження 70 °С/с: а, г – приповерхнева ділянка виливка, що контактує з формою; б, д – ділянка виливка на половині його радіусу; в, ж – центр виливка

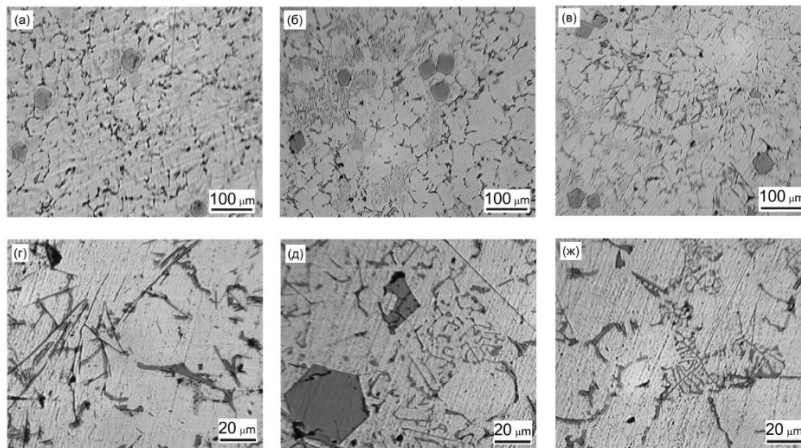


Рис. 2 – Мікроструктура виливка сплаву АК5М2 з 3,3 % Fe при швидкості охолодження 2 °С/с: а, г – приповерхнева ділянка виливка, що контактує з формою; б, д – ділянка виливка на половині його радіусу; в, ж – центр виливка

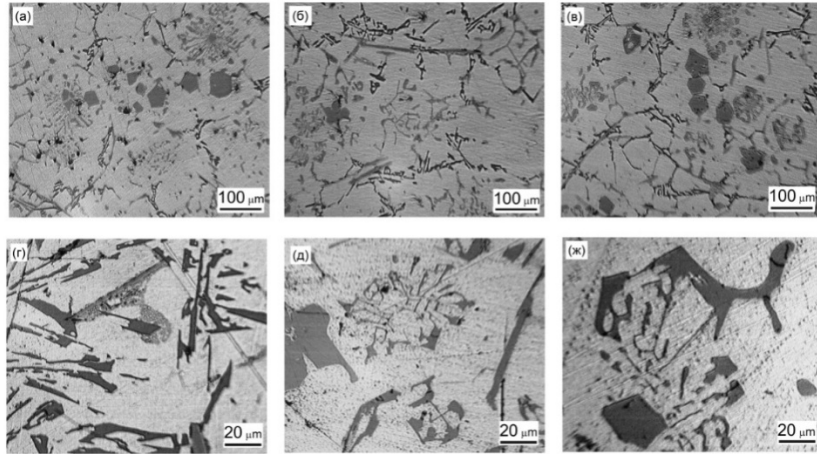


Рис. 3 – Мікроструктура вилівка сплаву АК5М2 з 3,3 % Fe при швидкості охолодження 0,35 °С/с: а, г – приповерхнева ділянка вилівка, що контактує з формою; б, д – ділянка вилівка на половині його радіусу; в, ж – центр вилівка

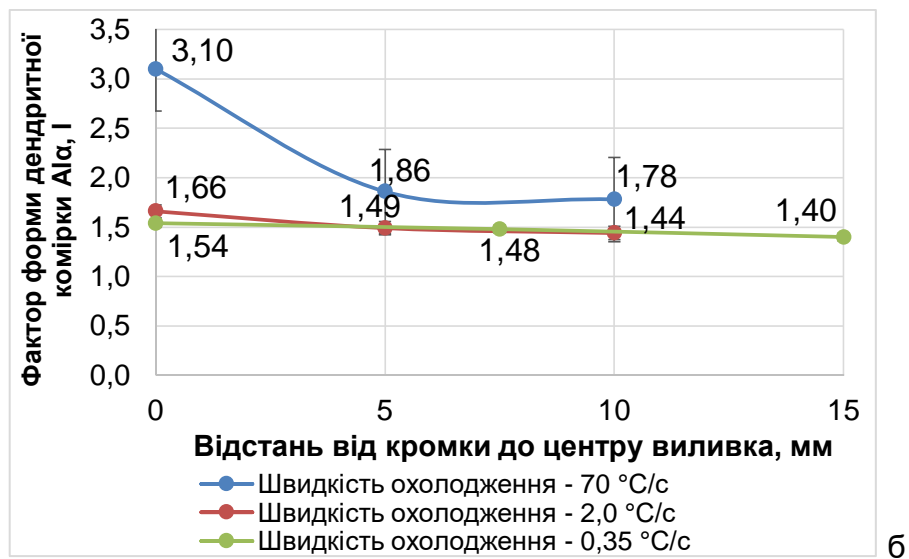
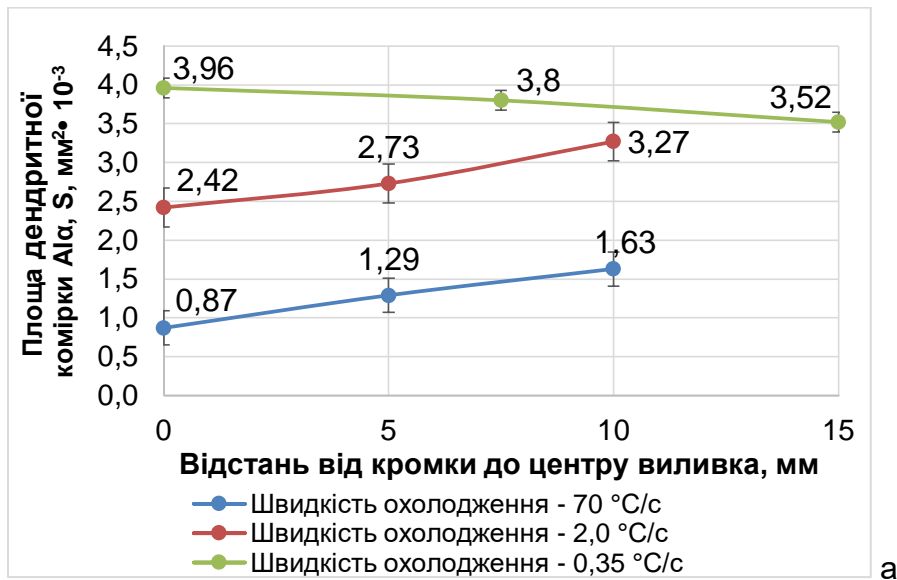


Рис. 4 – Зміна розміру (а) та фактору форми (б) дендритної комірки твердого розчину алюмінію по радіусу виливка у залежності від швидкості охолодження

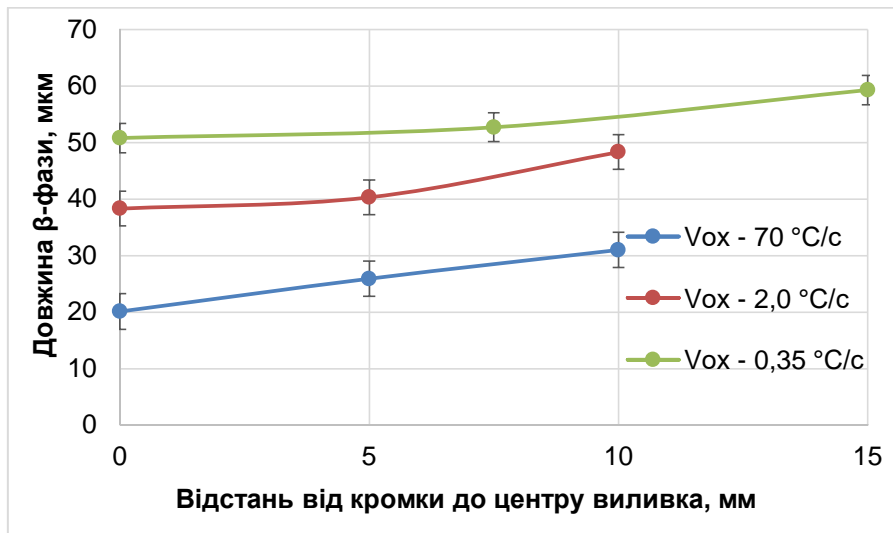
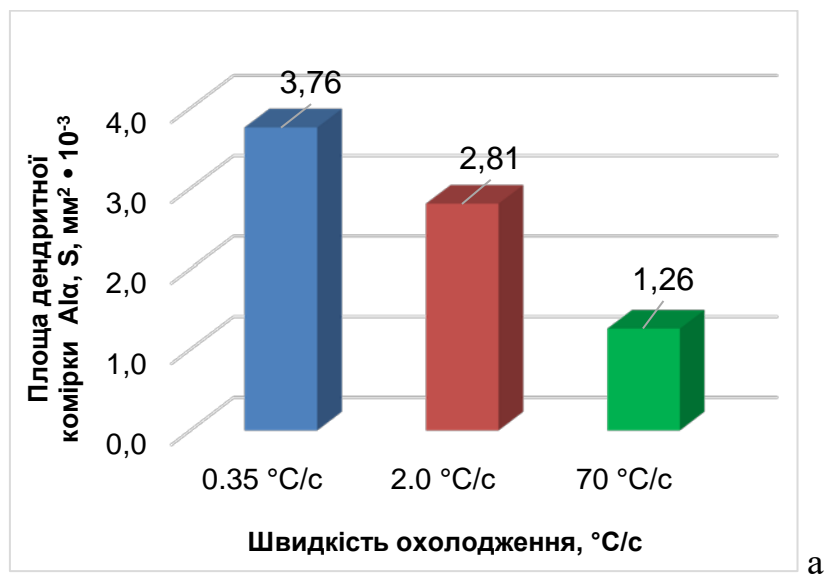


Рис. 5 – Зміна розміру β -фази по радіусу виливка в залежності від швидкості охолодження сплаву АК5М2 з 3,3 % Fe



а

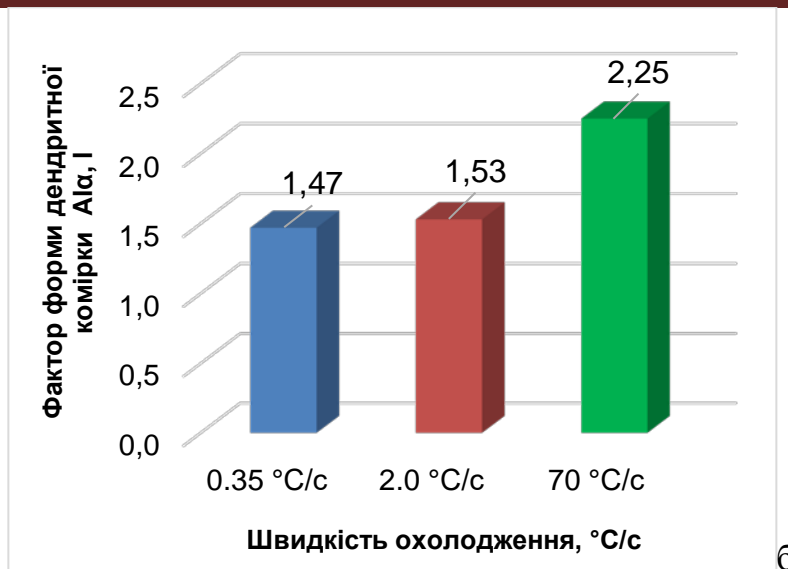


Рис. 6 – Зміна розміру (а) та фактору форми (б) дендритної комірки твердого розчину алюмінію у залежності від швидкості охолодження сплаву АК5М2 з 3,3 % Fe

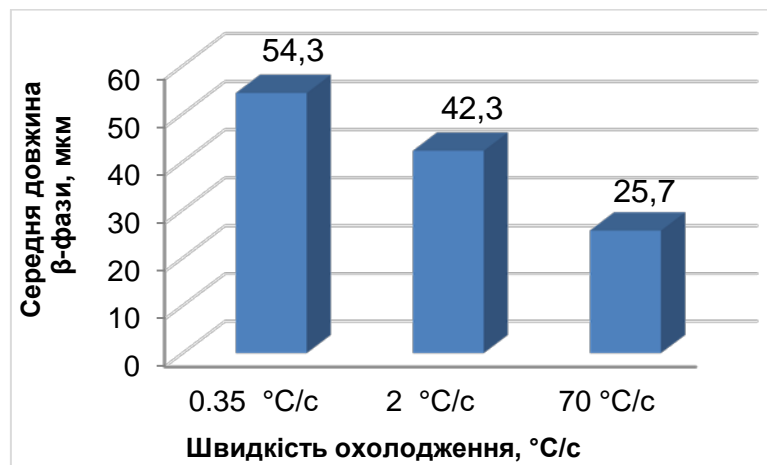


Рис. 7 – Залежність розміру β-фази від швидкості охолодження сплаву АК5М2 з 3,3 % Fe

Методами термодинамічного моделювання з використанням програмного забезпечення фірми «Thermo-Calc», термічного аналізу (ДТА, ДСК) та «стоп-гартування» встановлено, що в сплаві АК5М2 з 3,3 мас. % утворюється дві первинні залізовмісні фази – $Al_{13}Fe_4$ (Al_3Fe) і $\alpha-(Fe,Mn,Cu)_3Si_2Al_{15}$ (α^*), що суттєво позначається на подальшому процесі тверднення, збільшує гетерогенність структури.

При швидкості охолодження 70 °C/c в структурі присутня велика кількість первинних кристалів фази $Al_{13}Fe_4$ голкоподібної форми розміром від 100 мкм до 400 мкм та дендрити фази α^* площею близько 100 мкм² – 200 мкм², об'ємна частка яких більша на половині радіусу і в центрі виливка. Останнє пов'язано з деяким збільшенням вмісту

заліза в цих зонах виливка, зумовлене накопиченням заліза на фронті тверднення і збільшенням його концентрації по радіусу виливка в процесі просування фронту тверднення зі швидкістю, пропорціональній швидкості охолодження в рідко-твердому стані. В цих зонах можуть утворюватися залізовмісні фази, кількість, склад і морфологія яких характерні для сплавів, у яких у рівноважному стані вміст заліза перевищує 3,3 % (див. рис. 1 в, ж). Крім первинних, в структурі присутні евтектичні залізовмісні фази α^* і β , розмір яких збільшується в напрямку від поверхні до центру виливка (див. рис. 1, 5).

На відміну від сплавів з меншою концентрацією заліза (0,8 - 2,0 %) при швидкості охолодження 70 °C/c у напрямку від поверхні до центру виливка спостерігається зменшення, а не збільшення площі дендритних комірок Al_α (див. рис. 4, а). Зменшується їх фактор форми (див. рис. 4, б). Такі структурні зміни пов'язані з тим, що тугоплавкі включення первинних залізовмісних фаз, кількість яких досить велика в цих зонах виливка (див. рис. 1 б, в, д, ж), є додатковими центрами кристалізації твердого розчину алюмінію, первинні кристали якого виділяються після формування первинних залізовмісних фаз $Al_{13}Fe_4$ і α^* .

При зниженні швидкості охолодження до 2 °C/c і 0,35 °C/c (див. рис. 2, 3) частка первинних кристалів залізовмісних фаз, особливо $Al_{13}Fe_4$, значно зменшується, збільшується їх розмір, а також розмір інших структурних складових (див. рис. 4, а; 5; 6, а; 7). При цих швидкостях охолодження переважно утворюються первинні дендрити фази α^* , гілки яких у перетині мають форму багатогранників. Внаслідок зменшення кількості первинних залізовмісних фаз закономірності зміни розміру, фактора форми Al_α (див. рис. 4) і розміру фази β (див. рис. 5) по радіусу виливка при цих швидкостях охолодження аналогічні сплавам з концентрацією заліза 0,8 – 2 %. Збільшується об'ємна частка евтектичних кристалів α^* . При охолодженні зі швидкістю 0,35 °C/c відбувається суттєве їх огрубіння (див. рис. 3).

УДК 669.018.23:66.045.5

А. Г. Пригунова, Є. А. Жидков, В. Д. Бабюк

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

e-mail: adel_nayka@ukr.net

ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ СПЛАВУ ВАЛ10 ДРІБНОКРИСТАЛІЧНИМИ ЛІГАТУРАМИ

При постійно зростаючих вимогах до металопродукції традиційні шляхи підвищення її властивостей стають все менш ефективними. Резервом поліпшення фізико-

механічних, експлуатаційних характеристик алюмінієвих сплавів, удосконалення їх структури є способи модифікування, засновані на явищі структурної спадковості [1-3], практичне застосування якого полягає у передачі закладеної в шихті інформації через рідку фазу і її прояв при твердненні та подальшому використанні литого виробу. З таких позицій важливе значення мають дослідження, спрямовані на одержання ефективних модифікаторів нового класу з використанням процесів високошвидкісного охолодження, здатних впливати на структуру, фазовий склад та пов'язані з ними властивості.

Для підвищення зносостійкості високоміцного ливарного алюмінієвого сплаву ВАЛ10 в роботі використано метод модифікування, в основі якого використання швидкоохолоджених ($V_{\text{охол.}} \geq 10^5 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$) дрібнокристалічних лігатур AlTi5 і AlZr10, а також лігатури хімічного складу базового сплаву з нанорозмірною величиною інтерметалідів і кристалів Al α .

Спеціально підготовлені лігатури являють собою переривисті стрічки («чіпси») товщиною від 100 до 500 мкм. «Чіпси», які попередньо компактували, вводили до розплаву при його перегріві вище температури ліквідусу ($651 \text{ }^\circ\text{C}$) на $69\text{-}70 \text{ }^\circ\text{C}$ у такій кількості: лігатуру на основі базового сплаву ВАЛ10 – 12 мас. %; лігатури AlTi5 і AlZr10 – у перерахунку на чистий титан і цирконій відповідно 0,15 мас. % і 0,25 мас. %.

Трибологічні дослідження здійснювали на розробленій установці для вимірювання коефіцієнта тертя і зносостійкості сплавів в умовах ультралегкого зносу з регульованою швидкістю обертання контртіла і фіксацією випробуваного зразка, що гарантує повний збіг поверхонь тертя зразка і контртіла після дискретних вимірювань. При встановленому навантаженні (250 г) за допомогою розробленого програмного забезпечення проводили вимірювання сили тертя із заданою частотою і розрахунок коефіцієнта тертя за виразом:

$$\mu = F/N,$$

де μ - коефіцієнт тертя; F - сила тертя, Гс; N - навантаження по нормалі, г.

Дослідний зразок являє собою циліндр діаметром 8 мм і довжиною від 20 мм до 25 мм. В якості контртіла використано зразок із сірого чавуну марки СЧ-20. Програмне забезпечення (програма ViewPort) дозволяє здійснювати запис сили тертя (рис. 1) в діапазоні від 0 км до 99 км дистанції пробігу зразка, за величиною якої розраховували коефіцієнт тертя дослідного зразка. Дані дослідження записували в окремий файл, результати якого обробляли з використанням відомих програм, таких як Origin, Статистика.

Результати трибологічних досліджень сплаву ВАЛ10, модифікованого різними способами, наведено на рисунках 1, 2 та в таблиці.

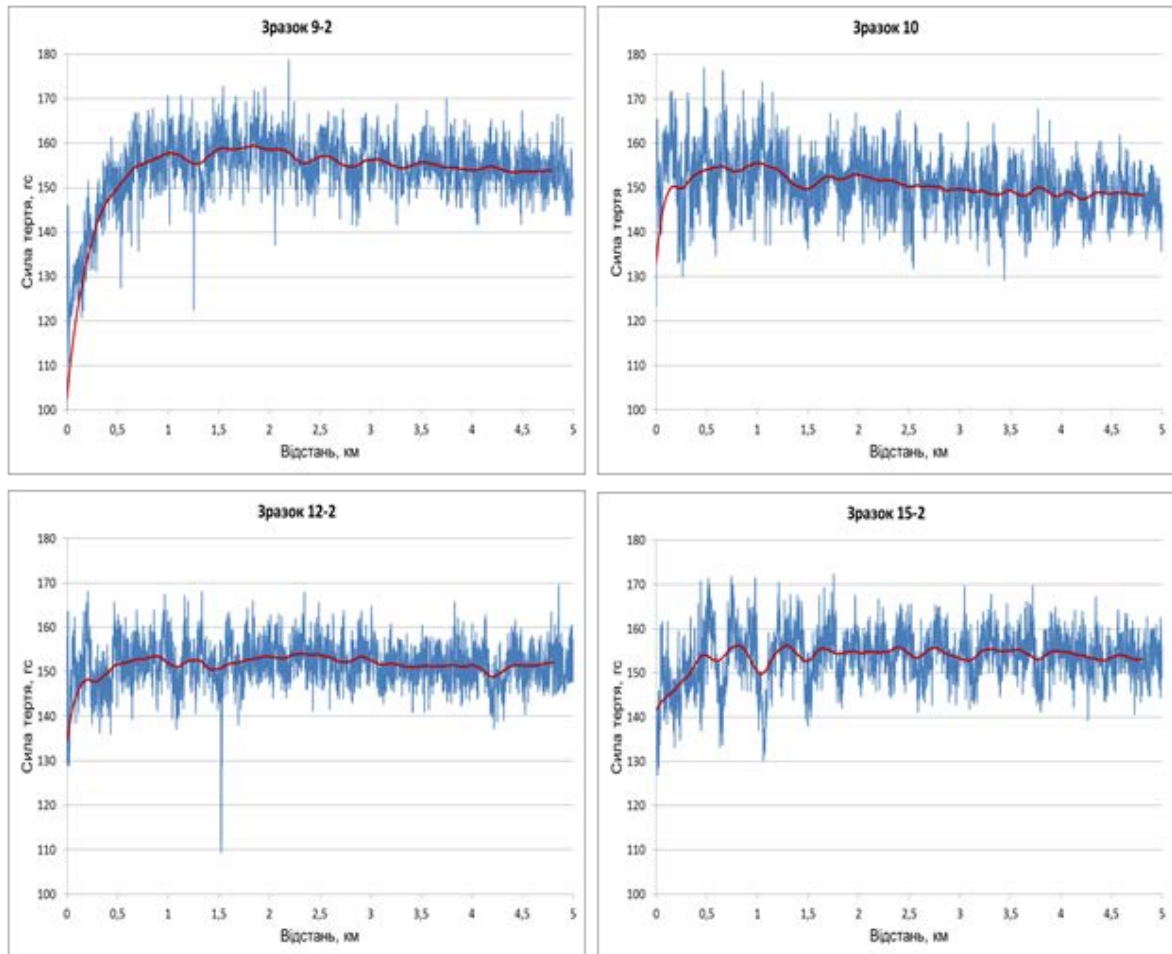


Рис. 1 – Діаграми сили тертя зразків сплаву ВАЛ10, охолоджених у литому стані зі швидкістю 33 °С/с, при різних схемах модифікування: 9-2 – немодифікований сплав; 10 – сплав, модифікований 12 мас. % «чїпсів» зі сплаву ВАЛ10; 12-2 – модифікований 0,15 мас. % Ті; 15-2 - модифікований 0,25 мас. % Zr

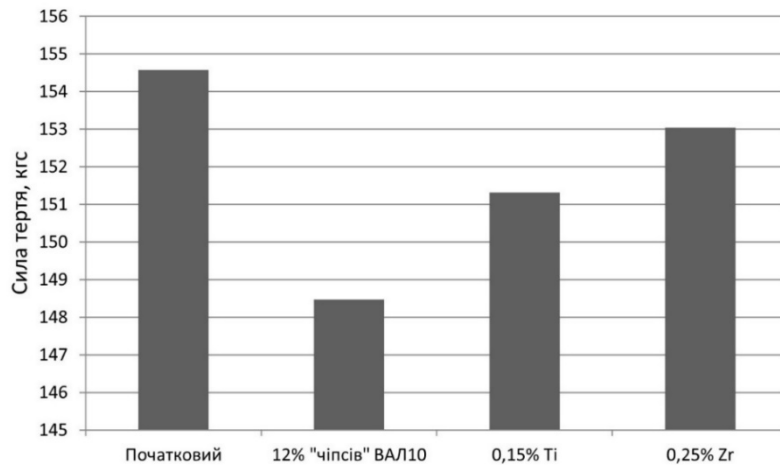


Рис. 2 – Залежність сили тертя в сплаві ВАЛ10, охолодженого в литому стані зі швидкістю 33 °С/с, від способу модифікування дрібнокристалічними лігатурами

Таблиця – Експериментальні дані коефіцієнту тертя та зносу сплаву ВАЛ10 при різних способах модифікування

Зразок*	Вага до випробування, г	Вага після випробування, г	Втрата ваги, г	Коефіцієнт тертя
9-2	5,0317	5,0057	0,0260	0.394
10	6,2048	6,1844	0,0204	0.378
12-2	3,5218	3,5004	0,0214	0.386
15-2	5,0634	5,0396	0,0238	0.390

* 9-2 – вихідний сплав; 10 – сплав, модифікований 12 мас. % «чіпсів» складу сплаву ВАЛ10; 12-2 – модифікування «чіпсами» із лігатури AlTi5 у перерахунку на 0,15 мас. % Ti; 15-2 - модифікування «чіпсами» із лігатури AlZr10 у перерахунку на 0,25 мас. % Zr

Експериментально встановлено, що модифікування дрібнокристалічними лігатурами підвищує зносостійкість сплаву ВАЛ10. Найкраща зносостійкість досягається при введенні до розплаву дрібнокристалічних частинок складу базового сплаву в кількості 12 мас. %. Такий спосіб модифікування дозволяє на 21,5 % зменшити втрату ваги в процесі сухого тертя, на 4 % зменшити силу і коефіцієнт тертя (див. табл., рис. 2), що сприяє подовженню терміну експлуатації виливків в умовах абразивного зносу.

1. *Никитин В.И.* Наследственное влияние структуры лигатур на эффективность модифицирования сплава АК9ч / В.И. Никитин, Д.С. Кривопапов, К.В. Никитин // Литейщик России. – 2012 – № 8. – С. 31 – 33.

УДК 669.018.23:66.045.5

А. Г. Пригунова, Є. А. Жидков, В. Д. Бабюк, Л. К. Шеневідько, Т. Г. Цір

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

e-mail: adel_nayka@ukr.net

СТРУКТУРА ТА МІЦНІСНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЛАВУ ВАЛ10, МОДИФІКОВАНОГО ДРІБНОКРИСТАЛІЧНИМИ ЛІГАТУРАМИ

Загальновідомо про підвищення властивостей алюмінієвих сплавів введенням до розплаву титану і цирконію, які відносяться до модифікаторів II роду і сприяють суттєвому подрібненню зерна. Очікується, що використання швидкоохолоджених ($V_{\text{охол.}} \geq 10^5 \text{ }^\circ\text{C/c}$) з рідкого стану стандартних лігатур AlTi5 і AlZr10 збільшить ефективність їх дії. Керуючись принципом структурної і розмірної відповідності Данкова-Конобєєвського, можна сподіватися, що використання охолодженої таким чином лігатури хімічного складу базового сплаву ВАЛ10 з дисперсними тугоплавкими інтерметалідними фазами також сприятиме його модифікуванню. Виходячи з вищенаведеного в роботі досліджено вплив модифікування дрібнокристалічними лігатурами AlTi5 і AlZr10, а також лігатурою складу базового сплаву на структуру та міцнісні характеристики ливарного алюмінієвого сплаву ВАЛ10.

Дрібнокристалічні лігатури, одержані високошвидкісним охолодженням у вигляді переривистих стрічок – «чіпсів» товщиною від 100 до 500 мкм, вводили до розплаву механічним замішуванням. Після чого його охолоджували з різними швидкостями. В рідко-твердому стані ці швидкості складали: 0,4; 1,8 і 33 $^\circ\text{C/c}$, що відповідає охолодженню в піщаній формі, підігрітому (280 $^\circ\text{C}$) і холодному (20 $^\circ\text{C}$) чавунному кокілі. Швидкоохолодженню лігатуру («чіпси») зі сплаву ВАЛ10 вводили до розплаву в кількості 0, 3, 6, 9, 12 мас. %, AlTi5 і AlZr10 – із розрахунку одержання в сплаві певної концентрації Ti та Zr, а саме: титану 0,05; 0,15; 0,25 мас. %; цирконію 0,05; 0,25; 0,5 мас.%. Температура модифікування в усіх випадках складала 720 $^\circ\text{C}$. Зразки, одержані литтям в

металевий кокіль, термообробляли за режимом Т6 який включає: одноступінчасте нагрівання до температури 545 °С, витримку 13 год. і охолодження у воді, старіння при температурі 170 °С, витримку 8 год. та охолодження на повітрі.

Результати досліджень показали, що при швидкості охолодження 0,4 °С/с мікроструктура вихідного базового сплаву ВАЛ10 складається з первинних кристалів твердого розчину алюмінію, переважно у вигляді грубих дендритів середнім розміром 862 мкм, по границях яких розташовано фази Al_3Ti , $Al_{12}Mn_2Cu$ та евтектика $Al\alpha + Al_2Cu$. Введення до розплаву дрібнокристалічних частинок сплаву ВАЛ10 призводить до переходу від дендритної до недендритної структури, зменшення розміру кристалів $Al\alpha$. Зокрема, при масовій частці добавок 12 % – у понад 8 разів: з 862 мкм до 106 мкм. Нівелюється різниця між максимальним і мінімальним розміром кристалів $Al\alpha$. Якщо у вихідному сплаві ця різниця більш ніж в 5 разів, то після модифікування дрібнокристалічними добавками – в 1,5-1,7 рази. Зменшується їх розмірний фактор (відношення більшого розміру кристалу до меншого): з 2,15 – у вихідному сплаві до 1,0-1,3 – у модифікованому. Підвищується мікротвердість $Al\alpha$, зменшується електропровідність сплаву ВАЛ10 (рис. 1), що найбільш ймовірно обумовлено підвищенням ступеня пересичення $Al\alpha$ переважно атомами міді та кадмію.

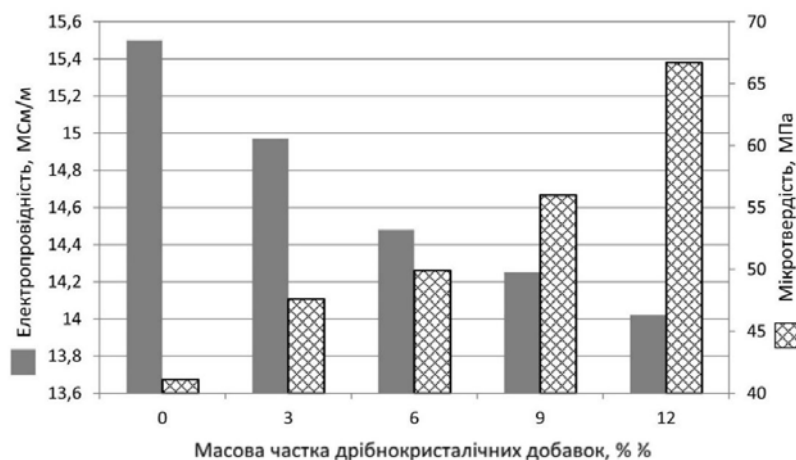


Рис. 1 – Вплив модифікування дрібнокристалічними добавками на електропровідність сплаву ВАЛ10, мікротвердість твердого розчину алюмінію

За принципом Данкова-Конобеєвського кристаліграфічна та розмірна відповідність елементів структури швидкоохолоджених добавок та сплаву ВАЛ10, що модифікується, призводить до зменшення енергії утворення фаз при кристалізації. Разом з появою великої кількості додаткових центрів кристалізації, це сприяє формуванню модифікованої дрібнокристалічної структури виливків. Підвищення швидкості охолодження сплаву ВАЛ10 від 0,4 °С/с до 1,8 °С/с призводить до зміни його мікроструктури

в литому стані, перш за все, морфології кристалів $Al\alpha$: з переважно грубої дендритної на розгалужену дендритну, з утворенням гілок n -порядку. Зменшується дендритний параметр $Al\alpha$ з 78 мкм до 17 мкм, а також розмір інших структурних складових, збільшується об'ємна частка та ступінь диференціювання евтектики $Al\alpha + Al_2Cu$. Модифікування титаном і цирконієм призводить до зменшення розміру кристалів $Al\alpha$. Зокрема, при 0,15 % титану в середньому більше ніж в 2-3 рази.

Мікроструктури термооброблених зразків зі сплаву ВАЛ10, охолоджених у двофазній області зі швидкістю 1,8 °C/c, наведено на рис. 2.

Вони суттєво відрізняються від литих немодифікованих сплавів, охолоджених з такою ж швидкістю. Мають дрібнокристалічну структуру, зумовлену впливом модифікуючих добавок, а також структурні та фазові відзнаки, придбані внаслідок термічної обробки. Так, модифікування дрібнокристалічними добавками призводить до часткової глобулізації кристалів твердого розчину алюмінію, особливо при легуванні титаном в кількості 0,05 мас. % і 0,15 мас. %, коли перехід від дендритної до недендритної структури $Al\alpha$ спостерігається як при швидкості охолодження 1,8 °C/c, так і 33 °C/c. Зі зниженням швидкості охолодження до 1,8 °C/c $Al\alpha$ глобулярної морфології виявлено і при 0,05 мас. % цирконію. Після гартування при термічній обробці в структурі присутні нерозчинні в алюмінії надлишкові фази Al_3Ti , $Al_{12}Mn_2Cu$. Фаза Al_2Cu (θ) повністю переходить у твердий розчин алюмінію. Це забезпечує зміцнення сплаву при старінні і збільшення мікротвердості $Al\alpha$ у вихідному сплаві ВАЛ10 з 55,3 МПа в литому стані до 152 МПа – після термообробки.

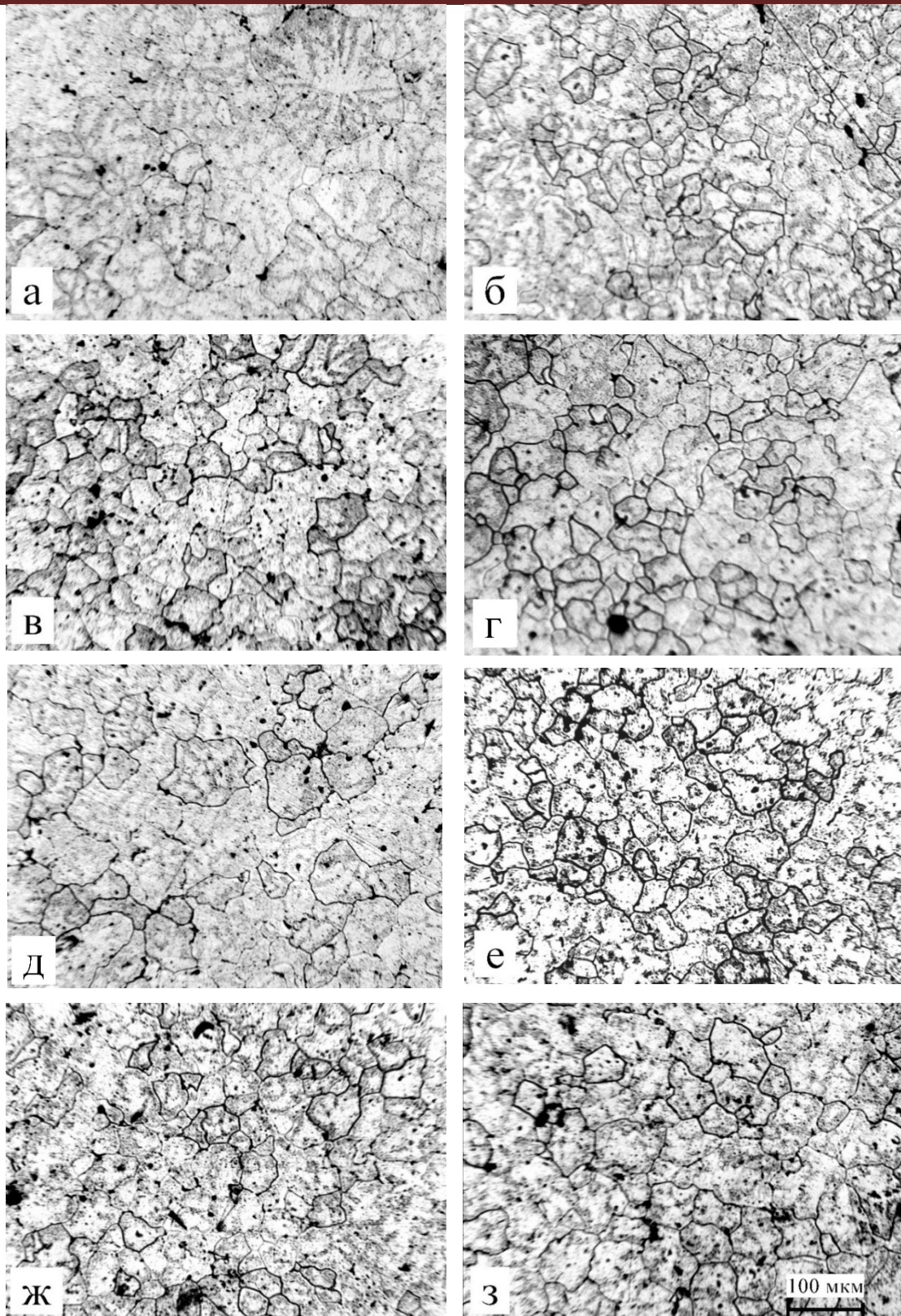


Рис. 2 – Мікроструктури сплаву ВАЛ110, а – немодифікований сплав; б-з – модифікування дрібнокристалічними добавками («чіпси»); б – сплав ВАЛ110; в, г, д –лігатура AlTi5, в – 0,05 мас. % Ti, г – 0,15 мас. % Ti, д – 0,25 мас. % Ti; е, ж, з –лігатура AlZr10, е – 0,05 мас. % Zr, ж – 0,25 мас. % Zr, з – 0,5 мас. % Zr

У структурі термооброблених виливків зменшується об'ємна частка евтектики $Al\alpha + Al_2Cu$, що пов'язано з розчиненням фази Al_2Cu . По границях і в об'ємі зерен твердого розчину алюмінію виділяються у великій кількості інтерметалідні фази розміром від 2 мкм до 7,7 мкм, з параметром форми близьким до 1. На їх фоні ледь помітні тонкі пластинчасті кристали фази Al_3Ti розміром до 15 мкм. Модифікування дрібнокристалічними лігатурами призводить до зменшення розміру макрозерна (рис. 3) як при швидкості охолодження зразків 33 °C/c, так і 1,8 °C/c.

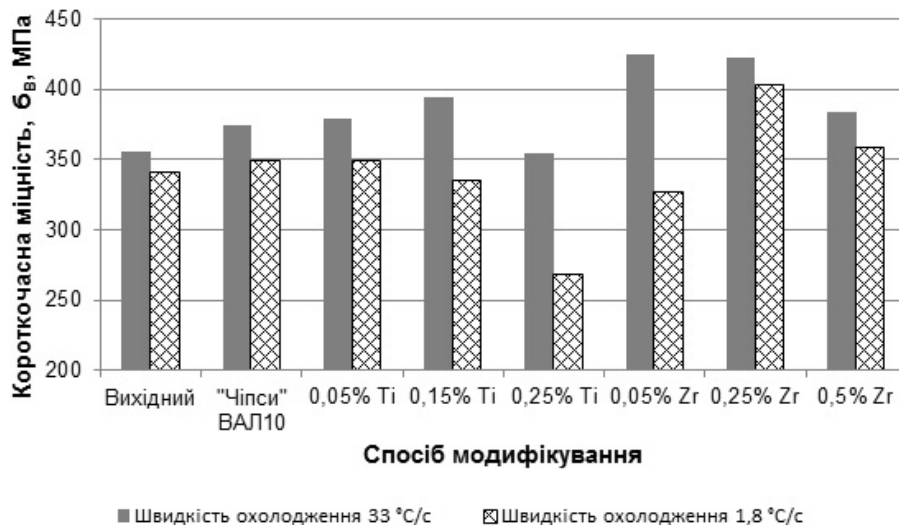


Рис. 3 – Вплив способу модифікування і швидкості охолодження на розмір макрозерна в сплаві ВАЛ10

Найбільш ефективно зменшення макрозерна при легуванні сплаву ВАЛ10 дрібнокристалічною лігатурою $AlTi_5$ при введенні її до розплаву в перерахунку на чистий титан 0,05 і 0,15 мас. %. Проте, не дивлячись на те, що середній розмір макрозерна при цих концентраціях титану менший, ніж при модифікуванні цирконієвою лігатурою, структура сплаву ВАЛ10 з цирконієм більш однорідна (див. рис. 2 е-з) – з меншим відхиленням розміру макрозерен від їх середнього значення.

Найбільш високі показники міцності сплаву ВАЛ10 також при модифікуванні його цирконієм в кількості 0,05 - 0,25 мас. % (рис. 4). При таких концентраціях цирконію зафіксовано і найбільшу мікротвердість твердого розчину алюмінію – 177 МПа, що в 1,2 рази вища порівняно з вихідним сплавом.

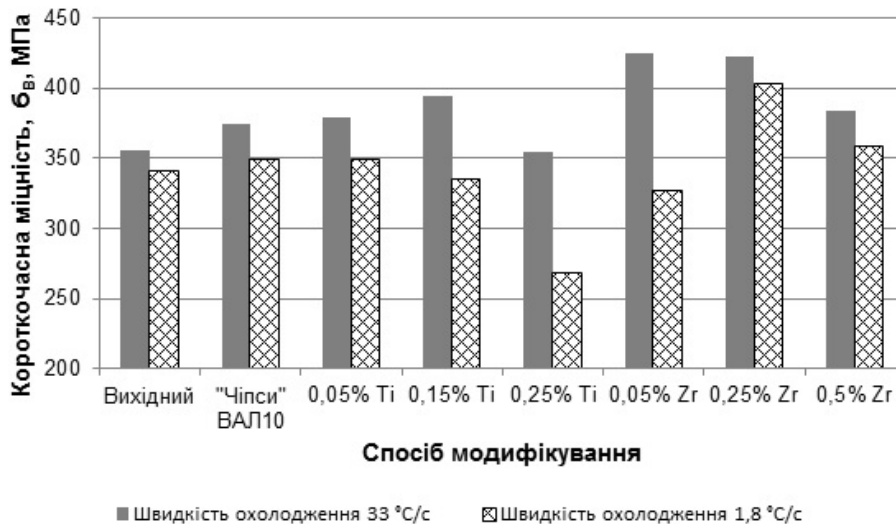


Рис. 4 – Залежність короткочасної міцності сплаву ВАЛ10 від швидкості охолодження і способу модифікування

Ймовірно, це зумовлено збагаченням твердого розчину алюмінію не тільки міддю, кадмієм, як це має місце у немодифікованому сплаві, але й цирконієм, який при високошвидкісному охолодженні лігатури ALZr10 здатний до 6 % розчинятися в алюмінії. Тобто, крім розміру макрозерна, за яким у більшості випадків оцінюють ефективність модифікування і поліпшення механічних властивостей, не менш значимою характеристикою є ступінь пересиченості твердого розчину алюмінію, яка може регулюватися параметрами термічної обробки.

Таким чином, модифікування сплаву ВАЛ10 швидкоохолодженими ($V_{\text{охол.}} \geq 10^5 \text{ }^\circ\text{C/c}$) дрібнокристалічними лігатурами складу базового сплаву, AlTi5 і AlZr10 забезпечує отримання виливків з меншим розміром структурних складових та покращеними характеристиками міцності. Після термічної обробки Т6 міцність сплаву ВАЛ10 збільшуються у послідовності: вихідний базовий сплав → модифікований дрібнокристалічними частинками складу сплаву ВАЛ10 → модифікований дрібнокристалічною лігатурою AlTi5 у перерахунку 0,05-0,15 мас. % титану → модифікований дрібнокристалічною лігатурою AlZr10 у перерахунку 0,05-0,25 мас. % цирконію.

А.А. Севоян

Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут»
м. Харків

ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ПІД ЧАС ВИРОБНИЦТВА ТІЛ ОБЕРТАННЯ З МІДНИХ СПЛАВІВ

Тіла обертання зі сплавів на мідній основі застосовуються у всіх галузях промисловості – машинобудуванні, приладобудуванні, ремонтних потребах. Найчастіше замовлення на ці вироби мають ремонтний характер, а значить виникає головне завдання – максимально швидко виготовити якісний виливок. Методом лиття в кокіль можна отримувати виливки з різною товщиною стінок, дрібнозернистою структурою та мінімумом браку. Від якості бронзи залежить безремонтний термін роботи вузла тертя.

Підприємство «Промет» здійснює виливки втулок методом наповнювального лиття в кокіль через ківш. Після заливання виливки проходять механічне очищення від піску і надходять на ділянку механічної обробки (токарна обробка). Внутрішній отвір формується стрижнями. Від якості стрижнів залежить безпосередньо кількість браку на засмічення, а також час, що витрачається токарем для обробки виливки. Раніше застосовувалися стрижні з піщано-глинистих сумішей, оскільки у змішувачі зручно робити великий об'єм заготівельної суміші, немає обмежень за часом, за який необхідно зробити стрижень. При заливанні не утворюється шкідливих продуктів горіння. Однак ми зіткнулися зі складністю стандартизації формування. Ще одним недоліком є низька міцність сумішей.

Перехід на холоднотвердіючі суміші (CO₂ - резол процес) дозволив скоротити кількість бракованих виливків на 70%. Процес формування трохи подовжився за часом і став дорожчим, проте загалом виправдав себе. Очищення виливків після стрижнів отриманих за технологією холоднотвердіючих сумішей відбувається приблизно у 2 рази швидше, ніж після очищення піщано-глинистих сумішей. Якість поверхні залишається задовільною для подальшої токарної обробки.

Дефект засмічення один з найбільш поширених при литті втулок в кокіль. Також він один із найшкідливіших, оскільки до готового виробу пред'являються високі вимоги та наявність абразивних частинок піску у ньому неприпустимі.

Другим найпоширенішим дефектом є усадкові явища. Боротьба із ними відбувається одночасно у кількох напрямках. При литті безолов'яних бронз з вузьким інтервалом кристалізації використовується додатковий підігрів прибуткової частини виливків, а також додаткове долиття гарячого металу з печі. При заливці олов'яних бронз основний напрямок боротьби з даним дефектом – вибір правильної температури металу, а також мінімально можлива висота виливок.

До механічної обробки складно сказати чи є у виливках брак. У такому разі навіть на браковані виливки витрачаються людино-години на розбирання форми, очищення виливки, перевезення на механічну ділянку, а також час висококваліфікованих фахівців – токарів. Тому так важливо усувати причини браку ще до його появи.

Весь брак відзначається, а потім проводяться заходи щодо аналізу та усунення таких явищ як системні. Саме стандартизація робочих процесів та постійний аналіз над її дотриманням дозволяє досягти високої якості та передбачуваного результату.

Перегляд технічного процесу відбувається не рідше одного разу на рік і туди вноситься вся додаткова інформація та досвід у тому вигляді, в якому це можна повторити. Його дотримання дозволяє випускати якісну продукцію – заготівлі бронзових втулок і прутків, що застосовуються в найрізноманітніших галузях машинобудування.

УДК 621.745.55

В.Ю. Селівьорстов, Ю.В. Доценко, Т.В. Селівьорстова¹

¹Інститут промислових та бізнес технологій

Українського державного університету науки та технологій, Україна, м. Дніпро

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ МОДИФІКУВАННЯ ДИСПЕРСНИМ КАРБІДОМ КРЕМНІЮ НА ЩІЛЬНІСТЬ ВТОРИННОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ AL-SI

Відомо, що для підвищення якості ливарних сплавів системи Al-Si використовується технологія обробки порошковими модифікаторами [1]. За результатами вже проведених досліджень встановлений вплив модифікування високодисперсним SiC, зокрема, на ливарні властивості вторинного сплаву [2]. До значущих властивостей також можна віднести щільність модифікованого металу виливка за різних теплофізичних умов затвердіння.

Для проведення досліджень із вторинного алюмінієвого сплаву (табл. 1) виготовляли вилівки циліндричної форми в сталевому витряхному кокіль з середньою товщиною стінки 20 мм, середнім діаметром 55 мм та висотою робочої порожнини 150 мм, а також в піщано-глинистій формі (ПГФ) з вмістом у розплаві від 0,1 до 0,3 мас.% порошкоподібного карбіду кремнію марки F1200 фракцією 1 – 3 мкм. Залівку здійснювали при температурі 690 – 700 °С.

Таблиця 1 – Хімічний склад вторинного алюмінієвого сплаву, мас.%

Mg	Cu	Si	Al	Fe	Zn	Mn
0,528	1,124	11,539	84,969	0,905	0,692	0,242

Дослідження щільності сплаву проводили за допомогою гідростатичного зважування зразків на аналітичних вагах WA - 21 в повітрі та в чотирьоххлористому вуглеці з точністю до 0,001 г/см³.

Щільність зразків обчислювали за формулою (1)

$$\rho = \frac{P}{P - Q}(\delta - \lambda) + \lambda \quad (1)$$

де P – маса зразка в повітрі, г;

Q – маса зразка в CCl₄, г;

δ – щільність CCl₄ – 1,5959 г/см³;

λ – щільність повітря – 0,00122 г/см³.

Результати досліджень (табл. 2) свідчать про те, що процес модифікування збільшує щільність сплаву.

Таблиця 2 – Результати визначення щільності досліджуваних зразків

№ п/п	Умови затвердіння	Щільність сплаву, г/см ³
1	Кокіль (без модифікування)	2,715
2	Кокіль+ 0,1SiC	2,761
3	Кокіль+ 0,2SiC	2,735
4	Кокіль+ 0,3SiC	2,752
5	ПГФ+0,1SiC	2,673
6	ПГФ+0,3SiC	2,676

Це демонструє зразок з кількістю модифікатора 0,1%, щільність якого на 1,6 % більша в порівнянні зі зразком без модифікатора. З підвищенням кількості карбіду кремнію з 0,2% до 0,3% щільність зростає. У зразках, які були відлиті в піщано-глинисту форму зі збільшенням кількості SiC зміна щільності сплаву майже не відбувається.

Порівняльний аналіз показників щільності металу виливків, залитих в кокіль та піщано-глинисту форму, показав, що теплофізичні умови затвердіння також мають свій вплив. В металевій формі швидкість затвердіння сплаву вища і структура стає більш щільною (щільність зразків виливків, що отримані в ПГФ, на 2,7% менша в порівнянні з виливками, що отримані в кокілі).

Список літератури

1. Куцова В.З. Модифікування алюмінієвих сплавів / В.З. Куцова, О.В. Швець, Т.А. Аюпова // «МОМ». – 2001. – № 1-2. – С. 99-109.

2. Ямшинський М.М., Селівьорстов В.Ю., Лук'яненко І.В., Кивгило Б.В. Вплив модифікування високодисперсним карбідом кремнію на ливарні властивості вторинного сплаву системи Al-Si // Метал та лиття України №1 (30). – Київ, 2022. – С. 77 – 83.

УДК 669.018.29:66.046.5:543.226

Р. А. Сергієнко, А. М. Верховлюк, О. А. Щерецький,

В. О. Щерецький, О. В. Железняк

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України

e-mail: rsruslan17@gmail.com

ОСОБЛИВОСТІ ОДЕРЖАННЯ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ ЗА ДОПОМОГОЮ ІНДУКЦІЙНОЇ ПЛАВКИ

Методи отримання високоентропійних сплавів в основному такі самі, як і звичайних сплавів, а їх форма та об'єм є важливими факторами для вибору шляхів виробництва [1, 2]. Методи отримання можна в основному розділити на лиття рідкого металу та за допомогою порошкової металургії. Наприклад, дугове і індукційне плавлення та механічне легування зазвичай використовуються для приготування об'ємних зразків із високоентропійних сплавів. Під час процесу плавлення тверді чисті метали розплав-

ляються і змішуються один з одним. Використання індукційного нагрівання є ефективним і швидким для плавлення металів, оскільки метали зазвичай демонструють добру провідність. У той же час, завдяки ефекту перемішування індукційного електромагнітного поля сплав гомогенізується в рідкому стані. Порівняно з дуговим плавленням індукційний нагрів дає можливість приготувати зливки більшого розміру, вага яких може перевищувати 1 кг [3, 4].

Високоентропійний сплав системи FeNiCoCrMn було виплавлено у вакуумній печі з індукційним нагрівом у середовищі аргону в алундовому тиглі. Сплави систем FeNiCrCuAl та FeNiCrCuMn з домішками вуглецю та кремнію отримували на повітрі в індукційній печі під флюсом у тиглі з набивною нейтральною футерівкою із окидів алюмінію та магнію. В якості вихідних шихтових матеріалів використовували: залізо карбонільне особливої чистоти (99,99%, мас. част.); катодний нікель (99,99 %, мас. част.); хром електролітичний, марок ЭРХ1, Х99 (99,5%, мас. част.) у вигляді лусочок; порошок марганцю чистотою не менше 99,5%, мас. част.; кобальт електролітичний марки К0 (99,98%, мас. част.); електротехнічна мідь у вигляді прутків та дроту марки М0 (99,93 %, мас. част.); алюміній чушковий високої чистоти марки А95; та чавун складу %, мас. част.: С – 2,6, Ni – 17, Cu – 2,9, Cr – 2,5, Mn – 1,2, Si – 2,0, S – 0,02, P – 0,04.

При виплавці сплаву системи FeNiCoCrMn робочу камеру вакуумували ($P = 2 \cdot 10^{-2}$ Па) та заповнювали високочистим аргонем до надлишкового тиску 15-20 кПа. Швидкість нагрівання складала 10-20 °С/хв., після приготування сплаву готовий зразок охолоджувався у тиглі зі швидкістю 50-100 °С/хв. Максимальна температура перегріву розплаву в інертному середовищі складала не вище 1550 °С. Після кожного переплаву в аргоні маса зразка із високоентропійного сплаву FeCoNiMnCr зменшувалася не більше ніж на 1%, мас. част.. Експерименти на синхронному термічному аналізаторі з марганцевмісними сплавами показали, що маса зразку зменшується на 0,3 %, а тигель забарвлюється у бурий колір.

При виплавці сплавів систем FeNiCrCuAl, FeNiCrCuMn на повітрі алюміній та марганець вводили у рідкий розплав у вигляді лігатур (70Cu-30Al, 65Cu-35Mn), які попередньо готували. Спочатку розплавляли чавун, а потім у рідкий сплав добавляли хром, нікель та лігатури Cu-Mn, Cu-Al. Максимальна температура перегріву розплаву на повітрі для системи FeNiCrCuAl була не вище 1550 °С, а для системи FeNiCrCuMn не перевищувала 1500 °С, а втрата на угар елементів в середньому була не вищою, ніж 9,5 %, мас. част. Після приготування сплавів на повітрі рідкий метал виливали по технології литва за моделями, що газифікуються у форми з дисперсним вогнетривким

наповнювачем. Визначення температури заливки ($T_{\text{зал}}$) безпосередньо у ливарній формі, температури початку кристалізації ($T_{\text{кр}}$), температури солідус ($T_{\text{сол}}$) та швидкості охолодження ($V_{\text{охол}}$) при литті по моделях, що газифікуються проводили за допомогою аналого-цифрового перетворювача WAD AIK BUS. Наприклад, для зразка у вигляді стовпчика діаметром 30 мм із сплаву системи FeNiCrCuMn були отримані наступні термічні параметри: $T_{\text{зал}} = 1314$ °C, $T_{\text{кр}} = 1261$ °C, $T_{\text{сол}} = 1058$ °C, інтервал кристалізації $\Delta T = 203$ °C, $V_{\text{охол}} = 0,3$ °C/сек, рекалесценція 3.3 °C.

За допомогою синхронного термічного аналізу досліджували термофізичні властивості високоентропійних сплавів – температури солідус (T_c), ліквідус (T_l), інтервал кристалізації (ΔT) та площі піків теплопоглинання ($\Delta H_{\text{погл}}$ при нагріві) і тепловиділення ($\Delta H_{\text{вид}}$ при кристалізації). Для дослідних високоентропійних сплавів різних складів було визначено наступні термофізичні параметри: **Fe₂₁Ni₁₉Cr₁₈Cu₁₈Al₁₈Mn_{0.15}C_{2.85}Si₃** – $T_c = 1232$ °C, $T_l = 1284$ °C, $\Delta T = 53$ °C, $\Delta H_{1\text{погл}} = -146$ Дж/г, $\Delta H_{2\text{погл}} = -7,4$ Дж/г, $\Delta H_{\text{вид}} = 109$ Дж/г; **Fe₂₄Ni₁₈Cr₂₀Cu₁₇Mn_{15.5}C_{3.7}Si_{1.8}** – $T_c = 1005$ °C, $T_l = 1264$ °C, $\Delta T = 259$ °C, $\Delta H_{1\text{погл}} = -13$ Дж/г, $\Delta H_{2\text{погл}} = -131$ Дж/г, $\Delta H_{1\text{вид}} = 127$ Дж/г, $\Delta H_{2\text{вид}} = 19$ Дж/г; **Fe_{21.8}Ni_{18.1}Cr_{18.1}Cu₁₄Al₂₄Mn_{0.2}C_{2.3}Si_{1.5}** – $T_c = 1262$ °C, $T_l = 1296$ °C, $\Delta T = 34$ °C, $\Delta H_{1\text{погл}} = -194$ Дж/г, $\Delta H_{1\text{вид}} = 134$ Дж/г; **Fe₂₄Ni_{19.5}Cr₁₈Al₁₂Cu₂₁Mn_{0.3}C_{3.2}Si₂** – $T_c = 1115$ °C, $T_l = 1275$ °C, $\Delta T = 160$ °C, $\Delta H_{1\text{погл}} = -4,6$ Дж/г, $\Delta H_{2\text{погл}} = -120$ Дж/г, $\Delta H_{1\text{вид}} = 68$ Дж/г, $\Delta H_{2\text{вид}} = 0,45$ Дж/г, $\Delta H_{3\text{вид}} = 16$ Дж/г; **Fe_{24.7}Ni₂₀Cr₁₈Cu₂₀Mn_{0.5}Al₁₂C_{2.8}Si₂** – $T_c = 1109$ °C, $T_l = 1276$ °C, $\Delta T = 166$ °C, $\Delta H_{1\text{погл}} = -6$ Дж/г, $\Delta H_{2\text{погл}} = -0,4$ Дж/г, $\Delta H_{3\text{погл}} = -68$ Дж/г, $\Delta H_{4\text{погл}} = -10$ Дж/г, $\Delta H_{1\text{вид}} = 59$ Дж/г, $\Delta H_{2\text{вид}} = 14$ Дж/г. Також були виплавлені сплави з атомною долею марганцю у складі від 16 до 19 % – **Fe_{20.5}Ni_{19.4}Cr_{16.5}Cu₂₀Mn₁₉C_{2.3}Si_{2.3}**, **Fe₂₃Ni₁₉Cr₁₈Cu₂₀Mn₁₆C_{2.3}Si_{1.8}**. Нижні індекси у хімічних формулах вказують на атомні долі кожного елемента.

При виплавці однорорідних за хімічним складом високоентропійних сплавів на повітрі температури перегріву не повинні перевищувати 150-200 °C. Сплав системи FeNiCrCuAl можна перегрівати до більшої температури ніж сплав FeNiCrCuMn із-за утворення щільної оксидної плівки Al₂O₃ на поверхні розплаву.

Список літератури

1. Yong Zhang, Preparation Methods of High-Entropy Materials /in book High-Entropy Materials (a brief introduction) // Springer Nature Singapore Pte Ltd. **2019**. ISBN 978-981-13-8526-1 (eBook) <https://doi.org/10.1007/978-981-13-8526-1>

2. Ghazi, S. S., Ravi K.R. Phase-evolution in high entropy alloys: Role of synthesis route / S. S. Ghazi, K.R. Ravi // *Intermetallics* – **2016**. –V. 73 – P. 40-42. <http://dx.doi.org/10.1016/j.intermet.2016.03.002>

3. Singh, A. K., Subramaniam, A. On the formation of disordered solid solutions in multi-component alloys / A. K. Singh, A. Subramaniam // *J. Alloys Compound*. – **2014**. –V. 587 – P. 113-119. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.10.133>

4. Xia, S., Phase stability and microstructures of high entropy alloys ion irradiated to high doses / M.C. Gao, T. Yang, P.K. Liaw, Y. Zhang // *Journal of Nuclear Materials* – **2016**. – V. 480 – P. 100–108. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jnucmat.2016.08.017>

УДК 621.74:669.13.017

К. А. Сіренко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

e-mail: thermoexp.metal@gmail.com

ПЕРСПЕКТИВНІ НАПРЯМИ РОЗВИТКУ МЕТОДИКИ ВИЗНАЧЕННЯ СКЛАДУ ШИХТИ ПРИ ВИПЛАВЛЕННІ ЧАВУНУ

Виготовлення деталей литвом складається з наступних основних технологічних етапів: металозавалки, яка включає формування шихти, виплавлення металів та сплавів, розливки розплаву за ливарними схемами. Усі вказані виробничі перетини і технологічні етапи рішуче впливають на якість виливків та техніко-економічні показники виробництва. Металозавалка складається з розрахунку шихти, виходячи з наявних на підприємстві матеріалів (металобрухту, звороту власного виробництва, феросплавів тощо), і завантаження шихти в піч. Далі відбувається розплавлення шихти і доводка хімічного складу розплаву до необхідних показників на підставі результату аналізу відібраної з розплаву проби металу. Доводка розплаву до необхідної кондиції здійснюється шляхом «тонкого» регулювання за допомогою його дошихтовки. Виплавка ведеться за температурно-часовими режимами, які забезпечують повну розчинність та засвоєння компонентів шихти у розплаві при мінімально можливому угарі хімічних елементів.

Досвід ливарних підприємств свідчить, що шихтування є одним з найвідповідальніших етапів технологічного процесу. Вагомий вплив на якість ливарної продукції має не тільки маса, кількість кожного компонента шихти, а й стабільність їх хімічного складу

та властивостей. Відхилення вмісту навіть одного окремого елемента від хімічного складу чавуну, вказаного у стандартах на готову продукцію, може призвести до часткового або повного зливу розплаву із печі, до невідповідності стандартам та браку виготовлених литвом деталей, призвести до значних збитків ливарного підприємства.

Таким чином, визначення кількості, маси компонентів шихти для металозавалки є вкрай відповідальною технологічною процедурою, операцією, суттєво впливаючою на процес виробництва литва в цілому. У ливарному виробництві, зазвичай, при розрахунках шихти керуються принципами і методиками, заснованими на використанні у вигляді орієнтирів середніх значень вмісту хімічних елементів у складі чавуну, який має бути виплавлено. Поширення на практиці знайшла методика розрахунків відсоткового вмісту компонентів шихти методом підбору. Ця методика є достатньо простою і одночасно спроможною забезпечити прийнятні в першому наближенні рекомендації щодо формування складу шихти для виплавлення сірого синтетичного чавуну в індукційних тигельних печах.

Суттєвий недолік цієї та інших відомих методик розрахунку шихти полягає в тому, що всі вони не враховують нестабільності хімічного складу і властивостей компонентів шихти. Відомі методики не дозволяють на етапі розрахунку складу шихти прогнозувати діапазони розкиду вмісту хімічних елементів у складі виплавленого чавуну і оцінювати небезпеку виходу їх вмісту за межі діапазонів, визначених стандартами на ливарну продукцію.

Висвітлені можливості й перспективи удосконалення відомих методик розрахунку складу шихти шляхом застосування вірогіднісного підходу до оцінки нестабільності вмісту хімічних елементів у складі компонентів шихти із застосуванням методу Монте-Карло. Запропоновану методику розрахунку шихти слід розглядати, як складову частину комплексного підходу до моделювання процедури регулювання хімічного складу чавуну, що виплавляють в індукційних печах.

На основі вищезазначеного було розроблено алгоритм визначення необхідної кількості легувального матеріалу для внесення у розплав при коригуванні вмісту конкретного хімічного елемента в складі чавуну. Рекомендовано раціональну послідовність прийняття рішень у процедурі розрахунків кількості легуючого матеріалу, необхідного для додавання у розплав.

УДК 621.74.047:621.746.27

**О. М. Смірнов, А. Ю. Семенко, Ю. П. Скоробагатько, М. С. Горюк,
Ю. О. Смірнов, В. В. Буряк, Д. І. Гойда, А. О. Горшков, Л. М. Лакомська**
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ
e-mail: semenko.au@gmail.com

**ПЕРСПЕКТИВИ ЗАСТОСУВАННЯ ЗОВНІШНІХ ФІЗИЧНИХ ДІЙ
У КРИСТАЛІЗАТОРІ, ЗОНІ ВТОРИННОГО ОХОЛОДЖЕННЯ
ТА ЗОНІ ФІНАЛЬНОГО ТВЕРДНЕННЯ БЕЗПЕРЕРВНОЛИТОЇ ЗАГОТОВКИ**

Сучасні тенденції розвитку процесів одержання безперервнолитих заготовок мають на меті поліпшення якості лиття, підвищення продуктивності процесу, ресурсо- та енергозбереження. Для досягнення зазначених цілей можна виділити наступні кроки, що ґрунтуються на застосуванні зовнішніх фізичних дій: забезпечення по можливості малонапорного надходження розплаву з проміжного ковша через занурений сталерозливний стакан до кристалізатора машини безперервного лиття заготовок (МБЛЗ) або гальмування високошвидкісних потоків розплаву безпосередньо у кристалізаторі; забезпечення підведення розплаву по всій ширині кристалізатора; збільшення тепловідводу в кристалізаторі; вплив на формування поверхні безперервнолитої заготовки в кристалізаторі; забезпечення видалення газових та неметалевих включень з рідкометалевої ванни в зоні кристалізатора; збільшення тепловідводу в зонах вторинного охолодження та фінального тверднення безперервнолитої заготовки; вплив на внутрішню структуру заготовки, подавлення ліквідаційних процесів у зонах вторинного охолодження та фінального тверднення безперервнолитої заготовки; м'яке обтиснення безперервнолитої заготовки та максимально можливе наближення її геометрії до кінцевого продукту в зонах її вторинного охолодження та фінального тверднення.

Широко застосовуються на практиці ряд способів та пристроїв для забезпечення необхідних режимів надходження розплаву в кристалізатор МБЛЗ. Їх застосування визначаються маркою сплаву, типорозміром одержуваної заготовки, вимогами щодо якості її поверхні, структури і властивостей, продуктивністю процесу тощо. Метою є передусім підвищення ККД кристалізатора (збільшення тепловідводу), скорочення технологічної довжини МБЛЗ, зменшення собівартості продукції, створення передумов для можливої механічної обробки тверднучої гарячої заготовки одразу після її виходу з кристалізатора. Зокрема, для деяких видів металопродукції діючі стандарти провідних

промислово розвинених країн світу передбачають обов'язкове застосування електромагнітного перемішування на різних стадіях формування заготовки.

При виготовленні заготовок значної ширини і водночас відносно малої товщини (тонкі сляби або смуга і листова продукція, одержані литтям у двовалковий кристалізатор) актуальним є вирішення проблеми розосередження рідкометалевого потоку по всій ширині порожнини кристалізатора або міжвалкового зазору. Для цього застосовують спеціальні щілиноподібні розливні стакани типу «бобровий хвіст» або електромагнітні системи, дія яких ґрунтується на використанні ефекту Гартмана.

Також при виробництві слябів через значний металостатичний напір при розливанні та високу лінійну швидкість розплаву часто застосовують електромагнітні пристрої для гальмування потоку (EMBR), які можуть бути вбудовані безпосередньо в кристалізатор, однак у будь-якому разі є вельми складними та дорогими за вартістю.

При одержанні сортових заготовок у кристалізаторі МБЛЗ використовуються передусім системи, що забезпечують видалення газів і неметалевих включень за рахунок застосування вібрації, пульсаційного (газоімпульсного) або електромагнітного перемішування.

Також електромагнітні системи можуть застосовуватися для відтиснення поверхні заготовки від стінок кристалізатора, а комплексне застосування систем електромагнітного перемішування у кристалізаторі, зонах вторинного охолодження і фінального тверднення заготовки має на меті подавлення структурної та фізико-хімічної неоднорідності по перерізу і довжині заготовки (запобігання ліквіації і сегрегації, зменшення – аж до по можливості повного усунення – розмірів зони стовпчастих кристалів, забезпечення ізотропії властивостей тощо).

Попередні дослідження співробітників ФТІМС НАН України дозволили створити необхідні передумови застосування різноманітних технічних рішень, у т. ч. з використанням електромагнітних полів і спеціалізованих МГД-пристроїв, для стабілізації температурних та гідродинамічних параметрів надходження рідкого металу з проміжного ковша через занурений сталерозливний стакан до кристалізатора МБЛЗ.

За результатами проведеного аналізу можна стверджувати, що у кристалізаторі МБЛЗ доцільне використання МГД-пристрою, який завдяки особливостям своєї конструкції поєднує функції гальмування рідкометалевого потоку та його перемішування. Завдяки цьому суттєво зменшиться глибина проникнення високотемпературного струменя розплаву у тіло тверднучої заготовки, що дозволить скоротити технологічну довжину МБЛЗ. Зокрема, таким чином буде більш ефективно використано можливості

кристалізатора в частині відведення тепла, які до сьогодні через високу динаміку розливання реалізовані не більше ніж на 70-80%.

В зоні фінального тверднення заготовки доцільно застосувати систему валків для її м'якого механічного обтиснення (SMR). Це дозволить суттєво наблизити конфігурацію заготовки до вимог щодо геометрії кінцевого продукту, поліпшити якість поверхні, зменшити кількість підповерхневих дефектів, вплинути на процеси структуроутворення, ліквідації і сегрегації у центральній частині перерізу заготовки. Також завдяки проведенню обтиснення щойно сформованої гарячої тверднучої заготовки, значно скоротяться подальші часові та енергетичні витрати на операції її нагріву-охолодження під прокатування.

Одним з підходів до вирішення проблеми поліпшення якості тверднучої заготовки є вивчення перспектив застосування електромагнітних бустерів – спеціальних пристроїв, які у поєднанні з механічним обтисненням тверднучої заготовки використовують електричний струм і явище надпровідності для створення сильних магнітних полів (індукція ~ 10 Тл). Такі схрещені поля створюють в рухомому злитку електромагнітну силу, яка спрямована вздовж осі заготовки протилежно напрямку лиття і у кілька разів перевершує гравітаційну складову процесу кристалізації. В результаті створюється рух рідкої фази з міждендритного простору, і порожнечі, що утворилися в окремих місцях заготовки через «перехоплення» рідкої лунки і в цілому є наслідком нерівномірності фронту кристалізації, заповнюються рідкою фазою. В результаті спільної дії обтискних валків і електромагнітної сили ефект обтиснення посилюється, що особливо важливо при розливанні блюмів, оскільки їх каркас має значно більшу жорсткість, ніж у сляба, що істотно збільшує необхідне зусилля обтискання. На сьогодні в Україні подібні розробки взагалі відсутні, тому слід вважати за доцільне проведення попередніх теоретичних розрахунків, математичного і фізичного моделювання щодо техніко-економічної перспективності застосування таких пристроїв.

УДК 621.74.047:621.746.27

О. М. Смірнов¹, В. Є. Ухін², А. Ю. Семенко¹, Ю. П. Скоробагатько¹,
Ю. О. Смірнов¹, М. С. Горюк¹, Д. І. Гойда¹, Л. С. Воронько¹

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

²ТОВ «ШЕФФІЛД РЕФРАКТОРС УКРАЇНА», Дніпро

e-mail: semenko.au@gmail.com

ШЛЯХИ ОПТИМІЗАЦІЇ УМОВ РОЗЛИВАННЯ РІДКОЇ СТАЛІ І ФОРМУВАННЯ БЕЗПЕРЕРВНОЛИТИХ ЗАГОТОВОК В КРИСТАЛІЗАТОРІ МБЛЗ

Відомо, що картина руху розплаву в кристалізаторі МБЛЗ багато в чому визначається інтенсивністю та характером поведінки падаючого струменя, який витікає з проміжного ковша через занурений сталерозливний стакан. При цьому потрапляння струменя в кристалізатор супроводжується перемішуванням (бурлінням) металу біля поверхні та у об'ємі рідкометалевої лунки (рис.), що погіршує роботу змащення, сприяє зтягуванню в метал бульбашок газу та шлакових включень, ускладнює роботу пристрою для автоматичного контролю рівня металу та ін. Найбільш сильний вплив ефекту падіння струменя в рідкометалеву ванну кристалізатора спостерігається при розливанні сортових заготовок на високошвидкісних МБЛЗ.

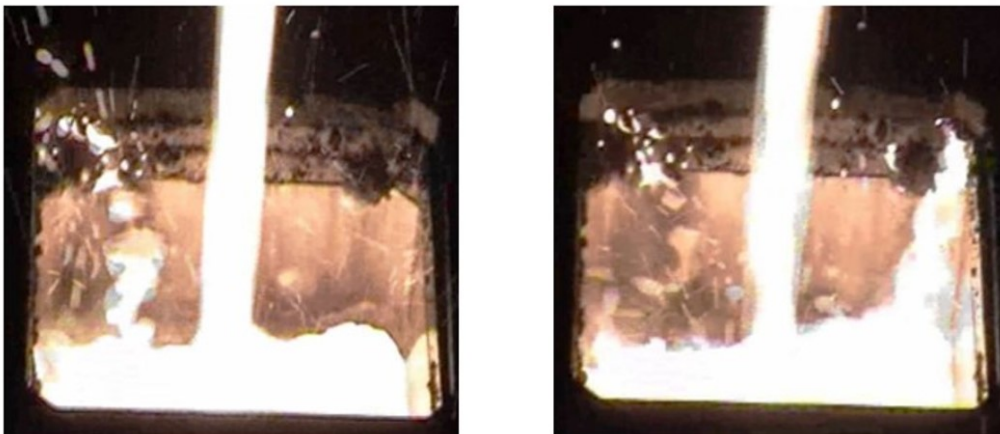


Рис. – Бурління поверхні металу спричинене падінням струменю розплаву в кристалізатор

Використання системи «стопор-моноблок» – «стакан-дозатор» – «занурений стакан» дозволяє більш точно й вчасно регулювати витрату металу під час розливання

в автоматичному режимі, не змінюючи швидкість витягування заготовки. При цьому забезпечується збереження сталого рівня металевого розплаву в кристалізаторі, що найбільш точно враховує особливості формування скоринки заготовки про всій довжині гільзи при поточній швидкості лиття.

Відсутність необхідності регулювання швидкості розливання рівнем металу в проміжному ковші МБЛЗ дозволяє підтримувати в ньому оптимальну кількість розплаву, що стабілізує також температуру розливання. Підведення струменя сталі за допомогою зануреного стакана під рівень металу в кристалізаторі запобігає бурлінню на поверхні лунки, а можливість істотного збільшення внутрішнього діаметра стакана-дозатора (у порівнянні з вільним витіканням) у кілька разів знижує швидкість його заростання відкладеннями корунду. Крім цього, розливання закритим струменем дозволяє застосовувати спеціальні шлакоутворюючі суміші, які забезпечують покращення якості поверхні заготовки.

Додатково підвищити якість безперервнолитих заготовок можливо за рахунок застосування МГД-пристроїв, зокрема електромагнітних перемішувачів (ЕМП). Механізм такого впливу є результатом складної взаємодії металургійних, фізико-хімічних, гідродинамічних та електромагнітних факторів. Застосування ЕМП дозволяє покращити якість підповерхневої і осьової зони безперервнолитих заготовок, оскільки електромагнітна дія чинить термосиловий вплив на формування кристалічної структури, переміщення неметалевих включень, хімічну сегрегацію, поведінку газових включень. Конструкція, основні електричні параметри ЕМП та варіюються в широких межах залежно від марки сталі, типу заготовки, умов її розливання, стадії застосування електромагнітного поля по зонах МБЛЗ тощо. Внаслідок цього характер і кінцевий результат електромагнітної дії також може бути різним. Основний ефект ЕМП у кристалізаторі пов'язаний зі зміною гідродинамічного стану в рідкій ванні кристалізатора під впливом примусових конвективних потоків. Тому деякою мірою перераховані вище негативні явища можливо послабити або ж навіть повністю нівелювати застосуванням ЕМП, зокрема, за рахунок забезпечення формування висхідних потоків уздовж фронту твердіння або створенням обертового руху розплаву в горизонтальній площині кристалізатора. Оскільки максимальні температури рідкої сталі утримуються у верхній частині кристалізатора на рівні меніска, для забезпечення ефективного тепловідводу з урахуванням температурно-часових параметрів заповнення кристалізатора можна регулювати висоту встановлення ЕМП уздовж вертикальної осі кристалізатора, а також пов'язані з цим режими його роботи.

**О. М. Смірнов¹, С. В. Семірягін^{1,2}, Ю. П. Скоробагатько¹,
А. Ю. Семенко¹, М. С. Горюк¹, А. О. Горшков¹, Ю.Ю. Куліш¹, Є. О. Карпунін¹**

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

²ТОВ НВП «Дніпроенергосталь», Запоріжжя

e-mail: yulka.ukr@gmail.com

ВИКОРИСТАННЯ ЗОВНІШНІХ ЕНЕРГЕТИЧНИХ ВПЛИВІВ ДЛЯ ПОКРАЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ Al-Zn-Mg

Розвиток високотехнологічної техніки та зростаюча потреба у нових функціональних литих матеріалах з суттєво покращеною структурою і кардинально підвищеними, у т. ч. особливими, властивостями сприяє створенню нових технологій їх одержання. Застосування традиційних науково технічних рішень для вирішення цих проблем призвело до того, що досягнутий рівень властивостей існуючих металевих матеріалів такого призначення у кілька (а іноді – й у кілька десятків) разів менший за теоретично можливі показники.

Сучасна наука розглядає всі металеві розплави як сукупність динамічних мікроугруповань (кластерів), склад і розміри котрих визначаються взаємодією компонентів сплаву на макрорівні, температурою розплаву та зовнішніми факторами [3, 4]. Крім того, припускають існування квазімолекулярних комплексів, які мають міцні внутрішні та послаблені зовнішні зв'язки [5]. Така гіпотеза знаходить своє підтвердження в різних основних фізичних властивостях розплаву (густина, поверхнева енергія, електропровідність) одного хімічного складу, але приготовленого при різних умовах. Тому будова розплаву обумовлює певну поведінку його складових не тільки в рідкому стані, але і при кристалізації, частково визначає характер та інтенсивність гідродинамічних потоків в об'ємі заготовки, що твердне, зародження включень, ріст кристалів, дифузію елементів, домішок і інше, і як наслідок може визначати рівень властивостей сплаву в твердому стані.

Для впливу на такі рідкометалеві системи з метою покращення якості металопродукції застосовують різні методи фізико-хімічної обробки. При цьому в якості дієвих чинників застосовують не лише спеціальні методи позапічної обробки металевих розплавів, але й спосіб отримання литої заготовки, наприклад, лиття в металеву форму як один із ефективних варіантів прискорення охолодження зливка, що забезпечує подрібнення структури і зростання властивостей.

В основі представленої роботи лежить комплексне використання зовнішніх енергетичних впливів (схрещених електромагнітних полів та ініційованих ними керованих магнітогідродинамічних течій) на рідкометалеві системи при їх електрофізичній термосилової обробці, введенні до них металевих і неметалевих добавок, приведення матричного розплаву до рівноважного мікрооднорідного стану, забезпечення протікання фізико-хімічних та міжфазних взаємодій.

В якості багатофункціонального агрегату, в якому здійснювався запропонований спосіб обробки розплаву, обрано магнітодинамічну установку (МДУ) моделі МДН-6А з місткістю тигля до 250 кг алюмінієвого розплаву та електричною потужністю до 40 кВт. Обраний агрегат здатен забезпечити накопичення розплаву, його тривале зберігання, регульований індукційний нагрів, усереднення хімічного складу та температури за рахунок контрольованого електромагнітного перемішування, проведення підготовчих операцій, зокрема, рафінування рідкого сплаву від водню (шляхом продування аргонном) та неметалевих включень (шляхом багаторазової фільтрації струмонесучого рідкого металу через пінокерамічний фільтр), МГД-термосилову обробку розплаву та його подальше кероване електромагнітне розливання, у т. ч. з використанням дії електромагнітного тиску на утворюваний вилівок.

В якості досліджуваного розплаву використовували алюмінієвий сплав системи Al-Zn-Mg марки АЦ4Мг (0,3% Si, 0,5% Fe, 0,3% Cu, 0,2-0,5% Mn, 1,5-2,0% Mg, 3,5-4,5% Zn, Al – решта). Властивості сплаву АЦ4Мг, у т. ч. механічні, залежать від складу, вмісту домішок, способу лиття, одержаної структури, і коливаються у певному діапазоні. Дослідження структури сплавів проводили на світловому металографічному мікроскопі НЕОРНОТ 32 при збільшеннях до $\times 500$ разів без використання імерсійного мастила. Травлення металографічних шліфів проводили в 0,1% розчині Na(OH) у воді (за кімнатної температури, витримка 10 хв., промивка в струмені води, висушка теплим повітрям).

Отримані результати металографічного аналізу та механічних властивостей дозволяють зробити наступні висновки:

1. Форма, розміри та розподіл по усьому об'єму сплаву АЦ4Мг первинних дендритів твердого розчину на основі алюмінію дозволяють стверджувати, що проведена МГД-обробка призводить до формування більш рівновісних і дисперсних дендритів, ніж у вихідному стані (без обробки).

2. У всіх досліджених зразках сплаву евтектична складова структури є виродженою: кристали алюмінію кристалізуються на поверхні первинних дендритів, а кристали

сполуки Mg_2Zn кристалізуються незалежно, в переохолодженому розплаві, у вигляді пласких кристалів. Вочевидь це є наслідком проведеної МГД-обробки.

3. У всіх досліджених зразках при литті в металевий кокіль під час кристалізації формується коміркова структура. Межі комірок декоровані світлою складовою (після травлення), яка, ймовірно, є локальною областю з підвищеною концентрацією домішок або легуючих компонентів.

4. При деяких режимах МГД-обробки в структурі сплаву з'являються високодисперсні (8 мкм) кристали правильної прямокутної форми (в об'ємах тетрагональної форми), рівномірно розповсюджені по усьому об'єму сплаву, що відкриває можливість підвищення характеристик міцності вихідного стану сплаву АЦ4Мг. Найбільше значення σ_b (279,4 МПа) перевищує верхню межу міцності сплаву АЦ4Мг за стандартом (265 МПа).

5. Проведена МГД-обробка рідкого стану сплаву АЦ4Мг суттєво впливає на його структурні складові після кристалізації, що відкриває перспективу прогнозованого регулювання характеристик міцності та пластичності з метою створення виливків підвищеної надійності у виробках авіа- та космічного будування, автомобільної та інших видів промисловості, які широко використовують сплав АЦ4Мг.

УДК 621. 74: 389. 6

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

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Тел.: +38 044 424-12-50, e-mail: standartftims@gmail.com

ОБНОВЛЕННЯ ДЕРЖАВНИХ СТАНДАРТІВ УКРАЇНИ: МЕТАЛИ ЧОРНІ ВТОРИННІ

Розвиток науки і техніки, різних галузей промисловості відбувається зокрема з урахуванням та орієнтацією на перспективні показники, які відображаються в державних стандартах та іншій нормативній документації. Хоча Закон України «Про стандартизацію» передбачає добровільне застосування стандартів суб'єктами господарювання, але їх використання є певною гарантією якості, безпечності продукції тощо [1].

З огляду на це активний розвиток сфери стандартизації, оновлення документації, відповідність її сучасному стану технологічних процесів є актуальною задачею.

Виконання її особливе важливе, коли рівень інновацій високий, стрімко вдосконалюються технології і для адекватного розвитку галузей необхідна швидка зміна показників, вимог до технологій, продукції, тощо у нормативних документах.

Дослідження, систематизація, розробка та оновлення стандартів реалізуються спеціалізованими у різних сферах технічними комітетами із залученням профільних спеціалістів у відповідних галузях. За таку діяльність в ливарному виробництві відповідає технічний комітет ТК 177 «Ливарне виробництво», який залучає до своєї роботи науковців Фізико-технологічного інституту металів та сплавів НАН України та профільних ливарних кафедр ВУЗів України [2].

Крім стандартів, в тому числі розроблених ТК 177 [3,4], які описують необхідні показники для одержання якісних сталей, чавунів та інших металевих матеріалів, особливості технологічних процесів виготовлення кінцевої литої та металургійної продукції, важливим є унормування положень щодо поводження із сировинними матеріалами. Так для розвитку гірничо - металургійного комплексу вкрай необхідним для забезпечення енерго- та ресурсозбереження галузі, її екологічності, є використання вторинних ресурсів, тобто брухту чорних металів. Сфера обігу металобрухту в українському законодавстві регулюється Законом України «Про металобрухт», частково Законом України «Про управління відходами», іншими нормативно-правовими та нормативними актами. Визначено, що металобрухт – це непридатні для прямого використання вироби або частини виробів, які за рішенням власника втратили експлуатаційну цінність [5].

Сировинна база для металургії має такі джерела вторинних відходів:

брухт металургійних підприємств;

брухт машинобудівних підприємств;

устаткування та металеві конструкції, термін експлуатації яких вичерпаний;

побутовий металобрухт.

Суб'єкти господарювання, задіяні в цій сфері, повинні забезпечити контроль за вибуховою, пожежною, екологічною та радіаційною безпекою металобрухту відповідно до законодавства [3].

Для постійного оновлення стандартів і забезпечення їх відповідності рівню розвитку науки та технологій Правилами проведення робіт з національної стандартизації визначається необхідність перевірки та перегляду стандартів кожні 5 років, як зазначено в Державному стандарті ДСТУ 1.2:20015 відповідно до розділів 7 та 8 [6].

Існуючий у сфері поводження з металобрухтом ДСТУ 4121:2002 «Метали чорні вторинні. Загальні технічні умови» не відповідає зазначеним вище вимогам щодо

постійного перегляду та вдосконалення. Крім того, часткові зміни правових основ діяльності по роботі з металами чорними вторинними в Україні, напрям на інтеграцію України в Європейський Союз, дослідження у сфері поводження з металобрухтом у світі вимагало розроблення нового національного стандарту на заміну ДСТУ 4121:2002.

У цій роботі було досліджено положення ДСТУ 4121-2002, низки національних та європейських стандартів, Європейської специфікації сталевих брухту EU-27, Рекомендацій зі сталевих брухту FS-2017 Інституту переробки брухту США [7,8].

У результаті розроблено систему класифікації металів чорних вторинних у залежності від вмісту вуглецю в його складі; за характеристиками та показниками якості метали чорні вторинні розділені на види та підвиди із значним скороченням та спрощенням класифікації. Кожен окремий вид характеризується способом його створення, фізичними властивостями, розмірами, масою окремих шматків, ступенем забруднення та хімічним складом. В результаті вивчення всіх показників розроблено таблицю відповідності видів шихтового металобрухту та металобрухту для переробки вуглецевих сталей та чавунів національної класифікації видам Європейської специфікації сталевих брухту EU-27.

Новий національний стандарт ДСТУ 4121:2022 «Метали чорні вторинні. Загальні технічні умови» набрав чинності 01.09.2022 року і враховує сучасний стан розвитку науки та техніки, екологічні вимоги, вимоги щодо техніки безпеки, у тому числі радіаційної безпеки, вибухобезпечності, хімічної безпеки, економічної доцільності тощо. Оскільки наразі вносяться зміни для вдосконалення цього документу встановлено строк одночасної дії двох стандартів ДСТУ 4121:2002 та ДСТУ 4121:2022 відповідно до п. 4 статті Закону України «Про стандартизацію» [1] та п. 6.10.8 ДСТУ1.2:2015 [6].

Список літератури

1. Про стандартизацію: Закон України від 05.06.2014 р. №1315-VIII/ Відомості Верховної Ради (ВВР), 2014, № 31, ст.1058.
2. В.А. Стрыгун, Н.М. Волошин, С.В. Гнилоскуренко, Л.С. Чаплыгина. Научные исследования в стандартизации литейного производства Украины. Металл и литье Украины. №5-6, 2019, С. 28-32.
3. В. А. Стрыгун, Л.С. Чаплыгина. Разработка национального стандарта Украины на стальные отливки. Металл и литье Украины. 2017. № 8-10, С. 84-86.

4. В. О. Стригун, Н. М. Волошин, С. В. Гнилоскуренко, Л. С. Чаплигіна. Систематизація процесу розроблення стандартів для ливарного виробництва. Процеси лиття, № 4, 2020, С. 63-71.
5. Закон України «Про металобрухт» від 05.05 1999 р. № 619. Відомості Верховної Ради України (ВВР), 1999, № 25, ст.212.
6. ДСТУ 1.2:20015 Національна стандартизація. Правила проведення робіт з національної стандартизації. Київ: ДП УкрНДНЦ, 2015.
7. European steel scrap specification (Європейська специфікація сталевого брухту), EU—27.
8. Guidelines for Ferrous Scrap: FS—2017, Institute of Scrap Recycling Industries, Inc., USA (Рекомендації по сталевому брухту FS—2017 Інституту переробки лому США).

УДК 331.45

Н.Є. Твердохлебова, О.І.Пономаренко

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

ШЛЯХИ ЗНИЖЕННЯ ШКІДЛИВОГО ВПЛИВУ ПРОМЕНИСТОГО ТЕПЛА НА РОБІТНИКІВ ЛИВАРНИХ ЦЕХІВ

Робота у плавильних відділеннях ливарних цехів має свої особливості, пов'язані з високими температурами, шкідливими викидами, що виділяються в процесі плавлення металу, особливими умовами праці та потенційними ризиками.

Виробнича діяльність робітників у ливарних цехах часто пов'язана з фізичним навантаженням (підйом важких предметів, рух з великою силою, довге перебування в стоячому положенні тощо) та важкими умовами праці.

Перевищення гранично допустимої температури повітряного середовища робочих зон робітників ливарних цехів може виникнути в сумішопідготовчих відділеннях, обладнаних печами для сушіння піску та глини, а також у стрижневих відділеннях, де в місцях вилучення стрижнів із сушильних печей температура повітря може досягати 50°C та більше [1].

Наведемо заходи зменшення шкідливого впливу променистого тепла на робітників біля плавильних печей.

Використання ізольованих захисних екранів біля плавильних печей для запобігання проникнення променів тепла до робочої зони робітників. Це може значно знизити їхню експозицію до шкідливого тепла.

Використання інфрачервоних штор або завіс, які можуть бути встановлені перед плавильною піччю для зниження проникнення променистого тепла до навколишнього середовища. Вони можуть створювати бар'єр між печчю і робітниками.

Налагодження системи вентиляції та кондиціонування повітря необхідні для забезпечення свіжого повітря та відведення тепла від плавильної печі, а також утримання температури на робочому місці на допустимому рівні.

Використання індивідуального захисту для зниження проникнення променів тепла до шкіри та очей робітників.

Раціональне планування робочого графіку, а саме забезпечення достатніх перерв для можливості відновлення робітників у процесі робочого дня мінімізує тривалість експозиції до пекельного тепла [2].

Навчання робітників щодо усвідомлення ризиків, пов'язаних з експозицією до променистого тепла та використання мір безпеки сприятиме попередженню і уникненню опіків, травм та захисту від шкоди, пов'язаної з роботою в таких умовах. Робітники повинні бути обізнані в екстрених процедурах та знати, як діяти в разі виникнення небезпечної ситуації (значні викиди токсичних речовин, пожежа) [3].

Важливо також слідкувати за законодавчими вимогами та нормами щодо безпеки і охорони праці, які регулюють захист робітників від шкідливого впливу тепла у плавильних відділеннях ливарних цехів.

Охорона праці та дотримання відповідних правил безпеки вкрай важливі у плавильних відділеннях ливарних цехів.

Література

1. Пономаренко О.І., Євтушенко Н.С., Твердохлєбова Н.Є., Мезенцева І.О., Семенов Є.О., Євтушенко С.Д. Забезпечення безпечних умов праці для профілактики професійних захворювань працівників металургійного і ливарного виробництва. Метал та лиття України. Т.30, №3 (330). 2022, С. 117-125.

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

3. Твердохлебова Н.Є. Шляхи підвищення рівня техногенної безпеки в Україні. Наука і техніка сьогодні – Київ, 2022. № 3 (3). С. 127-135.

УДК 621.74.046

А. М. Тимошенко, О. В. Шматко, В. П. Лихошва, М. І. Голубчик

Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ

marschal@i.ua

ОЦІНКА ВПЛИВУ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ НА ШВИДКІСТЬ ПРОВЕДЕННЯ ПРОЦЕСУ ВИГОТОВЛЕННЯ БІМЕТАЛЕВОЇ ШТАБИ ЛИВАРНИМ БЕЗПЕРЕРВНИМ СПОСОБОМ

Зносостійкі біметалеві вироби відіграють важливу роль у багатьох галузях промисловості і мають великі перспективи використання. Вони складаються з двох шарів, з яких один забезпечує високу міцність, а інший - високу зносостійкість. Ця комбінація властивостей дозволяє забезпечити оптимальну продуктивність та тривалу експлуатацію виробів.

Одним з основних застосувань зносостійких біметалевих виробів є машинобудування. Вони використовуються виготовлення деталей, які піддаються великому зношуванню або впливу агресивних середовищ. Наприклад, у сфері гірничодобувної промисловості біметалеві вироби використовуються для виготовлення ковшів, робочих органів дробарних установок. Вони забезпечують високу зносостійкість і довгий термін служби в умовах постійного контакту зі скельними породами і рудою. Загалом, перспективи використання зносостійких біметалевих виробів є значними і обумовлені їх властивостями комбінації різних матеріалів. Забезпечуючи оптимальну комбінацію міцності, зносостійкості, стійкості до корозії і термічні властивості, ці вироби можуть використовуватися у багатьох галузях промисловості для поліпшення якості і тривалості експлуатації продуктів і обладнання. Тому актуальною є і розробка нових технологій виготовлення біметалевих виробів [1].

В рамках розробки ливарного методу виготовлення біметалевої двохшарової штаби з використанням концентрованих джерел енергії (рис 1.) було проведено імітаційне моделювання теплофізичних та гідродинамічних процесів в умовах безперервного заливання розплаву на довгомірну підкладку та примусового охолодження біметалевої штаби [2-3].

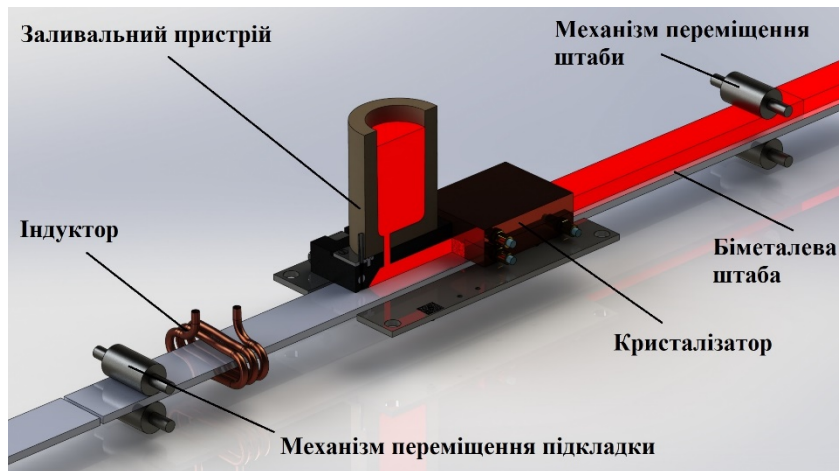


Рис. 1. Схема безперервного отримання плоских біметалевих виробів ливарним способом з попереднім підігрівом заготовки тепловим джерелом.

Згідно зі схемою на рис. 1, плоска сталева довгомірна заготовка рухається відносно концентрованого джерела нагріву, наприклад, електромагнітного індуктора. Вона підігрівається до потрібної температури і потрапляє у зону заливки, де утворюється шар розплаву, наприклад, чавуну, на поверхні штаби, і з'єднується з заготовкою. Подальше затвердіння і формування біметалевої штаби відбувається в кристалізаторі.

Перший етап розрахунків проводився на базовій схемі (рис. 1). Були проведені розрахунки температурних полів у зоні заливки під час формування біметалевої штаби при швидкостях її переміщення 8 – 16 мм/с та різних температурах заливки розплаву чавуну СЧ35 (1250 – 1400 °С). Аналіз результатів імітаційного моделювання процесу отримання біметалевої штаби безперервним ливарним методом, дозволив виявити допустимі параметри, при яких можливе стабільне проведення практичного експерименту, та параметри при яких дані умови не виконуються. Так, при температурі заливання 1350 °С, рекомендовані швидкості заготівки починаються з 15 мм/с, а при 1400 °С – з 10 мм/с.

Другий етап розрахунків проводився з використанням теплоізолюючої вставки між фільєрою та кристалізатором. При значеннях температури заливання розплаву 1250 °С відбувається передчасна кристалізація розплаву, ще до потрапляння

в кристалізатор, що може призводити до заклинювання штаби і аварійної зупинки. При збільшенні температури заливки розплаву до 1300 °С та підвищенні швидкості руху заготовки до 12 мм/с досягаються допустимі термодинамічні параметри в середині ливарного вузла. Подальше збільшення температури розплаву до 1400 °С та швидкості руху до 15 мм/с призводить до того, що біметалева штаба не встигає охолоджуватись і виходить із кристалізатора з рідкою зоною всередині.

Також одним із варіантів впливу на термодинамічне розподілення в ливарному пристрої є використання додатково джерела нагрівання графітової фільєри. На третьому етапі розрахунки проводились з додатковим нагріванням графітової фільєри. В якості джерела нагрівання ливарного пристрою вибрано індукційне, перевагами якого є можливість підігріву як фільєри, так і розплаву. Отримані результати показують, що при 1300 °С та швидкості подачі заготовки 12 мм/с відбувається передчасне охолодження та твердіння розплаву в фільєрі. При температурі заливки 1400 °С і швидкості руху заготовки більше 13 мм/с відбувається неповна кристалізація розплаву. Інші результати в вибраному діапазоні зміни температури заливки розплаву та швидкості переміщення заготовки є допустимими. Слід відміти, що при використанні додаткового нагрівання значно зменшується намерзання металу в передній частині ливарної порожнини фільєри.

Таким чином, було виявлено, що технологічні параметри, такі як температура заливки розплаву та швидкість руху заготовки, впливають на тепловий вміст системи. Дослідження показали, що в контексті формування біметалевої штаби температура заливки розплаву є більш важливим фактором, ніж швидкість руху заготовки, коли ми розглядаємо управління тепловим станом системи.

Також було встановлено, що через тісний контакт між фільєрою і кристалізатором відбувається активне охолодження фільєри, що призводить до зменшення теплового вмісту системи і передчасної кристалізації розплаву. Цю проблему можна вирішити за допомогою встановлення теплоізоляційної вставки між фільєрою та кристалізатором.

Застосування додаткового індукційного нагріву розплаву в заливальному пристрої змінює розподіл температури в шарі розплаву при формуванні біметалевої штаби.

Дослідження також показали, що низький тепловий вміст системи, що виникає при низьких значеннях температури заливки та швидкості руху заготовки, призводить до передчасної кристалізації розплаву у фільєрі ливарного вузла. З іншого

боку, якщо тепловий вміст системи перевищує оптимальні значення, то відбувається неповна кристалізація розплаву на виході з кристалізатора біметалевої штаби.

Список літератури

1. Тимошенко, А.М., Лихошва, В.П., Шматко, О.В., Пелікан, О.А. & Ліхачський, Р.Ф. (2022) Технологічні особливості комбінованого ливарно-індукційного методу одержання тришарових виливків. Процеси лиття, 4, 34-42. DOI: 10.15407/plit2022.04.034
2. Lykhoshva, V., Glushkov, D., Reintal, E., Savin, V., Savina, L., Shmatko, A., & Tymoshenko, A. (2022). Technological Features of the Liquid-Solid State of the Boundary Layer in the Processes of Bimetallic Products. Materials Science Forum: Workshop Advances in Materials Science II, 1049, 53-61. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.1049.53>
3. Lykhoshva, V.P., Lykhoshva, A.V., Savin, V.V., Savina, L.V., Shmatko, O.A., Shatrava, A.P. & Tymoshenko, A.M. (2022). Technological features of stability of bimetallic billets steel-cast iron continuous casting. AIP Conference Proceedings 2486, 020013. <https://doi.org/10.1063/5.0112310>

УДК 621.74

М.С. Треньов, О.І. Пономаренко, Т.В. Берлізева

Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут»

м. Харків

ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ТА ФІЗИЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ АЛЮМІНІЄ-ВІХ СПЛАВІВ ЗА ДОПОМОГОЮ ВИКОРИСТАННЯ НАНОДИСПЕРСНИХ МАТЕРІАЛІВ

Наразі у світі виникає велика потреба у збільшенні якостей та підвищенні строків експлуатації деталей та агрегатів при збереженні мінімальної ваги. Але властивості легкосплавних металів мають значні недоліки - пористість та деформованість, які в свою чергу можуть призвести до руйнування деталей. Висока потреба у збільшенні фізичних та механічних властивостей деталей виводить на перший план необхідність вирішення питань, пов'язаних із підвищенням якості за рахунок відкриття нових матеріалів. Насамперед підвищення якості досягається завдяки застарілим методам, таким

як термообробка відливок, легування, підвищення властивостей відливок завдяки застосуванню різних модифікаторів, використання різних формувальних матеріалів.

Однією з нових інновацій, які можуть внести зміни в ливарне виробництво є наночастки які, завдяки своїм властивостям, можуть значно підвищити властивості відливок. Зразком таких наночасток є вуглецеві нанотрубки, фулерени, графени. Застосування наночасток має розглядатися як складова частина розробки спільних заходів щодо технічного переозброєння ливарного виробництва.

Так, великі перспективи та іновачії в матеріалознавстві пов'язані з розробкою нових технологій отримання нанокомпозитів, тобто матеріалів, в яких один з компонентів має нанорозмірну величину. Ці компоненти виступають, як армуючий елемент, а саме мають – високу міцність, модуль пружності, що в свою чергу може значно підвищити фізичні механічні властивості та звісно ж підвищити строки експлуатації деталей.

На даний час вуглецеві наноматеріали широко застосовуються з великим спектром сплавів, але основним в свою чергу є алюмінієвий сплав, який використовуються у літакобудуванні, автомобільній та спортивній техніці. Актуальною проблемою застосування нанокомпозитних матеріалів в ливарному виробництві є рівномірне розповсюдження таких матеріалів по всьому розплаву. Сучасні вимоги виробництва щодо покращення процесу виготовлення відливок вимагають підвищення якості за рахунок відкриття нових технологій виробництва за допомогою вводу нових композитних матеріалів на базі сплаву металу та вуглицевих наноматеріалів, як лігатури.

Вказані факти застосування нових композитних матеріалів призвели до того, що вдалося значно підвищити механічні та фізичні властивості відливок за рахунок створення матриці, яка надає виробам певної форми і створює монолітний матеріал, а також передає зусилля, прикладені до виробу, на армовані елементи. Таким чином отримання нових композитних матеріалів дає змогу у подальшому здійснювати розвиток ливарного виробництва з подальшими перспективами на відкриття нових композитних матеріалів.

Для прикладу щодо використання зазначених технологій буде використовуватись алюмінієва відливка поршню відповідального значення із застосуванням вищезазначених технологій. Звісно одним з головних завдань є підвищення механічних та фізичних властивостей без зміни ваги деталі.

Також при застосуванні вуглицевих наночасток одним з головних факторів, яким треба переділити увагу є підготовка вуглицевих наночасток до застосування та процесу вводу наночасток до рідкого сплаву металу. Звісно цей

процес починається з підготовки наночастинок в лабораторних умовах, розробки технології вводу до рівномірного розподілення наночастинок в сплаві металу.

Враховуючи вищевказане, можливо дійти висновків, що в результаті використання нових композитних матеріалів таких як вуглецеві нанотрубки, фулерени, графени у ливарному виробництві, відкривають вікно можливостей щодо удосконалення механічних та фізичних властивостей литих деталей, у свою чергу цей процес дасть можливість значно ініціювати подальший розвиток ливарного виробництва. Результатом такої модифікації металів повинно стати нові технологічні процеси отримання нових композитних матеріалів, на основі яких можливо зробити рівномірне розподілення сполук, які додаються до сплавів по всьому розплаву металів під час їх приготування, та призведе до зміцнення та пружності металів що використовуються у відливках відповідного значення. Основним же завданням отримання вищевказаних модифікацій сплавів звісно ж є отримання нових технологічних процесів застосування вуглецевих наночастинок, які мають бути інноваційними в області ливарного виробництва та металургії.

Список літератури:

Треньов М.С. Підвищення механічних та фізичних властивостей алюмінієвих сплавів за допомогою використання нанодисперсних матеріалів. / М.С.Треньов, О.І. Пономаренко // Матеріали XXXI Міжнародної науково-практичної конференція «Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я (MicroCAD-2023)» (17-20 травня 2023 р. м. Харків) - Харків <https://web.kpi.kharkov.ua/microcad> - 2023.

В.Є. Хричиков, О.Д. Семенов, Л.Х. Іванова, О.В. Меняйло,
Є.Г. Афтандіянц¹, С.Г. Гнилокурєнко²

Інститут промислових та бізнес технологій

Українського державного університету науки та технологій, Україна, м. Дніпро

¹ Національний університет біоресурсів і природокористування України, м. Київ

² Фізико-технологічного інституту металів та сплавів НАН України, м. Київ

ОБГОВОРЕННЯ ДОЦІЛЬНОСТІ КОРЕГУВАННЯ ТЕРМІНУ УТЯЖИНА В ДСТУ 9051:2020

В теорії ливарних процесів причини виникнення утяжини досі не з'ясовані, але пов'язують з її розміщенням поряд з термічними вузлами і усадковими раковинами. Наші експериментальні дослідження [1] показали, що причиною виникнення утяжин (1 на рис. 1) є утворення розрядження (P_0) в теплових вузлах в масивних частинах вилівка. Тому атмосферний тиск (P_{at}) призводить до втягування і викривлення шару металу (1 на рис. 1) на частині поверхні вилівка з меншою міцністю і більш високою температурою.

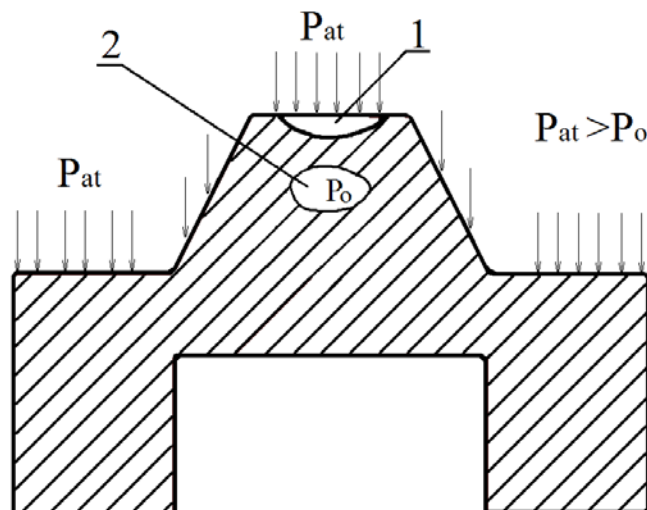


Рис. 2 – Типовий вигляд утяжини (1) у потовщеній частині вилівку з усадковою раковиною (2):

P_0 – розрядження в усадковій раковині; P_{at} – атмосферний тиск

Розроблено пристрій для вимірювання розрядження в усадковій раковині, який засновано на використанні голки медичної із неіржавіючої сталі зовнішнім $\varnothing 0,7$ мм

та отвором \varnothing 0,44 мм, що виключає проникнення розплаву в середину [1]. Досліджено кінетику утворення розрядження в усадковій раковині виливка у формі куля \varnothing 120 мм та процес твердіння центру кулі зі сплаву Al-Si-Mg у піщано-глинистій формі. Зміна різниці рівня висоти водяних стовпів у U-образному водяному манометрі в центрі усадкової раковини виливка і атмосферним тиском становить 80 мм. На виливку після охолодження та очищення від залишків формувальної суміші зафіксовано утворення утяжини у верхній частині.

Відповідно отриманим експериментальним результатам пропонуємо скорегувати визначення терміну утяжина в ДСТУ 9051:2020 «Утяжина – дефект у вигляді заглибини із закругленими краями на поверхні виливка, яка утворилася внаслідок зсідання металу під час твердіння» [2] на «Утяжина – дефект у вигляді заглибини із закругленими краями на поверхні виливка, який формувався поблизу теплового вузла і усадкової раковини, де виникає розрядження і зсідання металу на частині поверхні виливка з меншою міцністю».

Список літератури

1. V. Khrychikov, O. Semenov, H. Meniailo, Y. Aftandiliants, S. Gnyloskurenko. The Process of Vacuum Formation in the Shrinkage Cavity at Castings Crystallization. *Archives of Foundry Engineering*. Vol. 2022, Issue 4, 2022, P. 79-84. [The Katowice Branch of the Polish Academy of Sciences](#). Scopus. DOI: [10.24425/afe.2022.143953](#).

2. ДСТУ 9051:2020. Виливки з чавуну і сталі. Дефекти. Терміни та визначення. Начало дії 01.04.2021. С. 15. <http://ptima.kiev.ua> › IRONSTEEL › dstu19200-80.

УДК 669.715:66.067

Т. Г. Ціп

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

e-mail: jknd-t@ukr.net

ВПЛИВ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ РОЗПЛАВУ НА МІКРОСТРУКТУРУ ЗАЕВТЕКТИЧНИХ СИЛУМІНІВ

Постійне підвищення продуктивності двигунів внутрішнього згорання зумовлює зростання вимог до сплавів, з яких виробляються його вузли та деталі. Силуміни –

алюмінієві сплави, де основним легувальним елементом є кремній. Відмінні ливарні властивості та привабливе співвідношення міцність-вага роблять їх оптимальним матеріалом для автомобільної промисловості. Однією з головних деталей двигуна внутрішнього згорання є поршень, до якого пред'являються вимоги - легкість, міцність, здатність витримувати значні механічні навантаження і теплові удари, висока зносостійкість робочих поверхонь, низьке тертя при мінімально можливому зазорі в циліндрі.

Найбільшою мірою вище означеним вимогам відповідають поршні, виготовлені з заевтектичних силумінів. Згідно з діаграмою рівноважного стану головними структурними складовими цих сплавів є кристали первинного кремнію та алюмінієво-кремнієва евтектика, розмір та форми росту яких можуть змінюватися при швидкісному охолодженні розплаву, позитивно впливаючи на фізико-механічні характеристики виробу.

У роботі досліджено вплив швидкості охолодження на мікроструктуру заевтектичних силумінів з вмістом кремнію 14, 16,5 та 18 мас. %. Сплави виплавляли в електричній печі опору додаванням до розплаву АК12 (ДСТУ 2839-94) відповідної кількості лігатури Al - 50 % Si. Зміна швидкості охолодження досягалася заливанням розплаву в форми з різними теплофізичними характеристиками. За допомогою аналогово-цифрового перетворювача було побудовано криві охолодження, за якими розраховували швидкість охолодження сплаву в проміжку часу від температури перегріву розплаву до температури ліквідус. Досліджуваний інтервал швидкостей охолодження складав ($V_{\text{охол}}$) 1,0...80 °C/с. Вимірювали середній розмір кристалу (СРК) первинного кремнію (КПК) у сплавах. Зі зростанням швидкості охолодження КПК зменшується від 47..85 мкм при $V_{\text{охол}} = 2,0$ °C/с до 34...38 при $V_{\text{охол}} = 51...81$ °C/с (рис.). Слід зауважити, що в діапазоні швидкостей охолодження 51...81 °C/с для КПК зберігається розмірне «плато» (рис. б, в, г).

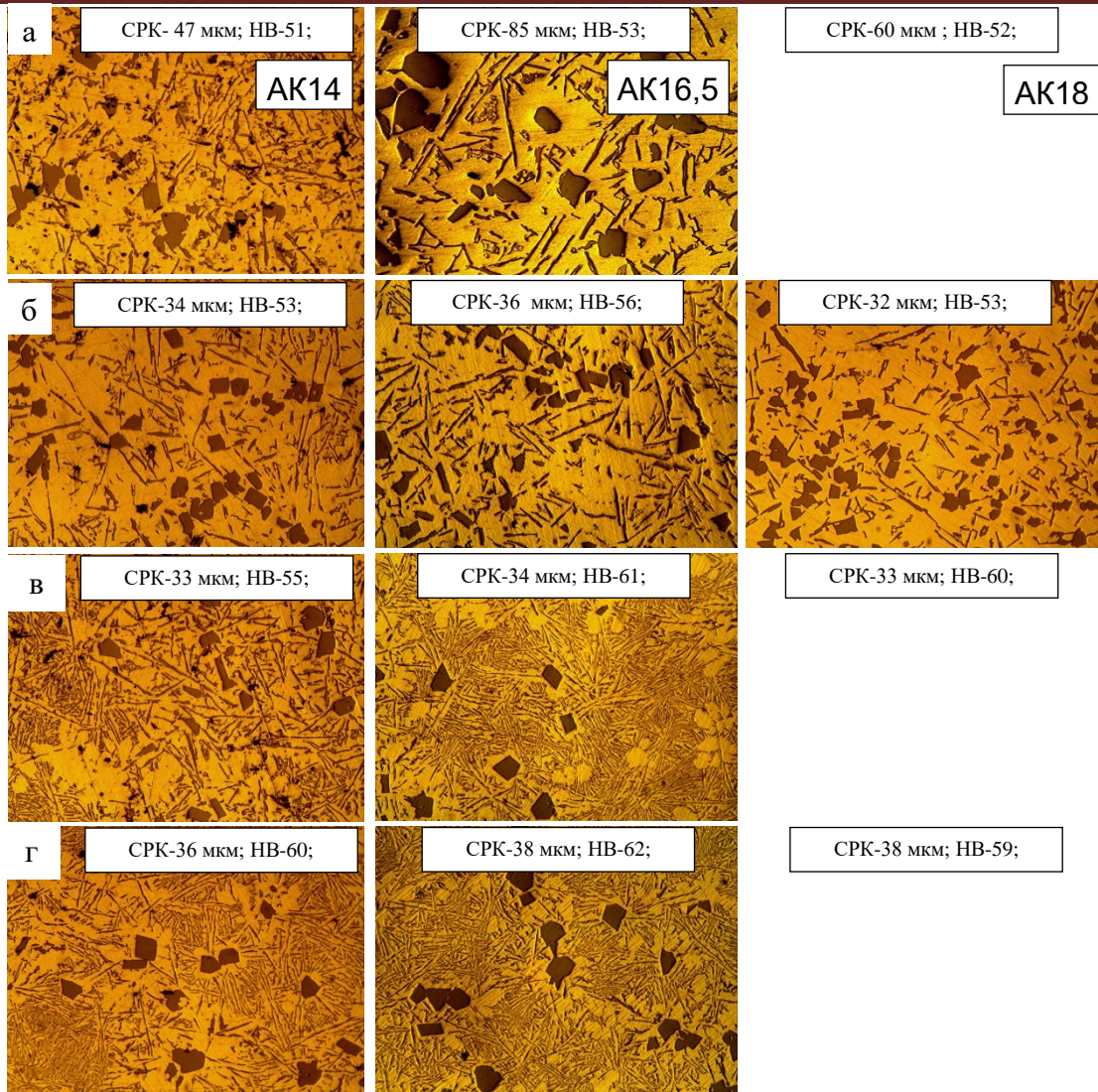


Рис. - Мікроструктура сплавів АК14; АК16,5; АК18 отриманих при різних швидкостях охолодження: ряд а – 2,2 °С/с; б – 51 °С/с; в – 59 °С/с; г – 71 °С/с

Разом з тим, твердість за Брінеллем (НВ) зі збільшенням швидкості охолодження зростає майже прямо пропорційно. Так, різниця значення твердості сплавів при збільшенні швидкості їх охолодження від $V_{\text{охол}} = 2,2 \text{ } ^\circ\text{C/с}$ до $V_{\text{охол}} = 51 \text{ } ^\circ\text{C/с}$ складає 2..3 одиниці (рис. а, б), а при зміні $V_{\text{охол}}$ з $51 \text{ } ^\circ\text{C/с}$ до 59 і 71 °С/с ця різниця є значно більшою – 5...7 одиниць (рис. б, в, г). Перш за все, це пояснюється зміною розміру та морфології кристалів кремнію в Al-Si евтектиці – від грубого пластинчатого (поперечний переріз $\delta \sim 4,7 \text{ мкм}$) до тонкопластинчатого (поперечний переріз евтектичного кремнію $\delta \sim 1,2 \text{ мкм}$), а також збільшенням об'ємної частки кооперативної евтектики при зменшенні кількості нерівноважного твердого розчину алюмінію. Залишається незначна кількість м'якої алюмінієвої фази навколо кристалів первинного кремнію. Отже, якщо створити умови охолодження виливки поршня із заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів зі швидкістю $\geq 60 \text{ } ^\circ\text{C/с}$, його твердість можна підвищити на $\sim 15 \%$ та покращити

інші фізико-механічні характеристики без додаткового модифікування та мікролегування.

УДК 621.74.045

І. А. Шалевська, В. С. Дорошенко, М. М. Дьяченко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

e-mail: doro55v@gmail.com

ОСОБЛИВОСТІ ВИБОРУ ДИСПЕРСНИХ НЕМЕТАЛЕВИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ АРМУВАННЯ ЛИТИХ МЕТАЛОКОНСТРУКЦІЙ

За нашими дослідженнями для оптимального використання ресурсу металу при виливанні в піщаних формах конструкцій з чавуну з кулястим графітом (ЧКГ) рекомендується не перевищувати товщину стінок цих конструкцій понад 30 мм, а при литті в вакуумовану піщану форму - 16 мм [1]. Це досліджено на прикладах стінок виливків люків оглядових колодязів та гідроапаратури. А обмеження по товщині обґрунтовано тим, що до 30 мм переважає перлітна складова ЧКГ, а подальше нарощування товщини стінок при кристалізації виливків в піщаних формах призводить переважно до утворення феритної металевої матриці ЧКГ.

Враховано, що перліт приблизно в 3 рази міцніший за ферит, а збільшення частки перліту дозволяє підвищити механічні властивості ЧКГ на одиницю маси. Також перлітна структура сприятлива для гартування ЧКГ «на бейніт», що суттєво підвищує його механічні властивості. Для вакуумованих піщаних форм завдяки впливу вакууму на тепловідвід «метал-форма» переваги перлітної структури найкраще реалізуються на стінках виливків товщиною до 16 мм в тому числі за рахунок здрібнення кристалічного зерна металу (кристалітів) [2].

Як варіант економії металу при зменшенні маси литої конструкції і її оптимізації з огляду застосування стінок переважно невеликої товщини розроблено спосіб армування стінок неметалевим дисперсним матеріалом, найпростішим з яких для ливарників є спечена піщано-рікоскляна суміш, що недорога за вартістю і проста для приготування в ливарному цеху. Товщини армувальної вставки і стінок чавунного виливка вибираються такими, що ця піщана суміш (у вигляді піщаного стрижня) в процесі виливання стінки гарантовано нагрівається до 800 °С і спікається, утворюючи пригар з внутрішньою поверхнею трубок. Такого виду суміш для стрижневих вставок в тіло виливка

вибрано з тих міркувань, що вона при спіканні дає порівняно високу міцність при стисканні і армувальний стрижень сам виконує певну несучу функцію.

Аналізуючи інформацію з технології ливарної форми для вибору типу суміші для армування, взяли до уваги те, що міцність після нагрівання і охолодження (залишкова міцність) характеризує здатність форми руйнуватися в процесі вибивання, тобто є непрямим методом визначення вибиваємості сумішей і, відповідно, визначає виробничі та санітарно-гігієнічні умови вибивних і очисних відділень ливарних цехів. Ідеальною в ливарному виробництві вважається така формувальна суміш, яка має достатню міцність і податливість, а при охолодженні втрачає свою міцність майже повністю [3]. Ідеальні суміші зустрічаються дуже рідко. Деякі зв'язувальні компоненти (ЗК), навпаки, після нагрівання та охолодження стають набагато міцнішими.

Найбільший вплив на залишкову міцність (і вибиваємість) мають природа ЗК, температура прогрівання, тривалість витримки за високих температур, швидкість охолодження. Формувальні суміші з дрібним піском спікаються більше, ніж із крупним, тому їхня залишкова міцність вища. Глини спікаються по-різному залежно від вмісту в них легкоплавких домішок. Найбільшу залишкову міцність і найгіршу вибиваємість мають формувальні суміші з рідким склом, внаслідок розплавлення лужних силікатів і наступного спікання формувальної суміші. Зміну залишкової міцності формувальних піщаних сумішей із основними неорганічними ЗК залежно від температури їх прогрівання показано на рис. 1 [3].

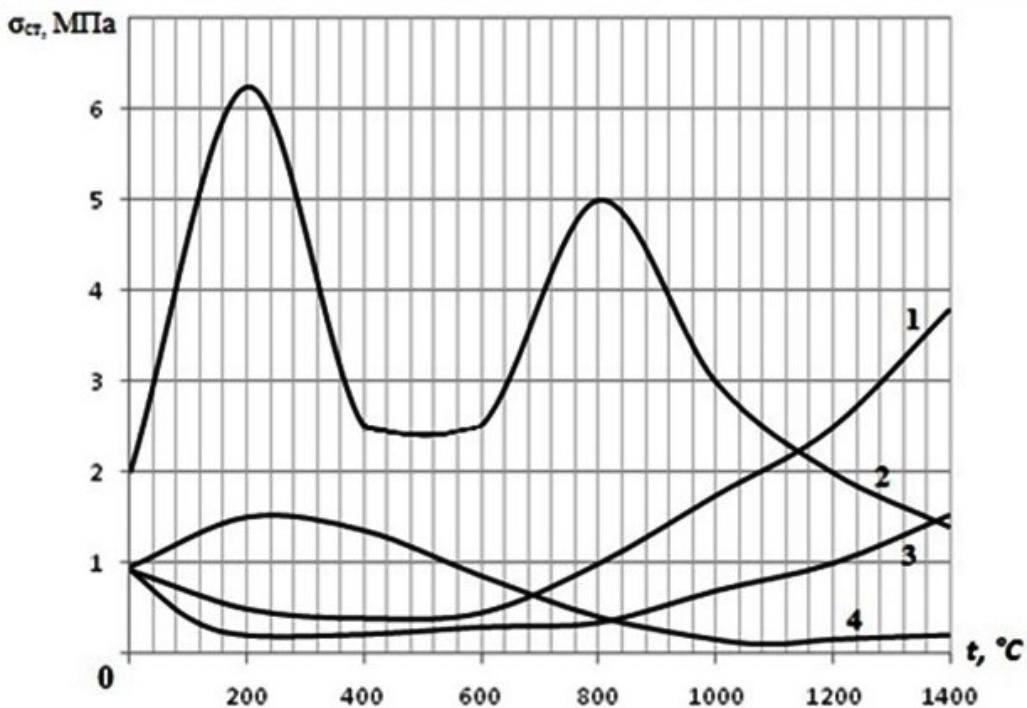


Рис. 1 – Залишкова міцність різних піщаних сумішей залежно від температури прогрівання: 1 – суміш з рідким склом і ферохромовим шлаком; 2 – суміш з рідким склом, зміцнена CO₂; 3 – РСС (рідка самотвердна) з рідким склом; 4 – піщано-глиняста суміш

Таким чином, замість традиційного для ливарників запобігання спікання піщаних рідкоскляних стрижнів і лиття без пригару, спеціально використали протилежний спосіб - спікання суміші кварцового піску з рідким склом (за CO₂-процесом) до камнеподібною монолітною арматури, бажано з утворенням пригару її поверхні до металевих оточуючих її стінок і надійним її стисненням завдяки усадці металу.

Інший варіант армування полягав в заповненні литих стінок з ЧШГ неметалевим матеріалом, що має не менші протирадіаційні властивості, ніж метал цих стінок. Такі литі конструкції стінок розроблено для корпусу протирадіаційного контейнера для захоронення радіаційно небезпечних відходів [4]. Внутрішнє армування стінок виконують з перекристалізованого кам'яного петрургічного матеріалу. Таке армування цим матеріалом майже на 20 % зменшує масу вилівка за рахунок того, що питома вага кам'яного петрургічного матеріалу 3400 кг/м³, що більш ніж вдвічі менше ЧКГ, але практично не зменшує рівень біологічного захисту від радіоактивних відходів, бо його показник лінійного коефіцієнту ослаблення гамма-квантів - в межах 0,41-0,45 см⁻¹, а феритного ЧШГ - в межах 0,42-0,47 см⁻¹.

Способи описаного армування застосовували при литті за моделями, що газифікуються (ЛГМ). В стінках моделі з пінополістиролу виконували порожнини і заповнювали її зазначеними видами піщаної суміші. При цьому порожниста стінка моделі наче служила імпровізованим стрижневим ящиком для утворення піщаного стрижня – арматури. Такі способи лиття армованих конструкцій нескладні для застосування в численних навіть невеликих діючих ливарних цехах чи дільницях, які можливо переобладнати під технологію ЛГМ.

Також в багатьох випадках варіанти конструкції армованої литої стінки (замість монолітної) набувають підвищених несучих (за рахунок двох тонких стінок, що оточують арматуру, з огляду вищезгаданого рекомендованого обмеження товщини стінки, зокрема для ЧШГ) та захисних властивостей за рахунок ефекту опору тришарової стінки з матеріалами різної структури. Останнє дозволяє часткове поглинання енергії зовнішньої деформації разом з викривленням траєкторії дії руйнуючого стінку елемента. За таким принципом новітні конструкції броні для танків і бронемашин виконують шаруватими, поєднуючи механічні властивості різних матеріалів для зміни напрямку ураження.

Список літератури

1. Патент 126031 Україна, МПК В22 D7/00, В22 D23/00. Виливок з чавуну з кулястим графітом / В.С. Дорошенко, В.О. Шинський. Опубл. 11.06.2018, Бюл. № 1.
2. Дорошенко В.С. Предложения по металлосбережению при литье высокопрочного чугуна в песчаных формах // Металл и литье Украины. – 2016. - № 2. – С. 28 -35.
3. Лютий Р.В., Гурія І.М. Формувальні матеріали. – Київ: КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2020. – 258 с.
4. Патент 88741 Україна, МПК В22D 25/00. Спосіб виготовлення виливка корпусу контейнера для захоронення та транспортування радіоактивних відходів / Д.С. Козак, В.Б. Бубликов, А.А. Шейко, Б.Г. Зелений, В.П. Латенко, А.В. Косинська. Опубл. 10.11.09.2009, Бюл. № 21.

УДК 621.74.046

І. А. Шалевська, М. М. Дьяченко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

МЕХАНІЗМ ОДЕРЖАННЯ КОМПОЗИЦІЙНОГО ВИЛИВКА З СІРОГО ЧАВУНА З ВИКОРИСТАННЯМ КЕРАМІЧНИХ АРМУЮЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ

Останнім часом широкого поширення набули композитні литі матеріали, які отримують за допомогою різноманітних методів рідкофазного з'єднання металевої матриці з високоміцним армуючим матеріалом в вигляді мікро- та макрочасток, а також стрижнів та волокон.

Основні технологічні схеми отримання композитних виливків (КМ) представлено в монографії [1]. Авторами розглянуто загальні теоретичні положення процесів, що протікають в формі та які дають змогу отримати композитні (армовані) виливки, наведено рекомендовані матричні сплави (МС) та марки армуючої фази (АФ).

Рідкофазні методи, на думку [2], мають ряд суттєвих переваг, серед яких головні: можливість виробництва виробів з КМ з мінімальною наступною механічною обробкою або взагалі без неї; обмежений силовий вплив на крихкі компоненти; широка номенклатура компонентів, які використовуються для створення КМ; спрощене апаратне забезпечення; висока продуктивність; можливість механізації, автоматизації та

реалізації безперервних технологічних процесів. Крім того [1, 2], за допомогою рідкофазного методу можна виготовляти такі КМ, які іншими методами виготовити або неможливо, або нераціонально.

Важливою технологічною проблемою при поєднанні компонентів армованої системи є міцне з'єднання на межі "АФ-МС" [3].

Однією з основних умов формування литих армованих конструкцій (ЛАК) є змочування армуючих елементів розплавом матриці і заповнення їм пор, капілярів та інших пустот. Змочування розплавом призводить до тісного контакту фаз – необхідної умови для розвитку процесів хімічної взаємодії на межі розділу [4].

Основними факторами технології суміщення компонентів ЛАК для досягнення оптимальної структури і експлуатаційних властивостей армованих систем є процеси дифузійної взаємодії, що протікають в системі «АФ – МС». Причому формування контактних зон відбувається по складним залежностям, що визначаються швидкостями реакцій і дифузійними процесами елементів [4].

В основному в літературі наведено результати дослідження армування біметалевих систем. При використанні армуючих елементів з керамічних сумішей на основі кварцевого піску тісний контакт фаз можна забезпечити механічним зв'язком, який виникає за рахунок проникнення розплавленого металу в пори керамічної суміші. Фактично на межі фаз треба забезпечити утворення механічного пригару на глибину не менше, ніж діаметр зерна формувального піску (0,1...0,315 мм).

Сплав проникає у пори форми під дією гідростатичного та капілярного тиску. Глибину проникнення металу в пори форми може бути знайдено з виразу:

$$h = H - \frac{2\sigma \cdot \cos \theta}{\rho \cdot r}, \quad (1)$$

де h – глибина проникнення металу в пори кераміки; H – гідростатичний напір сплаву в формі; σ – поверхневий натяг сплаву; θ – крайовий кут змочування; ρ – густина сплаву; r – радіус пор.

Капілярний тиск при $0^\circ < \theta < 90^\circ$ сприятиме проникненню сплаву у пори форми.

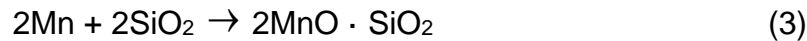
Також тісний контакт на межі фаз виникає в результаті фізико-хімічної взаємодії на межі "метал – керамічний елемент" в результаті складних реакцій між металом вилівка, його оксидами та матеріалом керамічного елемента.

На відміну від механічного зв'язку зерна формувального піску в шарі, що прогрівається, зв'язуються головним чином продуктами хімічних реакцій, які протікають при високих температурах, переважно силікатами. Оксиди заліза добре змочують

кварцовий пісок і під дією капілярного тиску легко проникають у пори керамічного армуючого елементу, вступаючи в реакцію з кремнеземом.



Також можливе протікання аналогічної реакції між окислом мангану та кремнеземом:



Легкоплавкі силікати, що утворюються в результаті цих реакцій, після застудіння цементують зерна піску з чавуном у міцний прошарок на межі «матричний сплав-армуючий елемент». Слід зазначити, що при використанні керамічних армуючих елементів на основі кварцового піску, недостатньо тільки забезпечення міцного зв'язку на межі фаз, необхідно ще використання в керамічній суміші в'язучих матеріалів, які під дією температури розплавленого металу не руйнуються, а при охолодженні вилівка збільшують міцнісні характеристики керамічного матеріалу.

Література

1. Лисенко Т. В., Ясюков В. В., Прокопович І. В. Концепції управління формотворенням виливків: монографія. Одеса: Екологія. 2019. 272 с.
2. Затуловський С. С., Кезик В. Я., Іванова Р. К. Литі композиційні матеріали. Київ: Техніка, 1990. 240 с.
3. Браутман Л., Крок Р. Композиционные материалы. Том 1: Поверхности раздела в металлических композитах. М.; Мир, 1978. 438 с.
4. Shinsky I., Shalevska I., Musbah J. Efficiency of influence of a metal macroreinforcing phase on process of solidification of large-sized castings. *TEKA. Edition of Lublin University of technology*. 2015, V.15. N. 2. P. 51–59.

В. Ж. Шемет¹, А. Ю. Семенко², М. М. Ворон², А. М. Тимошенко²

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

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

e-mail: semenko.au@gmail.com

ДОСЛІДЖЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ Fe-Mn-Al-C СТАЛЕЙ

Fe-Mn-Al-C сталі отримали велику увагу щодо застосування в конструкціях автомобілів завдяки чудовому поєднанню низької густини, високого рівня механічних властивостей та стійкості до корозії. Загальновідомо, що хімічний склад, особливо вміст вуглецю, який підвищує міцність і зменшує густину сталей, відіграє важливу роль у контролі мікроструктури та характеристик металу [1-4]. Проаналізувавши результати роботи інших фахівців у даній області відносно впливу вуглецю у сплаві з високим вмістом марганцю, можна стверджувати наступне: при не надто високому вмісті алюмінію, зі збільшенням вмісту вуглецю кількість аустеніту поступово збільшується і двофазна мікроструктура ферит/аустеніт перетворюється на однофазний аустеніт; міцність сталі монотонно збільшується, зокрема, збільшується і пластичність до вмісту вуглецю ~0,8-0,9 % мас., а після перевищення вказаного вмісту вуглецю починає зменшуватись.

Статистичний аналіз показує, що координаційна здатність деформації аустеніту вища, ніж здатність фериту [5]. Отже, зі збільшенням вмісту аустеніту пластичність двофазної сталі помітно збільшується, тоді як міцність – не так стрімко. Для однофазних аустенітних сталей межа текучості зростає, але здатність до подовження та зміцнення при роботі зменшується зі збільшенням вмісту С, що пов'язано з виділенням скупчень к-карбідів. Пошук оптимальних складів високоміцних високомарганцевих сталей залишається актуальним завданням, особливо – для литого стану. В ході досліджень механічних властивостей вказаних матеріалів, які характеризувались відносно високим вмістом алюмінію та середнім вмістом марганцю, методом аргоно-дугового переплаву було одержано зразки високоміцної аустенітної Fe-Mn-Al-C сталі різного хімічного складу.

Оптимальним шляхом вивчення механічних властивостей дослідних зразків сталі є поєднання випробування на розтяг з методом мікроіндентування. Тому, на першому етапі досліджень, для оцінки фізико-механічних властивостей статичним випробуванням на розтяг стандартні п'ятикратні зразки випробовували на автоматизованій

розривній машині UTM-100. Результати випробувань Fe-Mn-Al-C сталі на розтяг у литому стані показали, що для збільшення пластичності раціонально дотримуватись співвідношення Fe-(25-27Mn)-(8-10)Al-(<1)C, оскільки при концентрації Fe-(19-21)Mn-(10-12)Al-(0,93-1,02)C сталь при розриві проявила крихкість (пластичність < 1%), у той час як при збільшенні вмісту Mn до 25 % мас. при вмісті Al до 10 % мас. та C до 1 % мас. пластичність зросла до 5%.

Після випробування зразків Fe-Mn-Al-C сталі різного хімічного складу на розтяг було здійснено їх відпал при 1100 °C протягом 1 години, а також випробування на твердість методом Бринелля кулькою діаметром 5 мм, силою натиску 750 кгс та витримкою протягом 30 с. Результати випробувань показали, що: вплив вмісту вуглецю як на міцність так і на твердість, зокрема з урахуванням попереднього досвіду, показує, що оптимальний його вміст має становити <1 % мас., оскільки при дотриманні цієї умови була зафіксована максимальна міцність 1123,7 МПа; вплив вмісту марганцю на міцність, а також на твердість після відпалу показали, що збільшення його частки у сталі від 21 до 25 (% мас.) позитивно впливає на механічні властивості; при вмісті алюмінію 9-10 % мас. зразки показали середню твердість на рівні 215-245 НВ.

На наступному етапі досліджень було здійснено мікроіндентування дослідних зразків, оскільки можливості цього методу дозволяють дослідити наявність і однорідність виділення к-карбідної фази зразків з різним вмістом марганцю та алюмінію. Відповідні результати представлено на рисунку.

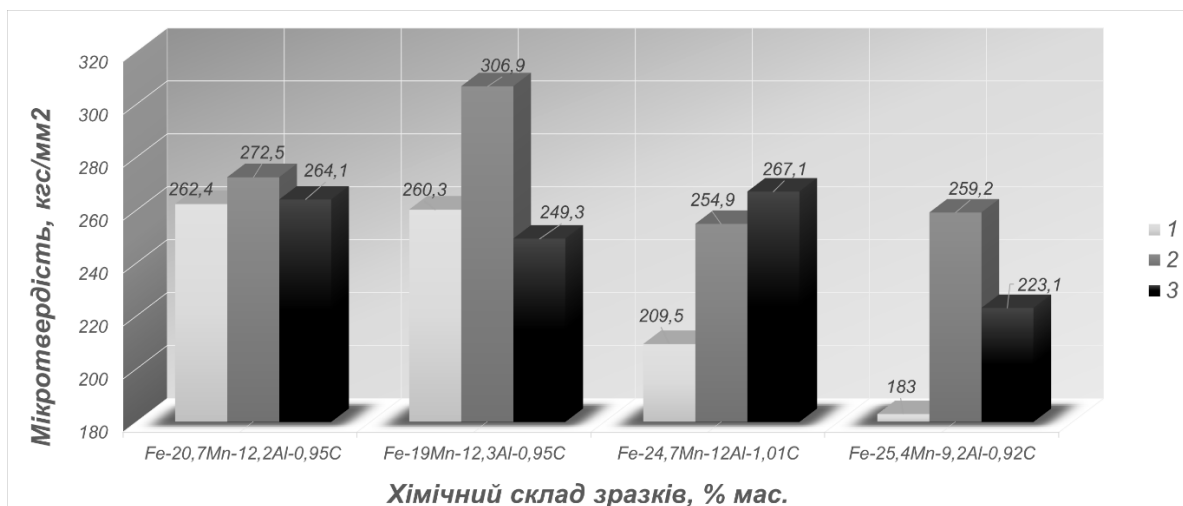


Рис. – Мікротвердість дослідних зразків Fe-Mn-Al-C сталі чотирьох складів, де: 1 – аустенітна фаза; 2 – феритна фаза; 3 – скупчення к-карбідів

Відповідно до широкого ряду досліджень, можна сказати, що, одержані показники механічних властивостей в литому стані є досить високими, проте їх додаткове підвищення (міцності до 1500 МПа і пластичності до 45-65%) можливе після застосування додаткової термо-деформаційної обробки.

Робота виконувалась у Національному технічному університеті України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». Дослідження проведено в рамках виконання Проєкту 2020.02/0283 «Нові високопластичні надміцні сталі Fe-Mn-Al-C: вплив технологічних параметрів на формування їх структури та фізико-хімічні властивості» за рахунок грантової підтримки Національного фонду досліджень України.

Список літератури

1. Min Chul Ha, Jin-Mo Koo, Jae-Kon Lee, Si Woo Hwang, Kyung-Tae Park. (2013). Tensile deformation of a low-density Fe–27Mn–12Al–0.8C duplex steel in association with ordered phases at ambient temperature. *Materials Science and Engineering: A*, Volume 586, pp. 276-283, <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.07.094>
2. E. Welsch, D. Ponge, S.M. Hafez Haghghat, S. Sandlöbes, P. Choi, M. Herbig, S. Zaeferrer, D. Raabe. (2016). Strain hardening by dynamic slip band refinement in a high-Mn lightweight steel. *Acta Materialia*, Volume 116, pp. 188-199, <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.06.037>
3. I. Gutierrez-Urrutia, D. Raabe. (2012). Multistage strain hardening through dislocation substructure and twinning in a high strength and ductile weight-reduced Fe–Mn–Al–C steel. *Acta Materialia*, Volume 60, Issue 16, pp. 5791-5802, <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.07.018>
4. M.J. Yao, E. Welsch, D. Ponge, S.M.H. Haghghat, S. Sandlöbes, P. Choi, M. Herbig, I. Bleskov, T. Hickel, M. Lipinska-Chwalek, P. Shanthraj, C. Scheu, S. Zaeferrer, B. Gault, D. Raabe. (2017). Strengthening and strain hardening mechanisms in a precipitation-hardened high-Mn lightweight steel. *Acta Materialia*, Volume 140, pp. 258-273, <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.08.049>
5. Ch. Haase and L. A. Barrales-Mora. (2019). From High-Manganese Steels to Advanced High-Entropy Alloys. *Metals*, 9, 726. <https://doi.org/10.3390/met9070726>

Шклярук М.І., Масалітіна О.В

Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут»
Україна, м. Харків

ГАЗОВА ПОРИСТІСТЬ У ВИЛИВКАХ: ПРИЧИНИ ТА МЕТОДИ УСУНЕННЯ

У ливарному виробництві існує ряд дефектів виливків, які можуть впливати на якість та характеристики готової деталі. Один з найпоширеніших дефектів у виливках - це газова пористість. Пористість є невеликими або великими бульбашками газу, замкненими у матеріалі виливки. Ці бульбашки можуть бути розподілені як на поверхні, так і усередині виливки. Пористість може негативно впливати на механічні властивості, зовнішній вигляд та міцність виливки.

Метою даної роботи є дослідження газової пористості, що відноситься до третьої групи ливарних дефектів "Несуцільності в тілі виливки".

Для усунення пористості у виливках можуть використовуватися такі методи:

1. Поліпшення процесу заливання: Одним із ключових факторів, що впливають на утворення пористості, є процес заливання розплавленого металу у форму. Оптимізація швидкості заливки, способу подачі металу, а також використання спеціальних заливальних систем та розподільників може допомогти зменшити кількість бульбашок газу.

2. Попередня дегазація розплаву: Перш ніж проводити заливку, розплавлений метал може бути дегазований для видалення газів з нього. Це можна досягти шляхом вакуумування розплаву або використання інертних газів для витіснення газових домішок.

3. Використання інертних газів: Під час заливки можна використовувати інертні гази, такі як аргон або азот, для створення захисної атмосфери над поверхнею розплаву. Це допомагає запобігти взаємодії металу з киснем та іншими газами, які можуть призвести до утворення бульбашок.

4. Корекція складу сплаву: У деяких випадках причина утворення пористості може бути пов'язана із недостатньо чистим або неправильним складом сплаву. Оптимізація складу сплаву може знизити можливість утворення газових бульбашок.

5. Контроль температури: Дуже висока температура розплаву може сприяти утворенню більшої кількості газових бульбашок. Контроль температури розплаву та форми допоможе мінімізувати цей дефект.

6. Використання додаткових обробок: Після виливки можна провести додаткові обробки, такі як термічна обробка, вакуумування або дегазація, щоб видалити гази з внутрішніх структур виливки.

Таким чином усунення пористості може вимагати комплексного підходу, включаючи зміни у процесі заливання, підготовки розплаву та форми, а також контролю параметрів навколишнього середовища.

УДК 621.74

В. П. Школяренко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: hvp@ukr.net

МЕТОД ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ПЕРЕМІШУВАННЯ РОЗПЛАВУ У ЛИВАРНИХ ІНДУКЦІЙНИХ ПЕЧАХ

Відомо, що індукційні печі широко застосовується у ливарному виробництві. При експлуатації індукційних печей мають місце значні перевитрати електроенергії через конструктивну недосконалість і невідповідність існуючого технологічного (металургійного) процесу сучасним європейським вимогам до енергозбереження. Тому, актуальним є дослідження способів підвищення енергоефективності плавки та електромагнітного перемішування розплавів у індукційних печах [1].

Промисловість випускає такі індукційні печі: високочастотні (100-200 кГц), середньої частоти (500-1000 Гц), промислової частоти (50 Гц) [2]. Для перетворення частоти застосовуються обертові та тиристорні перетворювачі частоти. Останні забезпечують суттєву економію витрат внаслідок компактності розташування плавильного агрегату, а також зниження шуму при роботі у цеху. Крім того, при використанні тиристорних перетворювачів частоти струм індуктора та частота регулюються автоматично залежно від стану металу у печі та ступеня заповнення її шихтою. Печі середньої частоти дозволяють збільшувати потужність, що підводиться, порівняно з печами промислової частоти, що призводить до зниження часу розплавлення шихти [2]. Здебільшого

промислові індукційні тигельні печі забезпечують гарне перемішування розплаву. Не великі печі, які працюють на підвищених частотах, майже не забезпечують електромагнітне перемішування розплаву у ході плавки. Таким чином, використання у індукційних печах різних частот мають свої переваги та недоліки.

Удосконалити індукційні тигельні печі можна шляхом збільшення питомої потужності на індукторі при переході на більш високі частоти струму у індукторі печі. Однак силовий вплив високочастотного електромагнітного поля на розплав металу при цьому зменшиться, а інтенсивність магнітогідродинамічних процесів перемішування металу знизиться. Для отримання гомогенного сплаву з високою точністю розподілу температури у ванні розплаву електроживлення печей проводиться струмами високої та низької частоти на різних стадіях плавки.

В удосконалених (модернізованих) індукційних печах може бути реалізовано декілька режимів електроживлення на різних частотах індуктора печі [3-10]. Основний режим розігріву та плавки шихти здійснюється при електроживленні печі струмами середньої частоти, що відповідає резонансній частоті навантажувального контуру. Перехід до режиму активного перемішування струмами низької частоти здійснюється зменшенням резонансної частоти контуру навантаження, наприклад, перемиканням послідовно з'єднаних блоків компенсуючих конденсаторів на паралельну схему їх підключення до індуктора. При роботі на середній частоті у індукторі формується подвійна вихідна напруга джерела живлення, що дозволяє знизити рівень струму індуктора та зменшити активні втрати в контурі навантаження, пропорційні квадрату струму. Для активізації електрогідродинамічних процесів у розплаві здійснюється перемикання режиму електроживлення індуктора на низькій частоті. Резонансна частота контуру навантаження знижується вдвічі і напруга на індукторі також зменшується у два рази, збільшуючи швидкість перемішування розплаву. Зміна частоти струму індуктора збільшує силовий вплив на розплав металу і збільшує швидкість перемішування рідкого металу, але не змінює процес циркуляції металу.

Таким чином, одночасне електроживлення індукційної тигельної печі струмами високої і низької частоти дозволяє підвищити ефективність індукційної плавки металів на середніх частотах і розширити технологічні можливості печі шляхом управління рухом металу під дією струмів низької частоти. На стадії розігріву та плавки шихти потрібно максимальний рівень високочастотного струму, при якому здійснюється найбільш інтенсивне тепловиділення у металі. Після розплавлення та утворення рідкої ванни металу на стадії виконання технологічних операцій легування, гомогенізації та

вирівнювання температури розплаву доцільно здійснювати інтенсивний рух та перемішування металу під силовим впливом низькочастотної складової струму в індукторі, величина якої має бути максимальною.

Висновки:

1. Виявлено, що при експлуатації існуючих індукційних печей мають місце значні перевитрати електроенергії через конструктивну недосконалість і невідповідність існуючого технологічного (металургійного) процесу сучасним європейським вимогам до енергозбереження тому, дослідження способів підвищення енергоефективності плавки та електромагнітного перемішування розплавів у індукційних печах є актуальним науково-технічним завданням.

2. Запропоновано метод підвищення електромагнітного перемішування розплаву у ливарних індукційних печах шляхом зміни їх роботи у двох дискретних режимах високої і низької частоти.

3. Обґрунтовано, що удосконалення індукційних печей шляхом регулювання частоти індукційної плавки металів дозволить реалізувати гнучке управління нагріванням та рухом металу у ванні печі шляхом організації необхідного теплового та силового впливу електромагнітного поля. При цьому стає можливим створення нових технологій отримання високоякісних металів та сплавів завдяки підвищенню електромагнітного перемішування розплаву у ливарних індукційних печах.

Список літератури

1. Pachkolin Yu., Bondarenko A., Levchenko S. Practical application of mathematical models of electro-thermo-mechanical processes in industrial induction furnaces with the aim of increasing their energy efficiency // Technology Audit and Production Reserves, 2018, №5/1(43). P.28-33. <https://doi.org/10.15587/2312-8372.2018.146484>

2. Довнар Г. В. Расчет шихты для плавки стали : учебн. пособ. / Г. В. Довнар, Б. М. Неменёнок, Г. А. Румянцева. Минск : БНТУ, 2022. 44 с. https://rep.bntu.by/bitstream/handle/data/110931/Raschet_shihty.pdf?sequence=1&isAllowed=y

3. Спосіб регулювання потужності індукційної печі : пат. 25596 Україна : МПК H05B 6/06. № u200704333; заявл. 10.08.2007 ; опубл. 10.08.2007, Бюл. №12, 2007 р.

4. Спосіб індукційної виплавки металу : пат. 86718 Україна : МПК C22B 9/16, B22D 1/00. № a200802568; заявл. 28.02.2008 ; опубл. 12.05.2009, Бюл. № 9, 2009 р.

5. Лузгин В. И., Петров А. Ю., Шипицын В. В., Якушев К. В. Многоинверторные

среднечастотные преобразователи в системах электропитания индукционных установок // Электротехника, 2002, № 9. С.9-18.

6. Rudnev V. Induction Heating and Heat Treating for Aerospace Applications. Adv Mater Process. 2018 Feb-Mar;176(2). P.58-61.

7. Branover H. et al. Novel potentialities of electromagnetic stirring of melts in metallurgy //Proceedings of the joint. – 2005. – С. 31-34.

8. Eckert S, Nikrityuk P., Rabiger D., et al. Efficient melt stirring using pulse sequences of a rotating magnetic field: Part I. Flow field in a liquid metal column. Metallurgical and Materials Transactions: Process Metallurgy and Materials Processing Science, B; New York T38B, №6, (Dec 2007). P.977-988.

9. Ma X., Yang Y., Wang B. Effect of pulsed magnetic field on superalloy melt // International Journal of Heat and Mass Transfer. – 2009. – Т. 52. – №. 23-24. – С. 5285-5292.

10. Wang X. et al. A periodically reversed flow driven by a modulated traveling magnetic field: Part I. Experiments with GaInSn // Metallurgical and Materials Transactions B. – 2009. – Т. 40. – №. 1. – P. 82.

УДК 621.74

В. П. Школяренко, А. С. Нурадинов, С. В. Пригунов, І. А. Нурадинов

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: hvp@ukr.net

МЕТОД УНИКНЕННЯ ГАРЯЧЕЛАМКОСТІ ТРУБНИХ ЗАГОТОВОК ЗІ СПЛАВУ АМг6 ПРИ ЛИТТІ У КОКІЛЬ ШЛЯХОМ ОПТИМІЗАЦІЇ ТЕМПЕРАТУРНИХ ПАРАМЕТРІВ ЛИТТЯ ТА ЗАСТОСУВАННЮ ВІБРАЦІЇ

Відомо, що алюмінієві сплави чутливі до гарячого розтріскування, наприклад, сплави Al-Cu або Al-Mg-Si [1]. У світі розроблено багато методів оцінки чутливості до утворення гарячих розривів [2-11], але дослідження проблеми гарячеламкості при литті у кокіль трубних заготовок зі сплаву АМг6 не проводилось, що обумовлює актуальність таких досліджень.

Згідно ДСТУ 9051:2020 [2] гарячі тріщини є одним з дефектів у розділі несучильностей у тілі вилівка. Схильність до утворення гарячих тріщин називається гарячеламкістю, яка залежить не тільки від піддатливої чи не піддатливої форми, температур

прогріву форми та розплаву перед заливанням, але й від його хімічного складу. Не дивлячись на важливу практичну значимість проблеми гарячеламкості сплавів, загальноприйнята проба для її оцінки ще не розроблена, а для кільцевих заготовок Зінгером і Дженінгсом розроблена кільцева проба [3]. У цій кільцевій пробі сплав заливають безпосередньо у відкриту порожнину форми – простий кокіль зі сталевим стрижнем. Показником гарячеламкості є сумарна довжина тріщин на поверхні кільцевого виливка.

У даній роботі дослідження гарячеламкості проведено на сплаві АМг6. Основу хімічного складу сплаву АМг6 складають Al \approx 93,69% легований Mg \approx 5%. Інші хімічні елементи наведено у табл. 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад сплаву АМг6

Кремній % мас. част.	Залізо % мас. част.	Мідь % мас. част.	Марганець % мас. част.	Магній % мас. част.	Цинк % мас. част.	Титан % мас. част.	Берилій % мас. част.	Калій % мас. част.	Сурма % мас. част.
0,4	0,4	0,1	0,5-0,8	5,8-6,8	0,2	0,02-0,01	0,0002-0,005	0,05	0,1

У ході проведення експериментів було відлито три кільцеві проби на гарячеламкість (рис. 2) в сталевий кокіль, пофарбований графітовою фарбою. Заливка сплаву АМг6 відбувалася при температурі 740 °С. Заливання і охолодження виливків проводили в холодну форму на відкритому повітрі, вилучення виливків з форми проводилось механічним вибиванням виливка із форми. Перший виливок був отриманий без попереднього нагріву кокілю, і, як видно з рис. 2, після тверднення утворилася гаряча тріщина. Також мало місце неповне пролиття форми через холодний кокіль (рис. 2, а). У другому виливку, який сформувався за умови, коли розплав заливали в кокіль з прогрітом до 500 °С центральним стрижнем, тріщини відсутні, але залишилися незначні дефекти неповного пролиття форми (рис. 2, б). Третій виливок, який одержано заливанням рідкого металу в кокіль з прогрітом до 500 °С центральним стрижнем та із застосуванням вібрації в процесі тверднення, не мав тріщини. Форма пролилася повністю, але вібрація настільки ущільнила структуру металу, що виливок неможливо було від'єднати від форми, тому виливок прийшлося розрізати (рис. 2, в).



Рис. 2. Фото кільцевих проб: (а) – без прогріву форми, без покриття кокілю фарбою, (б) – з прогрівом, без покриття кокіль фарбою, (в) – з прогрівом, вібрацією та покриттям кокілю графітовою фарбою

З рисунку 2 видно, що прогрів форми перед заливкою забезпечив не тільки відсутність тріщини, а й покращив проливання форми. Покриття внутрішньої поверхні кокілю мастилом на основі графіту забезпечило гладку поверхню виливків, але недостатня роз'єднувальна здатність покриття призвела до ускладненого вивільнення виливка із форми. Для покращення роз'єднувальної здатності при від'єднанні виливка від форми в ході наступного експерименту на форму було нанесено покриття на основі цирконієвої фарби, рис. 3.



Рис. 3. Фото кільцевих проб покритих фарбою на основі цирконію

У результаті застосування покриття на основі цирконію виливок легко відділився від форми, але поверхня виливка виявилася шорсткою, з порами та раковинами через те, що фарба наносилась пензлем, а не розпиленням.

З метою виявлення впливу температур прогріву кокілю та температур заливання розплаву на утворення гарячих тріщин при литті кільцевих проб з вібрацією та без були проведені дослідження, результати яких наведено у табл. 2 та 3.

Таблиця 2 – Температурні параметри прогріву кокілю

№ експ.	Температура прогріву кокілю перед литтям °С	Температура розплаву перед литтям °С	Наявність тріщин без вібрації	Наявність тріщин з вібрацією
1.	20	740	+	+
2.	100	740	+	-
3.	200	740	+	-
4.	300	740	+	-
5.	400	740	-	-
6.	500	740	-	-

Таблиця 3 – Температурні параметри розплаву перед литтям

№ експ.	Температура прогріву кокілю перед литтям °С	Температура розплаву перед литтям °С	Наявність тріщин без вібрації	Наявність тріщин з вібрацією
1.	300	700	+	-
2.	300	710	+	-
3.	300	720	+	-
4.	300	730	+	-
5.	300	740	-	-
6.	300	750	-	-

За даними таблиць 2 та 3 в подальшому обирали раціональні технологічні параметри: температура кокілю – 300 °С, температура заливання розплаву при литті кільцевої проби з вібрацією та без – 700...740 °С. З метою визначення раціональних технологічних параметрів лиття трубних заготовок було проведено дослідження впливу вібрації на тріщиностійкість сплаву АМг6 при литті у кокіль. Амплітуда вібрації становила 0,2 мм, частота в ході кожного експерименту була однаковою, її змінювали у діапазоні від 4 Гц до 32 Гц. Дослідженню підлягав процес тверднення вилівка трубної заготовки у кокілі під дією вібрації. Вібрацію кокілю починали перед заливкою розплаву, нагрітого до температури 700...740 °С, і закінчували через 1 хв після завершення заливки.

Вібрація позитивно позначилася на тріщиностійкості сплаву АМгб. Під дією вібрації тріщина не утворювалась. З шести виливків, що тверділи під дією вібрації, у двох з них утворилася тріщина. Решта чотири виливка – без тріщин. Причиною цього є поліпшення живлення виливків за рахунок вібрації, що сприяє надходженню розплаву не тільки в зону формування тріщини, але і в зони усадкових дефектів. Встановлено, що вібрація виливка в процесі заливки та тверднення з амплітудою 0,2 мм підвищує тріщиностійкість виливків в діапазоні частот від 4 Гц до 23 Гц. Механізм цього явища полягає у посиленні заліковування усадкових тріщин при вібрації.

Висновки

1. Виявлено, що гарячі тріщини виникають через лиття у непрогрітій кокілю, високий перегрів розплаву та тривале охолодження виливка у кокілі.
2. Доведено, що в результаті гальмування формою лінійної усадки виливка виникають напруження, які можуть або зруйнувати виливок, або настільки стиснути внутрішню форму, що виливок дуже складно буде відокремити від форми.
3. Виявлено, що вібраційна обробка під час заливки призводить до заліковування гарячих тріщин, покращення проливання форми, ущільнення структури металу, але ускладнює роз'єднувальну здатність при відокремленні виливка від форми.
4. Визначено такі оптимальні параметри лиття: температура прогріву кокілю 300 °С, температура розплаву АМгб перед заливанням у кокілю 700 °С, амплітуда вібрації кокілю 0,2 мм, частота вібрації кокілю від 4 Гц до 23 Гц.

Список літератури

1. Hot tearing Susceptibility in Aluminum Alloys. <https://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=ktn&NM=390>
2. ДСТУ 9051:2020 «Виливки із чавуну та сталі. Дефекти. Терміни та визначення понять». 15с.
3. Новиков И.И. Горячеломкость цветных металлов и сплавов. Москва : «Наука», 1966, 300 с.
4. Оптимізація технологічних процесів лиття безшовних труб у кокілю гравітаційним методом / Школяренко В.П., Нурадинов А.С., Сіренко К.А. // Всеукраїнська науково-технічна конференція «Наука і Металургія. Дніпро, ІЧМ НАН України, 2022. С. 31-32. http://isi.gov.ua/wp-content/uploads/2022/11/%D0%9D%D0%9C_2022.pdf
5. Liu B.C., Kang J.W., Xiong S.M. A study on the numerical simulation of thermal stress during the solidification of shaped castings Science and Technology of Advanced

Materials. №2.1, 2001. P.p.157–164. [https://doi.org/10.1016/S1468-6996\(01\)00041-9](https://doi.org/10.1016/S1468-6996(01)00041-9)

6. Ol'khovik E.O., Desnitskii V.V., Molchanyuk R.A. Interaction between casting and mold during solidification. Steel №37.5, 2007. P.p.422–424. <https://doi.org/10.3103/S0967091207050051>

7. Liu J.X., Liao R.D. Simulation of Thermal Stress and Hot Tearing in Engine Block Casting Advanced Materials Research №154-155, 2010. P.p.1571–1574. <https://www.scientific.net/amr.154-155.1571>

8. Ol'khovik E. Development the Methods for Preventing Hot Cracking With Use Analysis of Temperature Fields. VII International Scientific Practical Conference "Innovative Technologies in Engineering" IOP Publishing IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering №142, 2016. P.p.1-6. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/142/1/012084>

9. Causes of casting cracks and six kinds of common defects and their prevention. Yaang Pipe Industry Co., Limited, China. 2021. <https://www.epowermetals.com/causes-of-casting-cracks-and-six-kinds-of-common-defects-and-their-prevention.html>

10. Vishwakarma K, Chaturvedi M. A study of HAZ microfissuring in a newly developed Allvac 718 Plus superalloy. Superalloy, 2008. P.p.241–250. https://www.tms.org/Superalloys/10.7449/2008/Superalloys_2008_241_250.pdf

11. Singh S., Andersson J. Hot cracking in cast alloy 718, Science and Technology of Welding and Joining, №23:7, 2018. P.568-574, <https://doi.org/10.1080/13621718.2018.1429238>

УДК: 621.74

В. П. Школярєнко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: hvp@ukr.net

ОБГРУНТУВАННЯ ВИМОГ ДО МЕТАЛУРГІЙНИХ ТА ЛИВАРНИХ ПЕЧЕЙ НА ОСНОВІ АНАЛІЗУ СУЧАСНИХ ТЕНДЕНЦІЙ ЇХ РОЗВИТКУ

Розвиток металургії та ливарного виробництва неможливий без розвитку пічного обладнання. Розробка нового та модернізація існуючого пічного обладнання завжди розпочинається з обґрунтування технічних вимог до їх розробки, що обумовлює актуальність таких досліджень.

Наприклад, у 2020 році Група Метінвест розпочала розробку довгострокової технологічної стратегії з урахуванням екологічних викликів. Компанія бачить технологічне майбутнє за електросталеплавильними процесами та використання водню [1]. З аналізу літературних джерел у світовій металургійній практиці наразі спостерігаються такі основні сучасні тенденції розвитку пічного обладнання [2-5]:

- модульне виконання камери печі та обслуговуючих вузлів. Використання модульного принципу скорочує час проектування, підвищує ступінь механізації їх пічного виробництва, скорочує час монтажу печі, спрощує вантажно-розвантажувальні роботи, знижує масу матеріалу печі, тощо;

- рекуперація та регенерація відпрацьованого тепла для підвищення теплового ККД печей;

- використання прогресивних футерувальних матеріалів;

- застосування комбінованих методів нагрівання, наприклад, полум'яного та електронагріву, індукційного та непрямого електронагріву, переведення газових печей на водень і таке інше, що забезпечує сумарну економію енергії, скорочення тривалості нагріву і, як наслідок, підвищення продуктивності печей;

- використання висококонцентрованих джерел енергії;

- використання мікропроцесорів для управління процесами горіння та режимами нагрівання (охолодження) металів та сплавів у печах;

- підвищення точності регулювання температури при плавці та термічній обробці металів та сплавів;

- математичне моделювання режимів нагріву та охолодження металів та сплавів;

- використання захисних атмосфер та вакууму. У даний час печі із захисними атмосферами значно дешевші за вакуумні, проте експлуатаційні витрати на вакуумні печі значно нижчі. Тому, рік у рік розширюється застосування печей обох типів.

У зв'язку з тим, що пічне обладнання у складі всього комплексу металургійного та ливарного виробництва є найдорожчим, тому воно повинно бути незмінними при зміні схеми організації виробництва, повинно мати високу універсальність при реалізації технологічних процесів плавки різних металів та сплавів, а також мати високу адаптованість у модульних схемах організації виробництва.

Незважаючи на різноманітність класифікацій, конструкцій та типорозмірів ливарних та металургійних печей, всі вони повинні відповідати певним загальним вимогам, характерним саме для печей цього призначення. Але є і загальні вимоги, до яких можна запропонувати такі вимоги:

- простота конструкції та надійність в експлуатації;
- мінімальне споживання енергії, економічна експлуатація;
- забезпечення достатньої точності та рівномірності нагріву;
- відсутність або мінімально можливе окиснення та знеуглечення (за винятком випадків, коли ці процеси необхідно робити цілеспрямовано);
- повна автоматизація управління процесами нагріву, горіння палива;
- високий тепловий та електричний ККД печей;
- максимально можливий ступінь механізації (роботизації) процесів;
- можливість змінювати швидкість нагрівання у необхідних межах;
- мінімально достатні розміри;
- можливість агрегування з іншими печами та іншим обладнанням;
- технічна досконалість;
- екологічна безпечність.

Висновки:

1. Обґрунтовано вимоги до металургійних та ливарних печей на основі аналізу сучасних тенденцій їх розвитку.
2. Зроблено припущення, що практична реалізація запропонованих вимог дозволить створювати печі нового покоління, які б задовольняли вимоги сучасного виробництва з точки зору екологічної та економічної ефективності, якості та собівартості продукції, рівня механізації, автоматизації та роботизації, а також сучасного дизайну.

Список літератури

1. Перехід металургії на водневу технологію / В. П. Руських, Ю. В. Хавалиць, Р. Ю. Кирсанов // Всеукраїнська науково-технічна конференція «НАУКА І МЕТАЛУРГІЯ» 22-24 листопада 2022р. Дніпро, ІЧМ НАНУ, 2022. С.23-24. http://isi.gov.ua/wp-content/uploads/2022/11/%D0%9D%D0%9C_2022.pdf
2. Гуковский В. Л. Современные нагревательные и термические печи / В. Л. Гуковский, М. Г. Ладычичев, А. Б. Усачев. Москва. Машиностроение, 2001. 656 с.
3. Будник А. Ф. Типове обладнання термічних цехів та дільниць : Навчальний посібник. Суми: Вид-во СумДУ, 2008. 212 с.
4. Кузьменко В.І. Технологія нагрівання й нагрівальні пристрої ковальсько-штампувальних цехів : навч.-метод. посіб. / В. І. Кузьменко, А. О. Окунь. Харків : НТУ «ХПІ», 2020. 128 с.
5. Сігова В. І. Технологія і проектне рішення термічних цехів і дільниць: навч. посіб. / В. І. Сігова, В. Б. Юскаєв, А. Ф. Будник. Суми: Вид-во СумДУ, 2010. 318 с.

УДК 621.74

В. П. Школярєнко

Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ

E-mail: hvp@ukr.net

ПЕРСПЕКТИВИ РОЗВИТКУ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ ШТУЧНОГО ІНТЕЛЕКТУ

Відомо, що більшість ділянок металургійного та ливарного виробництва є небезпечними для людини і несуть загрозу травматизму. За статистикою, до війни щорічно в Україні на виробництві гинуло близько 100 людей [1]. Згідно пунктів 51, 52 [2], виробництво металів, плавильні, заливочні роботи і роботи по термообробці лиття відносяться до робіт з підвищеною небезпекою. Згідно пункту 1.2. [3], безпека виробничих процесів у ливарному виробництві повинна забезпечуватися: механізацією та автоматизацією важких і небезпечних робіт; дистанційним керуванням механізмами в небезпечних зонах. Нажаль проблема травматизму у ливарному виробництві так і не вирішена через наявність людського фактору. Тому, вирішення проблеми мінімізації травматизму у металургії та ливарному виробництві досі є актуальним науково-технічним завданням. Саме людське життя, як найвища цінність в сучасному суспільстві, робить актуальною проблему мінімізації ризиків для життя у металургії та ливарному виробництві. Найважливішим трендом при цьому є прагнення до повного виключення присутності людини на небезпечних ділянках металургійного та ливарного виробництва, що може бути реалізовано шляхом розробки автоматичних, роботизованих систем управління ливарними процесами з різними ступенями автономності. Серед них особлива роль приділяється штучному інтелекту (ШІ), тобто роботам. Технології, що дозволять забезпечити автономію ливарного обладнання, наразі є проривними і пріоритетними згідно Концепції розвитку штучного інтелекту в Україні [4] (надалі Концепція). Концепцією визначаються мета, принципи та завдання розвитку технологій штучного інтелекту в Україні, як одного з пріоритетних напрямів у сфері науково-технологічних досліджень. Реалізація Концепції передбачена на період до 2030 року [4].

На основі Концепції було розроблено Стратегію розвитку штучного інтелекту в Україні на 2022 – 2030 рр. (надалі Стратегія) [5]. Стратегія визначає пріоритетні напрями здійснення фундаментальних, прикладних та експериментальних досліджень,

завдання і заходи щодо впровадження вітчизняних і світових технологій штучного інтелекту (ШІ). У Стратегії визначено, що штучний інтелект є однією з ключових технологій сучасності. Понад 50 країн світу вже створили й затвердили власні стратегії розвитку штучного інтелекту, щоб зафіксувати свої завдання й пріоритети у цій сфері, прискорити темпи свого науково-технічного та соціально-економічного розвитку. У таких умовах Україна, володіючи достатнім науковим потенціалом, зобов'язана визначити коло завдань розвитку ШІ на декілька десятиліть, а також сформулювати закони й правила його використання для технологічних потреб, в тому числі й у галузях металургії та ливарного виробництва. Разом з тим, незважаючи на поширення інформації про ШІ та фрагментарне застосування елементів цієї технології в окремих галузях, у повному обсязі штучний інтелект, як систему створення нових знань і прийняття на цій основі рішень, не розроблено. Тому, розробка Стратегії та її реалізація є важливим для держави проєктом. Розділом 7.4. Стратегії передбачено [5]:

впровадження передових технологій ШІ для створення повністю автоматизованих промислових підприємств;

застосування ШІ в нечітких експертних системах і системах підтримки прийняття рішень для керування підприємством на стратегічному й тактичному рівнях;

застосування ШІ в нейроподібних і нейронечітких пристроях і підсистемах для керування вузлами та агрегатами підприємства на виконавчому рівні;

застосування технологій ШІ для розв'язання завдань аналізу інформації, планування та прогнозування діяльністю підприємств;

прогнозування, постійна діагностика критично важливих несправностей, розпізнавання дефектів, запобігання раптовому виходу обладнання з ладу шляхом діагностики в процесі експлуатації, предикативне технічне обслуговування й ремонт обладнання та прогнозування його ресурсу;

оптимізацію режимів роботи обладнання і технологічних процесів;

гнучке управління енергоспоживанням для підвищення енергоефективності;

прогнозування відмов обладнання, оптимізацію планування поставок, виробничих процесів і прийняття фінансових рішень;

визначення технологічних пріоритетів досліджень з урахуванням обмеженого ресурсу – зокрема тих, які не потребують значних інвестицій, даючи при цьому значну конкурентну перевагу на світових ринках через масове використання ШІ і алгоритмів машинного навчання.

Роботи на базі ШІ можуть працювати на виробничій лінії безперервно. Підпри-

емства можуть розширити свої виробничі можливості завдяки підвищеній інтенсивності виробництва. Збільшення компонентів ШІ у виробничих процесах означає меншу кількість працівників, які виконують небезпечну, шкідливу та стресову роботу, що призведе до зниження кількості нещасних випадків і негативного впливу на здоров'я, а отже підвищить безпеку експлуатації ливарного обладнання.

Проведений аналіз дозволяє стверджувати, що дослідження проблем ШІ здійснюються переважно в прикладному та комерційному аспектах, без прогнозу наперед та врахування ризиків. Нажаль, відомі випадки коли ШІ несе загрозу для життя людини. І саме загроза появи непідконтрольних людині автономних, роботизованих, автоматичних систем управління стала предметом серйозних дискусій в Організації Об'єднаних Націй (ООН) [6]. Як наслідок, в Управлінні ООН було створено спеціальну Групу урядових експертів з дослідження автономних, роботизованих, автоматичних систем управління. Дебати, які розгорнулися серед експертів групи у 2021 році, свідчать про відсутність консенсусу через явну поляризацію думок представників різних держав. Одні з них вимагають повної заборони роботів, інші виходять із посилу, що діюча нормативна база не потребує внесення змін у зв'язку з появою автономних, роботизованих систем [6].

Однією з причин негативного ставлення ливарників до автономних, роботизованих систем управління є недовіра до існуючого рівня розвитку ШІ як технології, що забезпечує автоматизацію та автономність металургійних та ливарних процесів. Слід визнати, що можливості ШІ перевершують людину при вирішенні багатьох конкретних завдань класифікації, сегментації та розпізнавання візуальних або акустичних образів. Однак у цій сфері все ще існують значні обмеження, коли справа доходить до реального застосування ШІ за межами контрольованого середовища чи лабораторії. Відповідна проблема відома як моделювання реального розриву.

Противниками автономних систем справедливо робиться акцент на нездатності ШІ до узагальнення і перерозподілу продуктивності між різними завданнями в залежності від їх контексту, оскільки ШІ здатний добре виконувати конкретне завдання в дуже специфічних умовах. Це означає, що один і той же алгоритм не буде однаково ефективно працювати під час вирішення інших завдань. У рамках технологій ШІ не вирішено також проблему розуміння сенсу.

Відомо, що передбачуваними перевагами застосування ШІ є швидкість, точність, ефективність ресурсного менеджменту, здатність діяти за умов відсутності зв'язку. Однак навіть за таких переваг, доцільність застосування ШІ систем буде залежати від контексту та параметрів реальних металургійних та ливарних процесів. У

будь-якому випадку немає жодних підстав вважати, що ливарники готові до застосування автономних систем управління ливарними процесами, які неможливо контролювати у критичних умовах виробництва. Наявність технологічних рішень не означає, що вони можуть бути одразу інтегровані у металургійне та ливарне виробництво. Цьому має передувати розробка спеціальної інфраструктури, що дозволяє пов'язати технологію з організаційною структурою управління металургійним та ливарним виробництвом, в тому числі навчання персоналу і таке інше. Немає причин вважати, що можливості технологій повинні скоротити будь-який з цих важливих кроків. Навпаки, будь-які інновації зроблять їх ще більш актуальними та важливими.

Таким чином, прагнення до мінімізації присутності людини на небезпечних ділянках вступає в протиріччя з можливостями повної автономізації ливарного виробництва. Як варіант вирішення цієї проблеми при виконанні певних небезпечних для людини процесів пропонується концепція часткової роботизації небезпечних ділянок ливарного виробництва.

Прикладом впровадження штучного інтелекту у ливарне виробництво є сталеливарний завод Eagle Alloy (штат Мічиган), який обслуговує близько 20 різних галузей промисловості США. За оцінками Eagle Alloy після застосування роботів трудомісткість ливарного виробництва скоротилась з 55-60 до 40-48 людино-годин на нетто-тонну ливарної продукції. Економія праці складає близько 15 000 годин на рік [6]. Вищенаведене дозволяє припустити, що розробка концепції роботизації небезпечних ділянок ливарного виробництва із застосуванням штучного інтелекту є актуальним науково-технічним завданням.

Висновки:

1. Висвітлено, що світові тенденції розвитку ливарного виробництва та металургії намітились у напрямку повної автоматизації виробничих процесів.

2. Зроблено припущення, що повне виключення присутності людини на небезпечних ділянках ливарного виробництва може бути реалізовано шляхом розробки автоматичних, роботизованих систем управління ливарними процесами з різними ступенями автономності із застосуванням штучного інтелекту, тобто роботів.

3. Обґрунтовано, що розробка концепції роботизації небезпечних ділянок металургійного ливарного виробництва із застосуванням штучного інтелекту є актуальним науково-технічним завданням, а штучний інтелект, як система створення нових знань і прийняття на цій основі рішень, у галузі металургії та ливарного виробництва, не розроблена і потребує розробки.

4. Виявлено, що у рамках технологій штучного інтелекту до цього часу не вирішено проблему розуміння сенсу. Дослідження і розробки у галузі штучного інтелекту наразі здійснюються без прогнозу наперед та не враховують можливі ризики від його застосування у майбутньому.

Список літератури

1. Державна служба статистики України URL: <https://ukrstat.gov.ua/>
2. Наказ Держнаглядохоронпраці України від 26.01.2005р. № 15 «Перелік робіт з підвищеною небезпекою»: веб-сайт Верховної ради України. URL :<https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/z0232-05#Text>
3. Наказ Міністерства енергетики та вугільної промисловості України від 03.11.2014р. № 779 «Про затвердження Правил охорони праці у ливарному виробництві»: веб-сайт Верховної ради України. URL: <https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/z1476-14#Text>
4. Розпорядження Кабінету Міністрів України від 02.12.2020р. №1556-р. «Про схвалення Концепції розвитку штучного інтелекту в Україні»: веб-сайт Верховної ради України. URL:<https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/1556-2020-%D1%80#Text>
5. Шевченко А.І. Стратегія розвитку штучного інтелекту в Україні (2022 – 2030) (проект). Штучний інтелект. Науковий журнал. 2022. №1. URL: <https://jai.in.ua/archive/2022/2022-1-1.pdf>
6. The Impact of Digital Technologies: веб-сайт Організації Об'єднаних Націй. URL: <https://www.un.org/en/un75/impact-digital-technologies> .
7. Robotic grinding in a steel job shop: веб-сайт: Modern Casting. URL: <https://www.moderncasting.com/node/2173>

УДК 669:621.039; 669:621.039.6, 669.2/.8.018.254

В. О. Щерецький, О. А. Кузменко, О. А. Набока, О. А. Каранда,

А. М. Верховлюк

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

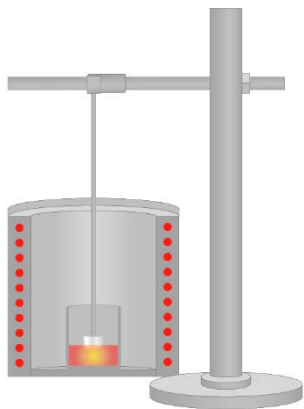
e-mail: shcheretskyi@nas.gov.ua

ОСОБЛИВОСТІ УТВОРЕННЯ ФУНКЦІОНАЛЬНИХ ПОВЕРНЕВИХ ШАРІВ В СПЛАВАХ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЮ

У роботі досліджено закономірності формування композиційних поверхневих шарів взаємодією розплавів з алюмінієвою матрицею. Запропоновано нові способи виготовлення триботехнічних виробів на основі системи Al-Sn-Si-Cu з використанням контактного легування рідким розплавом. Які є більш економічними та простішими у виконанні порівняно з традиційними методами, такими як лиття, просочення або наплавлення. Представлені технологічні рішення були використані для виготовлення композиційних виробів триботехнічного призначення, включаючи біметалеві вироби, шляхом контактної взаємодії сплавів на основі алюмінію з розплавом свинцю.

Для контактного легування використовували експериментальну установку, що конструктивно складалась зі штатива, тримача зразків, печі спротиву, графітового тигля та зразків матричного сплаву циліндричної форми з різьбовим з'єднанням. На рисунку 1а показано модель та на фото (рис 1б) оснащення для контактного легування [1]. Технологія поверхневого легування була наступною. Спочатку у печі спротиву нагрівали свинець до температури 500 °С та очищали його поверхню від оксидної плівки. Плоскі поверхні зразків циліндричної форми, які використовували для контактного легування, попередньо обробляли напилком зі сталі У8. Потім їх занурювали в рідкий свинець на глибину 2-3 мм. та витримували на 0,5 – 2,5 години. Після контактного легування, зразки охолоджували і досліджували за допомогою металографії та електронної мікроскопії. Вивчали як поперечний переріз зразків (вздовж фронту легування), так і проводили пошаровий аналіз структури та складу фаз з кроком перешліфування 1 мм.

Термічну обробку матричних сплавів проводили за режимом нагрів-ізотермічна витримка, охолодження на повітрі. Температура нагріву складала 500 °С, час витримки від 0,5 годин до 2,5 годин.



а



б

Рис. 1. Схема-модель (а) та вигляд дослідної установки (б) для контактного легування

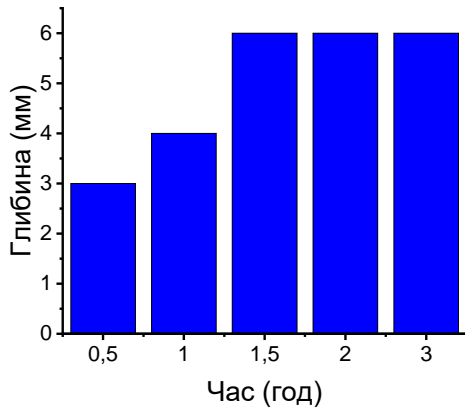


Рис. 2 – Глибина проникнення

свинцю при контактному легуванні модельного сплаву Al20Sn в залежності від часу витримки

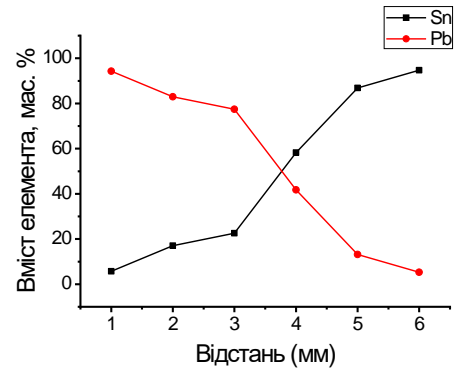


Рис. 3 – Вміст свинцю та олова в

фазі твердого змащення після контактного легування модельного сплаву Al20Sn при температурі 500 °С, 3 год

Для визначення оптимального режиму контактного легування свинцем для сплаву Al19,8 мас. част. % Sn, було проведено дослідження глибини проникнення свинцю в поверхневий шар сплаву при ізотермічній витримці при температурі 500 °С від 0,5 годин до 3 годин.

За критерій оцінки глибини проникнення було прийнято умовну межу середнього вмісту в легкоплавкій фазі свинцю на рівні ≥ 5 мас. част. %.

В результаті проведених дослідів встановили, що максимальна глибина проникнення досягається при витримці 1,5 години. Послідуюче збільшення часу витримки не привело до зростання глибини проникнення (рис. 2). З рисунка 3 видно, що до глибини 3 мм свинець фактично заміщує фазу олова в алюмінієвій матриці, а на більших глибинах вміст свинцю різко падає і вже формуються фази твердого розчину свинцю в олові та евтектики Sn-Pb.

Відомо, що довговічність і надійність трибоматеріалів залежать від ряду фізико-технічних факторів, що впливають на процеси тертя і зношування, які визначають особливості механізмів руйнування при терті. Загальноприйнятій групі антифрикційних сплавів (бабіти, бронзи, Al- сплави), які за будовою відповідають правилу Шарпі, особливості проходження процесу фрикційного контактування вал - втулка визначає наявність в антифрикційних матеріалах порівняно великої кількості твердих дискретних

елементів. На цьому принципі сконструйовані антифрикційні литі композиційні матеріали, що складаються з пластичної матриці, які армовано твердими компонентами. У режимі сухого тертя ковзання або порушення суцільності масляного змащення гранули виступають над поверхнею тертя. В результаті буде відбувається контакт твердих гранул з валом і перенесенням пластичного сплаву на контактну поверхню.

На початку трибоконтакта, в процесі притирання в умовах сухого тертя виникає утворення зон схоплювання, що не забезпечують достатню міцність зчеплення металів. Відомо, що площа фактичного трибоконтакта залежить від реологічних властивостей трибоматеріалу і зростає зі збільшенням часу тертя і величини навантаження, причому темп цього зростання прямо пропорційно залежить від навантаження [2,3]. Для шаруватих композитів з фазами твердого змащення, які утворюються в результаті контактного легування, також як і для композитів, що містять зміцнюючі фази високомодульних частинок характерна неоднорідна поверхня, яка має макрорельєф. Останній утворюється твердими екзогенними частинками, що чергуються з фазами твердого змащення та матричним сплавом.

В початковий період у парі тертя сталь-«контактно легований шар базового сплаву алюмінію» мастильний матеріал частково плавиться вже на етапі припрацювання, рівномірно розподіляється по поверхнях тертя і бере участь в формуванні мікрорельєфу тертя та окисленні його продуктів. Після того як поверхня взаємодії покривається плівкою «свинець-олово», пара тертя сталь-алюмінієвий сплав замінюється парою алюмінієвий сплав-«свинець-олово», що призводить до зниження інтенсивності окислення продуктів тертя.

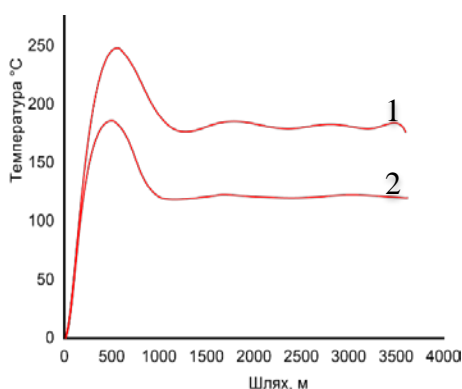


Рис. 4 – Зміна температури на контакті тертя сплаву Al20Sn7Si2Cu (1) та після (2) контактного легування свинцем

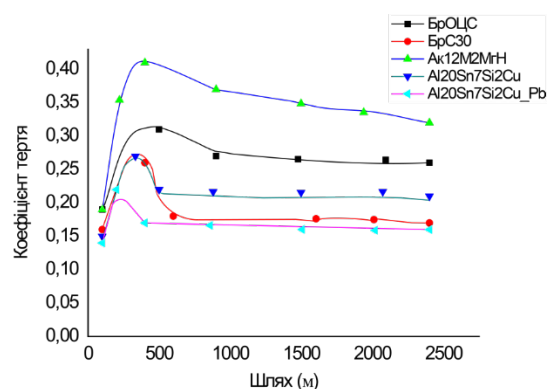


Рис. 5 – Зміна коефіцієнта тертя при припрацюванні зразків в умовах сухого тертя при швидкості тертя 1,5 м/с і навантаженні 1,2 МПа

У даному режимі свинцево-олов'яна плівка не руйнується, продукти зношування утримуються у зазорі тертя. Таким чином формується характер взаємодії, який обумовлений також кооперативною поведінкою фази твердого змащення і продуктів зношування, з яких формується третє тіло, що захищає поверхні тертя від зношування. Захисне третє тіло являє собою речовину утворену потоком енергії та існуючу в процесі тертя, воно не знищує плівку, а її створює. Дане тіло сприймає навантаження і покриває шорсткості поверхонь тертя. В таких умовах м'який матеріал працює по м'якому, навантаження розподіляється рівномірно по поверхні тертя, що сприяє продовженню ресурсу роботи. При підвищенні навантажень та швидкостей тертя третє тіло не руйнується і не піддається руйнуванню втоми і навпаки. Ріст швидкостей навантажень до певного рівня компенсуються результатом вивільнення більших порцій фази твердого змащування внаслідок її розплавлення, або більш інтенсивного зношування контактної поверхні, що в своєму складі також містить додаткові кількості фази твердого мастила.

Таким чином встановлено, що в процесі сухого тертя-ковзання при фрикційному контакті з контртілом типу «загартований сталевий вал» відбувається плавлення легкоплавких евтектик (рис. 4), що містять олово та свинець. При цьому на контакті утворюються специфічні трибоструктури, які призводять до зниження температури та коефіцієнту тертя, що сприяє зменшенню зносу матеріалу (рис. 5).

Список літератури

1. В. О. Щерецький, О. А. Кузменко, О. А. Набока, О. А. Каранда Формування шарів псевдосплаву Al–Pb методом контактного легування // *Processy lit'â*, 2022, Том 148, №2, С. 3-6.
2. Справочник по триботехнике / под общ.ред. М. Хебды, А. В. Чичинадзе. т. 1. – М.: Машиностроение, 1989. – 400 с.
3. Гершман И. С., Буше Н. А. Реализация диссипативной самоорганизации поверхностей трения в трибосистемах // *Трение и износ*. 1995. Т. 16. № 1. С. 61 – 70.

УДК 669.131.7

О. О. Ясинський, Д. М. Берчук, О. О. Ясинська, Н. П. Моїсеєва

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

e-mail: alexysinskyi@gmail.com

СІРКА ТА ФОСФОР У ВИСОКОМІЦНОМУ ЧАВУНІ

Сірка в чавунах та сплавах вуглецю з іншими елементами підгрупи заліза (нікель, кобальт) перешкоджає утворенню кулястого графіту. Крім того, високий вміст сірки у вихідному рідкому металі призводить до підвищеної витрати сфероїдизувальних модифікаторів, збільшує ймовірність отримання виливків з високоміцного чавуну з відхиленнями від вимог щодо структури та механічних властивостей. Збільшення витрати модифікаторів пов'язане з тим, що їх складові мають велику спорідненість до сірки і, перш за все, вони витрачаються на десульфування чавуну з утворенням сульфідів. Відомо, що для зв'язування в чавуні 0,1 мас. % сірки витрачається 0,076 мас. % магнію. Велика кількість сульфідів у високоміцному чавуні призводить до утворення у виливках специфічних дефектів, т.з. «чорних плям», що значно знижують пластичність та ударну в'язкість. Мінімальний вміст сірки ($\leq 0,015$ мас. %) у вихідному розплаві перед сфероїдизувальним модифікуванням є основним фактором отримання якісного високоміцного чавуну з необхідним рівнем механічних властивостей у виливках.

З метою отримання порівняльних експериментальних даних про вплив масової частки сірки на структуроутворення і механічні властивості високоміцного чавуну з розплавів, отриманих методом переплавлення чушкового чавуну ЛР6, перед модифікуванням FeSiMgCa вводили сірчисте залізо з масовою часткою сірки 25 %. У міру збільшення масової частки сірки в розплаві підвищували витрату модифікатора до рівня, що забезпечує утворення в структурі клиновидних проб кулястого графіту з ССГ > 85 %.

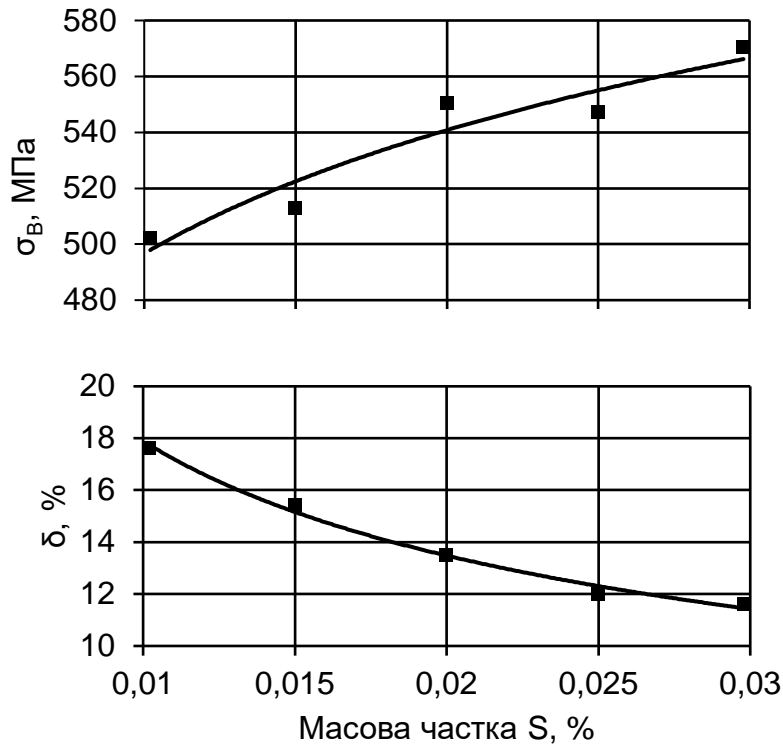


Рисунок 1 – Вплив вмісту сірки на механічні властивості високоміцного чавуну

Збільшення масової частки сірки в розплаві вкрай негативно впливає на величину відносного видовження високоміцного чавуну (рис. 1). По відношенню до реперних плавок на чушковому чавуні ЛР6 з 0,01 % S, в плавках з критичним для кожного модифікатора рівнем масової частки сірки величина відносного видовження знижується від 3 разів до 4 разів. Тимчасовий опір під час розтягування і твердість з підвищенням масової частки сірки збільшуються, що негативно впливає на оброблюваність виливків різанням.

Фосфор знижує розчинність вуглецю в залізі та температуру евтектичної кристалізації. На форму графіту він не впливає, проте є шкідливою домішкою в конструкційних високоміцних чавунах, оскільки, крім розчину, може бути у фосфідній евтектиці. Легкоплавка (935 °С) потрійна евтектика (6,89 мас. % P; 1,96 мас. % C і 91,15 мас. % Fe) розташовується у вигляді суцільної або розірваної сітки навколо зерен аустеніту, має у своєму складі крихкі фосфіди заліза і цим негативно впливає на пластичність високоміцного чавуну. Завдяки присутності інших елементів така евтектика у високоміцному чавуні утворюється вже за вмісту 0,15 мас. %, а іноді навіть 0,09 мас. % фосфору. У вихідному розплаві чавуну вміст фосфору має бути менше 0,1 мас. %, а по можливості не перевищувати 0,05-0,06 мас. %.

При уповільненому охолодженні в інтервалі температур 550-450 °С високоміцного чавуну з високим вмістом фосфору різко зменшується ударна в'язкість при досить високому відносному видовженні.

При збільшенні вмісту фосфору підвищуються характеристики міцності, але зменшується відносне видовження. Встановлено, що оптимальним для отримання високих показників пластичності та ударної в'язкості високоміцного чавуну у виливках є вміст фосфору менше 0,05-0,06 мас. %.

УДК 669.131.7

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

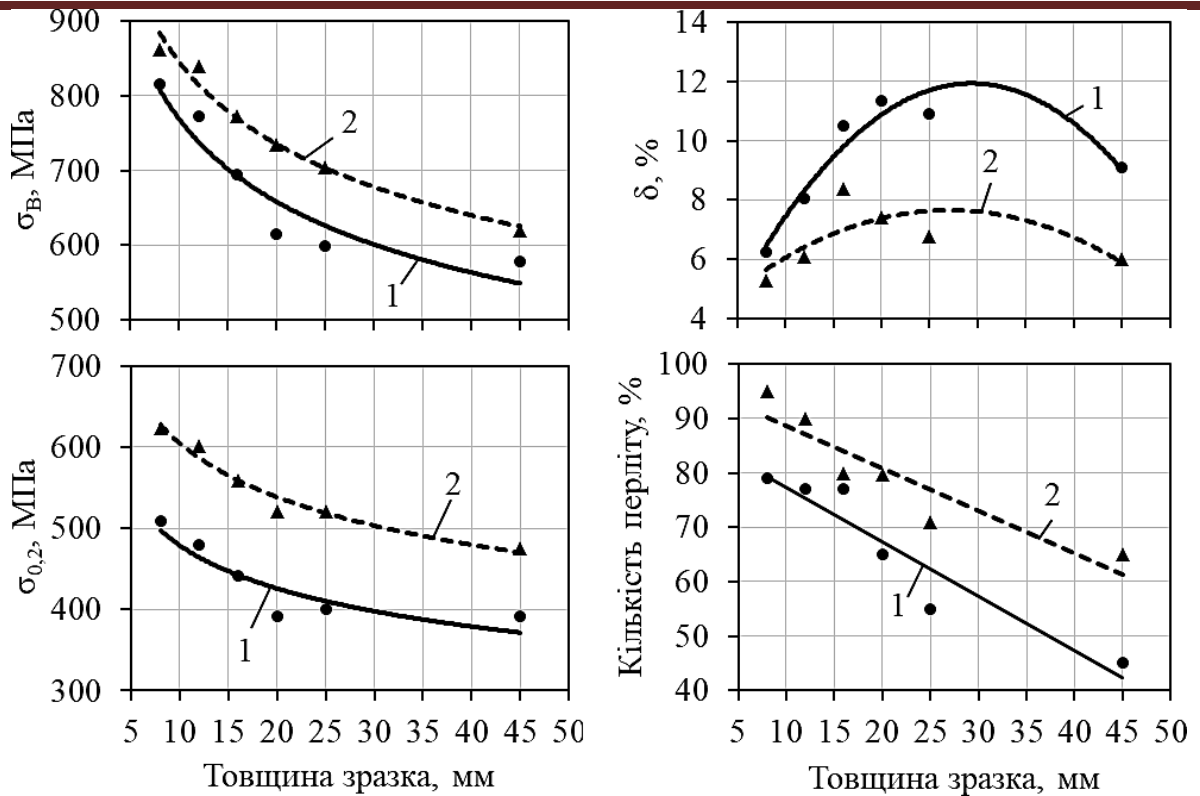
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

e-mail: alexysinskyi@gmail.com

ВПЛИВ ЛЕГУВАННЯ НІКЕЛЕМ НА СТРУКТУРУ І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

З метою вивчення впливу товщини виливка (швидкості охолодження) на механічні властивості високоміцного чавуну, легованого нікелем, в умовах дослідного виробництва в сирих піщаних формах відливали комплекти клиноподібних проб (кільблоків) з товщиною основи від 8 мм до 45 мм, довжиною 100 мм і висотою 140 мм. Плавки проводили в електропечі ІСТ-016 на шихті з 70 % переробного чушкового чавуну марки ПЛ2 та 30 % ливарного чушкового чавуну марки Л2. Розплав чавуну модифікували у ковші лігатурою FeSiMgCa₄. Хімічний склад нелегованого високоміцного чавуну знаходився в таких межах (масова частка, %): від 3,4 до 3,7 С; від 2,5 до 2,8 Si; від 0,37 до 0,42 Mn; від 0,015 до 0,025 S; від 0,09 до 0,10 P; від 0,023 до 0,037 Ti; від 0,04 до 0,062 Mg.

Ступінь сфероїдизування графіту ССГ у виливках з товщиною стінки від 8 мм до 20 мм був понад 90 %, а у виливках з товщиною стінки 25 мм та 45 мм значно нижчим – 86 % та 83 %, відповідно. При збільшенні товщини виливка (зниженні швидкості охолодження) зменшується кількість перліту в металевій основі (з 79 % до 45 %), знижуються тимчасовий опір під час розривання σ_B (з 816 МПа до 579 МПа) та умовна границя плинності $\sigma_{0,2}$ (з 509 МПа до 392 МПа) (рис.).



1 – нелегований високоміцний чавун; 2 – легований 1,0 % Ni

Рисунок – Вплив швидкості охолодження та вмісту нікелю на кількість перліту та механічні властивості високоміцного чавуну

Відносне видовження δ зі зменшенням кількості перліту в металевій основі спочатку підвищується з 6,3 % до 11,4 %, досягає максимуму у виливках товщиною 20 мм і далі знижується до 9,1 % у виливках, що охолоджуються більш повільно. Зазначене варіювання відносного видовження можна пояснити наступним. При ССГ > 90 % у міру збільшення товщини вилівка до 20 мм (зменшення швидкості охолодження) знижується кількість перліту у структурі і, відповідно, зростає відносне видовження. У виливках, які охолоджувалися повільніше, незважаючи на зменшення кількості перліту, величина відносного видовження зменшується як через зниження показника ССГ, так і в результаті дії масштабного фактору, що проявляється як наслідок більшого ступеня розвиненості ліквациї, поруватості та інших недосконалостей структури [1].

У порівнянні з нелегованим, у легованому 1,0 % Ni високоміцному чавуні в дослідженому діапазоні швидкостей охолодження з підвищенням товщини вилівка зменшуються кількість перліту в металевій основі з 95 % до 65 %, показники $\sigma_{в}$ з 862 МПа до 620 МПа і $\sigma_{0,2}$ з 630 МПа до 475 МПа, відносне видовження δ підвищується з 5,3 % до 8,4 % у виливках товщиною до 16 мм, після чого знижується до 6,0 % у більш товстих виливках. Характер впливу показника ССГ та масштабного фактору в легованому

1,0 % Ni високоміцному чавуні, порівняно з нелегованим, суттєво не змінюється, про що свідчить наявність максимуму на графіку, що описує зміну відносного видовження залежно від швидкості охолодження. Встановлений значний вплив швидкості охолодження на структуру та механічні властивості як нелегованого, так і легованого 1,0 % Ni високоміцного чавуну слід враховувати при розробленні конструкції деталей машин та обладнання.

Список літератури

1. *Menk W. A new high strength high ductile nodular iron / W. Menk // Materials Science Forum. – 2018. – Vol. 925. – pp. 224-230.*

CONTENT

of the **MATERIALS of XIX INTERNATIONAL SCIENTIFIC AND PRACTICAL CONFERENCE «LYTVO (FOUNDRY)-2023»**

T.V. Berlizieva, I.V. Lukianov, B.O. Pichynevskiy. ASPECTS OF USING THE FORMING SHAKING MACHINE AND INCREASE IN ITS WORK EFFICIENCY FOR OBTAINING HIGH-QUALITY MOLDS.....	13
O. V. Derev'yanko, I. A. Nebozhak, T. I. Istomina. MANUFACTURING OF COMPOSITE MATERIAL OF ABRASIVES COMPOSITION – METAL BINDER USING S PS TECHNOLOGY.....	14
M.V. Koshelev, A.G. Prigunova , A.G. Vernidub. THE EFFECTS OF MN ADDITION FOR THE PREDICTION OF THE THIXOFORMABILITY OF FE-CONTAINING AL-SI BASED ALLOYS.....	17
I.A. Nebozhak, O.V. Derev'yanko, A.M. Verkhovliuk. RESEARCH OF THE POSSIBILITY OF OBTAINING A TWO-DIMENSIONAL CAST COMPOSITE MATERIAL OF “GRAY CAST IRON – STEEL – HEAT-RESISTANT CAST IRON” SYSTEM.....	21
N. E. Tverdokhliebova, N. S. Yevtushenko. ENSURING THE SAFETY OF EMPLOYEES OF METALLURGICAL ENTERPRISES IN THE CONDITIONS OF SUSTAINABLE DEVELOPMENT.....	24
Ye. H. Aftandiliants. OPTIMIZATION OF THE MODIFICATION PROCESS OF STRUCTURAL STEEL.....	26
Ye. H. Aftandiliants. LOCAL SCALE RECOVERY ON CASTINGS.....	32
Ye. H. Aftandiliants. REGULATIONS OF THE INFLUENCE OF STRUCTURE PARAMETERS ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF CAST NORMALIZED STEEL.....	38
A. S. Barsuk. INFLUENCE OF CAST IRON COMPOSITION ON WEAR RESISTANCE FOR CAST PARTS WHICH WORK IN ABRASIVE FRICTION CONDITIONS.....	41
V. I. Bielik, A. H. Pryhunova, M. V. Kosheliev, A. H. Vernidub. THE INFLUENCE OF HYDROGEN TREATMENT OF ALUMINUM-SILICON ALLOY ON THE FORMATION AND SIZE OF PRIMARY SILICON CRYSTALS.....	43
V. I. Bielik, T. H. Tsyr, V. M. Duka. MELT STIRRING AS A NECESSARY ELEMENT OF DIRECT THERMAL METHOD (DT M).....	47
V. I. Bielik, L. K. Shenevydko, V. M. Duka, T. H. Tsyr. ON THE MECHANISMS OF REFINING THE PRIMARY CRYSTALS OF THE ALPHA PHASE OF THE ALUMINUM-SILICON ALLOY CRYSTALLIZING UNDER STIRRING	51

V. I. Bielik, L. K. Shenevydko, V. Yu. Sheiham, N. P. Isaicheva. NON-CONTACT MOVEMENT SENSOR BASED ON OPTICAL COMPUTER MOUSE.....	55
A. H. Borysov. DENDRITE AND ROSE POINT MORPHOLOGY OF THE PRIMARY PHASE AT POURING ALUMINUM ALLOY INTO A METAL MOLD.....	57
V. B. Bublykov, Yu. D. Bachynskiy, O. P. Nesteruk, V. O. Ovsiannykov, N. P. Moiseieva, S. M. Medvid. FEATURES OF THE TECHNOLOGY FOR PRODUCING NICKEL-ALLOYED HIGH-COMPRESSION CAST IRON B4700 WITH AN INCREASED LEVEL OF PLASTICITY.....	62
V. B. Bublykov, Yu. D. Bachynskiy, O. P. Nesteruk, V. O. Ovsiannykov, N. P. Moiseieva . THE INFLUENCE OF DECREASING SILICON ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH STRENGTH CAST IRON WITH NODULAR GRAPHITE.....	64
V. B. Bublykov, D. M. Berchuk, O. O. Yasynskiy, S. M. Medvid. INTERNAL MOLD MODIFICATION WITH NICKEL-MAGNESIUM LIGATURE FOR OBTAINING HIGH-STRENGTH CAST IRON.....	66
V. B. Bublykov, O. P. Nesteruk, Yu. D. Bachynskiy. PROSPECTS OF MANUFACTURING CASTING FROM HIGH-STRENGTH CAST IRON IN UKRAINE.....	69
M. M. Vorobiov, O. I. Ponomarenko, N. S. Yevtushenko. PRODUCTION OF CRANKCASE BLOCK CASTING IN THE CONDITIONS OF SMALL-SERIES PRODUCTION.....	71
S. V. Gnyloskurenko, O. P. Bilousova. SCIENTOMETRICS AND ITS INDICATORS IN SCIENTIFIC ACTIVITY.....	73
D. O. Derecha, O. L. Honcharov. METHOD OF DETERMINING THE UNIFORMITY OF THE STRUCTURE OF CASTINGS CONTAINING A FERROMAGNETIC PHASE....	76
V. S. Doroshenko, S. I. Klymenko. OVERVIEW OF THE LGM PROCESS IN THREE TECHNOLOGICAL OPTIONS REGARDING THE GAS MODE OF THE FOUNDRY MOLD.....	78
V. S. Doroshenko, S. I. Klymenko. ON THE UNUSED POTENTIAL OF THE VACUUM FOUNDRY MOLD FOR THE MANUFACTURE OF HARDENED CASTINGS FOR EARTHMOVING MACHINERY.....	83
Yu.V. Dotsenko, V.Iu. Selivorstov. THE EFFECT OF MODIFICATION ON THE PROPERTIES OF A CASTING MADE OF AN ALLOY OF THE AL - SI SYSTEM IN HIGH PRESSURE CASTING.....	87

S.D. Yevtushenko , O.V. Akimov . INFLUENCE OF PRESSURE ON THE PROCESS OF CRYSTALLIZATION UNDER PRESSURE.....	88
Ye. D. Yevtushenko, N. I. Zapolovskyi. PROBABLE METHODS OF CHARGE CALCULATION.....	90
N. S. Yevtushenk , I. O. Mezentseva, O. I. Ponomarenko, S. M. Mezentsev. PREVENTION OF PROFESSIONAL DISEASES OF CUTTERS OF FOUNDRY SHOPS..	92
N.S. Yevtushenko, N.E. Tverdokhliebova. FUNCTIONING OF LABOR PROTECTION MANAGEMENT SYSTEMS IN THE METALLURGICAL INDUSTR.....	95
L.Kh. Ivanova, Ye.V. Kolotylo. DOUBLE-LAYER ROLLED ROLLS DOPED WITH COPPER.....	98
V. V. Kaverynskyi, A. I. Trotsan, Z. P. Sukhenko. INFLUENCE OF DEFORMATION AND HEAT TREATMENT ON THE STRENGTH AND PLASTICITY OF PRE-EUTECTIC SILUMINES.....	99
Yu. H. Kvasnytska, I. I. Maksyuta, O. V. Mykhnian, O. V. Neima, K. H. Kvasnytska. MECHANISM OF NEUTRALIZATION OF ALKALI METALS AT MAKING HIGH PRECISION PARTS FROM HEAT RESISTANT ALLOYS.....	102
S. I. Klymenko, V. S. Doroshenko. ON THE PRECONDITIONS AND DIRECTIONS OF THE DIGITALIZATION OF FOUNDRY PRODUCTION.....	104
S. I. Klymenko, V. S. Doroshenko. EXAMPLES OF CASTING FOR GASIFIED MODELS IN CHINA.....	110
Yu. Yu. Ladarieva, O. I. Rybitskyi. METHOD OF DISPOSAL OF POLYSTYRENE WASTE BY OBTAINING BINDERS BASED ON THEM.....	112
T.V. Lysenko, M.I. Zamiatin, M.P. Tur, K.V. Kyselov, K.O. Danilova. PRODUCTION TECHNOLOGY OF A SPECIAL FOUNDRY ALLOY BASED ON ALUMINUM.....	115
T.V. Lysenko, V.V. Yasiukov, M.P. Tur. HOT CRACKS IN STEEL CASTINGS..	116
V. Yu. Lysenkov. SEARCH FOR RESERVES TO REDUCE RESOURCE COSTS IN THE MANUFACTURE OF KRAZ CAR BRAKE DRUMS	119
V. A. Loktionov - Remizovskyi, N. V. Kyriakova, O. A. Shcheretskyi, M. M. Hribov. THE INFLUENCE OF COPPER ON THE PECULIARITY OF THE EUTECTOID REACTION IN THE STRUCTURE OF NON-EUTECTOID STEELS.....	121
V. A. Loktionov - Remizovskyi, N. V. Kyriakova, O. A. Shcheretskyi, V. H. Novytskyi. FORMATION OF THE COPPER PHASE "SOLID LUBRICANT" IN THE STRUCTURE OF CAST PREEUTECTOID STEELS.....	126

R. V. Liutyi, M. V. Tyshkovets, D. V. Liuta. PHOSPHOSULFATE BINDING MATERIAL FOR FOUNDRY CORES.....	129
V. L. Mazur, K. A. Sirenko. COMPARATIVE ANALYSIS OF STANDARDS FOR RAILWAY BRAKE PADS MADE OF CAST IRON AND COMPOSITE MATERIAL.....	132
S. M. Mezentsev, O. I. Ponomarenko, N. S. Yevtushenko, I. O. Mezentseva. CHARACTERISTICS OF ALLOYING IRON AND STEEL WITH WASTE OF MACHINE- BUILDING ENTERPRISES.....	135
A. H. Mieshkova, E. V. Beimo. CHARACTERISTICS OF NON-CONTACT CLOSED CIRCUITS IN THE EQUIPMENT FOR WATER PURIFICATION AND COOLING OF THE ENTERPRISE "DNIPROSTAL. METALLURGICAL PLANT. LLC".....	137
A. H. Mieshkova, O. M. Prokopenko. CHARACTERISTICS OF THE CONTACT CIRCUITS OF THE COOLING AND WATER PURIFICATION SYSTEM OF THE ENTERPRISE "DNIPROSTAL. METALLURGICAL PLANT. LLC".....	142
I. A. Nebozhak, O. V. Derevianko, D. S. Kanibolotskyi, A. M. Verkhovliuk . THE INFLUENCE OF INDICATORS OF SILICON ASSIMILATION BY THE MATRIX MELT ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF GRAY IRON MODIFIED USING THE DISPERSION-FILLED GASIFIABLE MODEL.....	148
A. M. Neduzhyi. INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF THE TYPE OF FEEDING SYSTEM ON THE FORMATION OF THE NON-DENDRITIC STRUCTURE OF THE PRIMARY PHASE IN A CASTING MADE OF AK7 Ch ALLOY	152
A. M. Neduzhyi, A. H. Vernydub. APPLICATION OF EUTECTIC AND PISTON ALUMINUM ALLOYS IN MECHANICAL ENGINEERING.....	154
A. M. Neduzhyi, A. H. Pryhunova. USE OF HIGH-STRENGTH CAST ALUMINUM ALLOYS IN INDUSTRY.....	156
V. H. Novytskyi, V. A. Loktionov Remizovskyi, V. L. Lakhnenko, V. V. Tykhonovych, I. V. Oleksenko, N. V. Kyriakova. WEAR OF CAST PREEUTECTOID STEELS WITH MATRIX LUBRICANT UNDER CONDITIONS OF DRY FRICTION.....	159
O. V. Nohovitsyn, I. R. Baranov, V. P. Shkoliarenko, S. V. Pryhunov. REGULATIONS OF THE INFLUENCE OF COOLING RATE OF THE MELT ON STRUCTURE FORMATION DURING CASTING AND ROLLING OF ALUMINUM ALLOYS.....	163
A. S. Nuradynov, O. V. Nohovitsyn, V. P. Shkoliarenko, I. A. Nuradinov, O. V. Chystiakov. SIMULATION OF THE PROCESS OF NUCLEI FORMATION IN METAL MELTS DURING THEIR COOLING.....	169

P. S. Penziev. ENGINEERING SIMULATION OF THE TECHNOLOGICAL PROCESSES OF MOLDING OF COMPLEX BODY CASTINGS ON THE EXAMPLE OF DETAILS OF A REPRESENTATIVE OF THE 4DTNA1 ENGINE.....	172
A. H. Pryhunova, V. D. Babiuk, Ye. A. Zhydkov, M. V. Kosheliev, T. H. Tsir. THE ROLE OF THE COOLING RATE IN THE PROCESSES OF STRUCTURE FORMATION AND FORMATION OF IRON-CONTAINING PHASES ALLOY AK5M2 WITH 0.8% IRON.....	173
A. H. Pryhunova, V. D. Babiuk, Ye. A. Zhydkov, M. V. Kosheliev, T. H. Tsir. INFLUENCE COOLING RATE ON MICROSTRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF IRON-CONTAINING INTERMETALLIDES IN AK5M2 ALLOY WITH 3.3% IRON CONTENT.....	179
A. H. Pryhunova, Ye. A. Zhydkov, V. D. Babiuk. INCREASING THE WEAR RESISTANCE OF THE VAL10 ALLOY BY FINE CRYSTALLINE LIGATURES.....	184
A. H. Pryhunova, Ye. A. Zhydkov, V. D. Babiuk, L. K. Shenevidko, T. H. Tsir. STRUCTURE AND STRENGTH CHARACTERISTICS OF THE VAL10 ALLOY MODIFIED WITH FINE CRYSTALLINE LIGATURES.....	188
A.A. Sevoian. IMPROVING QUALITY DURING THE PRODUCTION OF ROTATING BODIES FROM COPPER ALLOYS.....	194
V. Yu. Selivorstov, Yu. V. Dotsenko, T. V. Selivorstova. STUDY OF THE EFFECT OF MODIFICATION WITH DISPERSED SILICON CARBIDE ON THE DENSITY OF THE SECONDARY ALLOY OF THE AL - SI SYSTEM.....	195
R. A. Serhiienko, A. M. Verkhovliuk, O. A. Shcheretskyi, V. O. Shcheretskyi, O. V. Zhelezniak. FEATURES OF PRODUCING HIGH-ENTROPY ALLOYS USING AN INDUCTION FURNACE.....	197
K. A. Sirenko. PROSPECTIVE DIRECTIONS FOR THE DEVELOPMENT OF METHODS FOR DETERMINING CHARGE COMPOSITION IN IRON SMELTING.....	200
O. M. Smirnov, A. Yu. Semenko, Yu. P. Skorobahatko, M. S. Horiuk, Yu. O. Smirnov, V. V. Buriak, D. I. Hoida, A. O. Horshkov, L. M. Lakomska. PROSPECTS FOR THE APPLICATION OF EXTERNAL PHYSICAL ACTIONS IN THE CRYSTALLISER, THE SECONDARY COOLING ZONE AND THE FINAL SOLIDIFICATION ZONE OF THE CONTINUOUSLY CAST BILLET.....	202
O. M. Smirnov, V. Ye. Ukhin, A. Yu. Semenko, Yu. P. Skorobahatko, Yu. O. Smirnov, M. S. Horiuk, D. I. Hoida, L. S. Voronko. WAYS OF OPTIMIZING THE CONDITIONS OF CASTING LIQUID STEEL AND FORMING CONTINUOUSLY CAST BILLETS IN THE MBLZ CRYSTALLISER.....	205

O. M. Smirnov, S. V. Semiriahin, Yu. P. Skorobahatko, A. Yu. Semenko, M. S. Horiuk, A. O. Horshkov, Yu.Iu. Kulish, Ye. O. Karpukhin. THE USE OF EXTERNAL ENERGY INFLUENCES FOR IMPROVING THE PROPERTIES OF THE ALUMINUM ALLOY OF THE Al-Zn-Mg SYSTEM.....	207
V. O. Stryhun, N. M. Voloshyn, S. V. Hnyloskurenko, L. S. Chaplyhina.. UPDATE OF NATIONAL STANDARDS OF UKRAINE: FERROUS SECONDARY METALS.....	209
N. Ye. Tverdokhliebova, O. I. Ponomarenko. WAYS TO REDUCE THE HARMFUL EFFECT OF RADIANT HEAT ON FOUNDRY WORKERS.....	212
A. M. Tymoshenko, O. V. Shmatko, V. P. Lykhoshva, M. I. Holubchyk. ASSESSMENT OF THE INFLUENCE OF TECHNOLOGICAL PARAMETERS ON THE SPEED OF MANUFACTURING OF CONTINUOUSLY CAST BIMETALLIC STAFF	214
M. S. Trenov, O. I. Ponomarenko, T. V. Berlizieva. INCREASE OF MECHANICAL AND PHYSICAL PROPERTIES OF ALUMINUM ALLOYS USING NANO-DISPERSE MATERIALS.....	217
V. Ye. Khrychykov, O. D. Semenov, L. Kh. Ivanova, O. V. Meniailo, Ye. H. Aftandiliants, S. H. Hnyloskurenko. DISCUSSION OF THE FEASIBILITY OF CORRECTING THE TERM SRINKAGE CAVITY IN DSTU 9051:2020	220
T. H. Tsir. THE INFLUENCE OF THE COOLING RATE OF THE MELT ON THE MICROSTRUCTURE OF SUPEREUTECTIC SILUMINES.....	221
I. A. Shalevska, V. S. Doroshenko, M. M. Diachenko. FEATURES OF THE SELECTION OF DISPERSED NON-METALLIC MATERIALS FOR REINFORCEMENT OF CAST METAL STRUCTURES.....	224
I. A. Shalevska, M. M. Diachenko. MECHANISM OF OBTAINING COMPOSITE CASTINGS FROM GRAY IRON USING CERAMIC REINFORCING ELEMENTS.....	227
V. Zh. Shemet, A. Yu. Semenko, M. M. Voron, A. M. Tymoshenko. RESEARCH OF THE MECHANICAL PROPERTIES OF Fe-Mn-Al-C STEEL.....	230
M.I. Shkliaruk, O.V. Masalitina. GAS POROSITY IN CASTINGS: CAUSES AND METHODS OF ELIMINATION.....	233
V. P. Shkoliarenko. METHOD OF INCREASING THE EFFICIENCY OF ELECTROMAGNETIC MELTING IN FOUNDRY INDUCTION FURNACES.....	234
V. P. Shkoliarenko, A. S. Nuradynov, C. V. Pryhunov, I. A. Nuradynov. THE METHOD OF AVOIDING HEAT BRACKET OF PIPE BILLS FROM AMg6 ALLOY WHEN CASTING IN MOLDS BY OPTIMIZING THE TEMPERATURE PARAMETERS OF CASTING AND USING VIBRATION.....	237

V. P. Shkoliarenko. ABOUT THE GROUNDING OF REQUIREMENTS FOR METALLURGICAL AND FOUNDRY FURNACES BASED ON THE ANALYSIS OF CURRENT TRENDS IN THEIR DEVELOPMENT	242
V. P. Shkoliarenko. PROSPECTS FOR THE DEVELOPMENT OF THE FOUNDRY PRODUCTION WITH THE APPLICATION OF ARTIFICIAL INTELLECT	245
V. O. Shcheretskyi, O. A. Kuzmenko, O. A. Naboka, O. A. Karanda, A. M. Verkhovliuk.. FEATURES OF THE FORMATION OF FUNCTIONAL SURFACE LAYERS IN ALUMINUM-BASED ALLOYS.....	249
O. O. Yasynskyi, D. M. Berchuk, O. O. Yasynska, N. P. Moiseieva. SULFUR AND PHOSPHORUS IN HIGH-STRENGTH CAST IRON.....	254
O. O. Yasynskyi, V. B. Bublykov, D. M. Berchuk, O. O. Yasynska. INFLUENCE OF NICKEL ALLOYING ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH-STRENGTH CAST IRON.....	256

**ХІІ МІЖНАРОДНА
НАУКОВО-ПРАКТИЧНА КОНФЕРЕНЦІЯ
МЕТАЛУРГІЯ 2023**

ЗМІСТ

МАТЕРІАЛІВ XII МІЖНАРОДНОЇ НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ
«МЕТАЛУРГІЯ» 2023

L. Dan, V. Maslov, L. Trofimova. USE OF THE HANCOCK-SHARP TECHNIQUE IN TOPOKINETIC ANALYSIS OF METAL PHASE NUCLEATION DURING CARBOTHERMIC SELF-REDUCTION OF DISPERSED IRON-GRAPHITE METALLURGICAL WASTE.....	272
O.A. Glotka. PREDICTING THE PROPERTIES OF CAST NICKEL-BASED SUPER-ALLOYS.....	274
Y.O. Stupak. REGARDING THE ANALYSIS OF THE EFFECTIVENESS OF COKE SUBSTITUTES IN THE BLAST FURNACE PROCESS.....	277
С.В. Аджамський, Г.А. Кононенко, Р.В. Подольський. ІНФОРМАЦІЙНО-АНАЛІТИЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ЩОДО МЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ.....	280
Б.Ф. Белов, А.І. Троцан, О.В. Власова. РОЗВИТОК СТРУКТУРО-ХІМІЧНИХ ЗАСАД ПРОЦЕСІВ РАФІНУВАННЯ ЗАЛІЗО-ВУГЛЕЦЕВИХ РОЗПЛАВІВ СИЛІКАТАМИ МАГНІЮ MgO-SiO ₂ ТА СПЛАВАМИ СИЛІКОМАГНІЮ Mg-Si.....	283
Б.Ф. Белов, А.І. Троцан, О.В. Власова. РОЗРОБКА НАУКОВИХ ЗАСАД ПРОЦЕСІВ РАФІНУВАННЯ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ РОЗПЛАВІВ ПЛАВИЛЬНИМИ ШЛАКАМИ ТА СПЛАВАМИ МАГНІЮ.....	286
Б.Ф. Белов, А.І. Троцан, О.В. Власова. РОЗРОБКА МЕХАНІЗМУ ДЕСУЛЬФУРАЦІЇ ДОМЕННОГО ЧАВУНУ З ВИКОРИСТАННЯМ СТРУКТУРНО-ХІМІЧНИХ РЕАКЦІЇ ПЛАВИЛЬНИХ ШЛАКІВ.....	290
М.М. Бойко, В.Е. Трещов, Н.В. Полякова, С.В. Журавльова, В.В. Єфименко. АНАЛІЗ МОЖЛИВОСТІ МЕТАЛІЗАЦІЇ ЗАЛІЗОВМІСНИХ МАТЕРІАЛІВ ВІДНОВНИКАМИ НА ОСНОВІ БІОСИРОВИНИ.....	294
В.В. Бочка, М.В. Ягольник, К.В. Шмат, А.В. Сова, А.М. Круглов. ТЕОРЕТИЧНА ОЦІНКА ПРОЦЕСІВ РУЙНУВАННЯ АГЛОМЕРАТУ ПРИ ЙОГО МЕХАНІЧНІЙ ОБРОБЦІ.....	297
В.В. Бочка, М.В. Ягольник, К.В. Шмат, А.В. Сова. ЕФЕКТИВНІСТЬ СТАБІЛІЗАЦІЇ АГЛОМЕРАТУ ЗА МІЦНІСТЮ І КРУПНІСТЮ В СТАБІЛІЗАТОРІ БАРАБАННОГО ТИПУ.....	304
О.Г. Величко, О.С. Грек, О.М. Гришин. МАТЕМАТИЧНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ НАГРІВУ ЗАЛІЗОРУДНО-ВУГІЛЬНИХ БРИКЕТІВ В ІНДУКЦІЙНІЙ ПЕЧІ.....	309

І.Й. Водін ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ ВИРОБНИЦТВА ФЕРОСИЛІ-КОХРОМУ.....	311
К.Р. Володько. ОГЛЯД МЕТОДІВ ТВЕРДОФАЗНОГО ВІДНОВЛЕННЯ ЗА-ЛІЗА.....	316
Л.П. Грес, О.В. Гупало, О.О. Єрьомін. ОЦІНКА ВПЛИВУ ЗБАГАЧЕННЯ ПОВІТРЯ ГОРІННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИМ КИСНЕМ НА СТІЙКІСТЬ КЛАДКИ ДОМЕННИХ ПОВІТРО-НАГРІВАЧІВ.....	318
О.М. Гришин, А.А. Надточій, В.О. Петренко. ТЕРМОДИНАМІЧНІ ЗАКОНОМІР-НОСТІ ГАЗОКИСНЕВОЇ КОНВЕРСІЇ МЕТАНУ.....	320
О.М. Гришин, А.А. Надточій, В.О. Петренко КІНЕТИЧНІ ЗАКОНОМІРНОСТІ ГА-ЗОКИСНЕВОЇ КОНВЕРСІЇ МЕТАНУ.....	322
О.М. Гришин, А.А. Надточій. ФІЗИКО-ХІМІЧНІ ОСНОВИ ВПЛИВУ ЕЛЕКТРОМА-ГНІТНОГО ПОЛЯ НА КІНЕТИКУ ВІДНОВЛЕННЯ ОКСИДІВ.....	324
Л.О. Гудим, В.Б. Семакова, Ю.В. Хавалиць. ПІДВИЩЕННЯ ІНТЕНСИВНОСТІ ГАЗОВОГО ПОТОКУ РОЗПОДІЛЕННЯМ РУДНОГО ГРЕБЕНЯ НА КОЛОШНИКУ...	327
О.В. Гупало, О.О. Єрьомін, Л.Б. Кабакова, Ю.М. Радченко. ВИКОРИСТАННЯ ВІДНОВЛЮВАЛЬНОГО ВОДНЮ В МЕТОДИЧНИХ ПЕЧАХ.....	330
Д.В. Єськов, Є.М. Сігарьов, А.А. Похвалітий, М.А. Кашеев. РЕСУРСОЗБЕРІГА-ЮЧІ ДУТТЬОВІ РЕЖИМИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ЗАГЛИБНИХ ФУРМ.....	334
В.В. Єфименко, М.М. Бойко, Н.В. Полякова, С.В. Журавльова, О.А. Танчев АНА-ЛІЗ МОЖЛИВОСТІ ВИКОРИСТАННЯ БІОМАТЕРІАЛІВ ПРИ ОБПАЛІ ОКАТИ-ШІВ.....	340
А. А. Жбир, В. Л. Вихристюк, К. І. Чубін, М. Р. Руденко, О. А. Чубіна. СУЧАСНИЙ СТАН ТЕХНОЛОГІЇ ПРОДУВКИ КОНВЕРТЕРНОЇ ВАННИ, ПРОЕКТУВАННЯ І ВИКОРИ-СТАННЯ КИСНЕВИХ ФУРМ.....	343
С.В. Журавльова, Р.Б. Дутній, М.М. Бойко, В.С. Мамешин, І.В. Журавльова. ЗА-КОНОМІРНОСТІ ПОЗАПІЧНОЇ ОБРОБКИ СТАЛІ З ВИКОРИСТАННЯМ АЛЮМОВМІС-НИХ ВІДХОДІВ.....	345
С.В. Журавльова, А.Ф. Марко, М.М. Бойко, В.С. Мамешин, І.В. Журавльова. ВДОСКОНАЛЕННЯ ВИРОБНИЦТВА СТАЛІ ЗА РАХУНОК ЗАСТОСУВАННЯ БІОМАТЕ-РІАЛІВ.....	348
В.Г. Кисляков, О.Л. Руденко, В.П. Петруша. ВИВЧЕННЯ ПОВЕДІНКИ ДОМІШОК ЧАВУНУ (S, Si, P) ПРИ ДЕСУЛЬФУРАЦІЇ ЗЕРНИСТИМ МАГНІЄМ.....	350
Г.Ю. Крячко, Є.М. Сігарьов, І.М. Матина. ФАКТОРИ ОБМЕЖЕННЯ ФОРСОВА-НОЇ РОБОТИ ДОМЕННИХ ПЕЧЕЙ.....	352

І.О. Маначин, А.П. Шевченко, О.Є. Меркулов, О.М. Башмаков, Б.В. Двоскін, В.Г. Кисляков. ОЦІНКА ЗІСТАВЛЕННЯ ПОКАЗНИКІВ ПОЗАПІЧНОЇ ДЕСУЛЬФУРАЦІЇ ЧАВУНУ ЗА РІЗНИМИ ТЕХНОЛОГІЯМИ.....	355
І.О. Маначин, А.П. Шевченко, М.О. Рибальченко. ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ ВЗАЄМОДІЇ ОКСИДУ КАЛЬЦІЮ ТА СІРКИ У РОЗПЛАВІ ПРИ ІНЖЕКЦІЙНИХ ПРОЦЕСАХ ДЕСУЛЬФУРАЦІЇ ЧАВУНУ З ВДУВАННЯМ ВАПНА.....	358
І.Г. Муравйова, М.Г. Іванча, В.Р. Щербачов, В.І. Вишняков. МЕТОД ВИЗНАЧЕННЯ ПОЛОЖЕННЯ І ФОРМИ ПЛАСТИЧНОЇ ЗОНИ ДОМЕННОЇ ПЕЧІ З УРАХУВАННЯМ ПОКАЗНИКІВ РОЗПОДІЛУ ТЕМПЕРАТУР ГАЗОВОГО ПОТОКУ ПО РАДІУСУ КОЛОШНИКА.....	360
В.І. Мусійко, О.М. Стоянов, Є.В. Синегін. ОТРИМАННЯ СТАЛІ З НИЗЬКИМ ВМІСТОМ ШКІДЛИВИХ ДОМІШОК.....	364
К.Г. Нізяєв, О.М. Стоянов, Т.А. Шашкін, L. Raymakers. РЕЦИКЛІНГ СТАЛЕПЛАВИЛЬНИХ ШЛАКІВ В МЕТАЛУРГІЙНОМУ ВИРОБНИЦТВІ.....	366
К.Г. Нізяєв, О.М. Стоянов, Є.В. Синегін, А.В. Скрипник, С.Б. Бойченко. ВЗАЄМОДІЯ ОКСИДІВ ВОГNETРИВУ З ВУГЛЕЦЕМ.....	367
Р.В. Подольський, О.А. Сафронова, О.Є. Меркулов, Г.А. Кононенко. СИСТЕМАТИЗУВАННЯ ШЛЯХІВ ЗМЕНШЕННЯ ЗНОШУВАННЯ ЗАЛІЗНИЧНОЇ РЕЙКИ.....	370
Ю.М. Радченко, О.В. Гупало, М.О. Штацький. РЕКОНСТРУКЦІЯ КАМЕРНОЇ ПЕЧІ ПЕРІОДИЧНОЇ ДІЇ.....	373
В.Г. Раздобреєв, К.Ю. Ключніков, О.І. Лещенко, Д.Г. Паламар. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ОСНОВНИХ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ПРОЦЕСУ ВОЛОЧІННЯ В ЗДВОЄНИХ РОЛИКОВИХ ВОЛОКАХ НА ДИНАМІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПРОЦЕСУ.....	376
В.О. Рубан, О.М. Стоянов, Є.В. Синегін. МЕТОДИКА ПРОВЕДЕННЯ ФІЗИЧНОГО МОДЕЛЮВАННЯ ЗМІНИ РЕАКЦІЙНОЇ ЗОНИ ПІД ЕЛЕКТРОДОМ НА УСТАНОВЦІ «КІВШ-ПІЧ».....	380
В.О. Рубан, О.М. Стоянов, Є.В. Синегін. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ ЗМІНИ РЕАКЦІЙНОЇ ЗОНИ ПІД ЕЛЕКТРОДОМ НА УСТАНОВЦІ «КІВШ-ПІЧ».....	382
Р. М. Руденко, К. І. Чубін, М. Р. Руденко, М. А. Кащеєв, О. А. Чубіна. КОЛОСНИК ДЛЯ АГЛОМЕРАЦІЙНОЇ МАШИНИ ЗІ ЗНИЖЕНИМ ОПОРОМ.....	383
Є.В. Синегін, К.Г. Нізяєв, С.В. Журавльова, Р.Є. Острянін, М.О. Дей, М.О. Еконго. МЕТОДИ ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ПЕРЕМІШУВАННЯ МЕТАЛУ В КРИСТАЛІЗАТОРІ МБЛЗ.....	385

А.Л. Сиротенко, С.М. Зінченко. ЗАЛЕЖНІСТЬ МІЖ ВПЛИВОМ ДОМІШОК НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ТИТАНУ ТА ЯКІСТЮ ВИРОБНИЦТВА ХОЛОДНОДЕ-ФОРМОВАНИХ ТРУБ.....	389
Є.М. Сігарьов, Ю.С. Лобанов, М.Р. Руденко, Д.В. Єськов. ТЕМПЕРАТУРНО-КОНЦЕНТРАЦІЙНІ ФАКТОРИ ФОРМУВАННЯ ГАРНІСАЖНОГО ПОКРИТТЯ.....	391
Є.М. Сігарьов, Д.В. Єськов, І.М. Матина, Д.А. Коваленко. ОБҐРУНТУВАННЯ ОПТИМАЛЬНОГО СКЛАДУ ШЛАКУ КОВШОВОЇ ДЕСУЛЬФУРАЦІЇ ЧАВУНУ.....	394
О.М. Смірнов, А.Ю. Семенко, Ю.П. Скоробагатько, М.С. Горюк, Ю.О. Смірнов, В.В. Буряк, Д.І. Гойда, А.О. Горшков, Л.М. Лакомська. ПЕРСПЕКТИВИ ЗАСТОСУ-ВАННЯ ЗОВНІШНІХ ФІЗИЧНИХ ДІЙ У КРИСТАЛІЗАТОРІ, ЗОНІ ВТОРИННОГО ОХО-ЛОДЖЕННЯ ТА ЗОНІ ФІНАЛЬНОГО ТВЕРДНЕННЯ БЕЗПЕРЕРВНОЛИТОЇ ЗАГОТОВКИ.....	397
О.М. Смірнов, В.Є. Ухін, А.Ю. Семенко, Ю.П. Скоробагатько, Ю.О. Смірнов, М.С. Горюк, Д.І. Гойда, Л.С. Воронько. ШЛЯХИ ОПТИМІЗАЦІЇ УМОВ РОЗЛИВАННЯ РІДКОЇ СТАЛІ І ФОРМУВАННЯ БЕЗПЕРЕРВНОЛИТИХ ЗАГОТОВОК В КРИСТАЛІЗАТОРІ МБЛЗ.....	400
О.М. Смірнов, С.В. Семірягін, Ю.П. Скоробагатько, А.Ю. Семенко, М.С. Горюк, А.О. Горшков, Ю.Ю. Куліш, Є.О. Карпукін ВИКОРИСТАННЯ ЗОВНІШНІХ ЕНЕРГЕТИЧ-НИХ ВПЛИВІВ ДЛЯ ПОКРАЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ СИС-ТЕМИ Al-Zn-Mg.....	402
Д.О. Степаненко. ОЦІНКА ТЕПЛОФІЗИЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ШЛАКОВИХ СУ-МІШЕЙ СТАЛЕПЛАВИЛЬНОГО ВИРОБНИЦТВА.....	404
Ю.О. Ступак. НАВЧАЛЬНІ ВІДЕОМАТЕРІАЛИ ЯК ЕФЕКТИВНИЙ ЗАСІБ У ПІДГО-ТОВЦІ ТА ПІДВИЩЕННІ КВАЛІФІКАЦІЇ ФАХІВЦІВ З МЕТАЛУРГІЇ.....	406
Д.М. Тогобицька, І.Р. Поворотня, Н.Є. Ходотова. КОНЦЕПТУАЛЬНИЙ ПІДХІД ДО ВИРІШЕННЯ ЗАДАЧ ПРОГНОЗУВАННЯ КІНЦЕВИХ ПРОДУКТІВ СТАЛІ ПРИ ЇЇ ПОЗА-ПІЧНІЙ ОБРОБЦІ НА УКП.....	410
Д.М. Тогобицька, А.І. Белькова, С.В. Греков, Н.Є. Ходотова. ФІЗИКО-ХІМІЧНІ КРИТЕРІЇ ДЛЯ ОЦІНКИ ЕФЕКТИВНОСТІ ДЕФОСФОРАЦІЇ СТАЛІ ЗА СУЧАСНИХ УМОВ УКРАЇНИ.....	413
Л.Г. Тубольцев, О.Е. Меркулов, В.О. Петренко. ЕКОЛОГІЧНІ ПЕРСПЕКТИВИ ЧОРНОЇ МЕТАЛУРГІЇ УКРАЇНИ.....	417
Л.Г. Тубольцев, В.О. Петренко, Т.А. Фонарьова. СИСТЕМНИЙ АНАЛІЗ В КОМ-ПЛАЄНСІ МЕТАЛУРГІЙНОГО ВИРОБНИЦТВА.....	421

О.Ю. Худяков, С.В. Ващенко, К.В. Баюл, М.М. Бойко, Н.В. Полякова. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ КОМПОНЕНТНОГО ТА ГРАНУЛОМЕТРИЧНОГО СКЛАДУ ШИХТ НА УЩІЛЬНЮВАНІСТЬ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ БРИКЕТІВ.....	423
В.І. Шатоха, М.В. Ягольник, М.О. Фурсов. СЦЕНАРІЇ ТЕХНОЛОГІЧНОЇ ТРАНСФОРМАЦІЇ ЧОРНОЇ МЕТАЛУРГІЇ.....	425
В.Ж. Шемет, А.Ю. Семенко, М.М. Ворон, А.М. Тимошенко. ДОСЛІДЖЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ Fe-Mn-Al-C СТАЛЕЙ.....	430
М.В. Ягольник, А.М. Круглов, М.М. Бойко, Н.В. Полякова, С.В. Журавльова. ФОРМУВАННЯ РАЦІОНАЛЬНОЇ СТРУКТУРИ АГЛОМЕРАЦІЙНОГО ШАРУ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ПРОДУКТУ.....	433
С.М. Данилов, О.О. Педаш, В.В. Наумик, Д.О. Тьомкін, Д.В. Ткач КОМПЛЕКСНЕ МОДИФІКУВАННЯ ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ З ВИКОРИСТАННЯМ УЛЬТРАДИСПЕРСНИХ ЧАСТОК КАРБОНІТРИДУ ТИТАНУ.....	436
С.Я. Шипицин, Г.Є. Федоров, М.В.Карпець, І.Ф. Кірчу, Д.І. Лиховой, Т.В. Степанова. ПІДВИЩЕННЯ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ТА ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОМАРГАНЦЕВИХ СТАЛЕЙ УДОСКОНАЛЕННЯМ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПРОЦЕСІВ ЇХ ПЛАВЛЕННЯ, МІКРОЛЕГУВАННЯ ТА МОДИФІКУВАННЯ.....	438

L. Dan^{1,2}, V. Maslov¹, L. Trofimova¹

¹State Higher Educational Institution "Priazovsky State Technical University, Dnipro,
Ukraine

²Academic Centrum of Material Science and Nanotechnology, AGH University of Cracow,
Poland

USE OF THE HANCOCK-SHARP TECHNIQUE IN TOPOKINETIC ANALYSIS OF METAL PHASE NUCLEATION DURING CARBOTHERMIC SELF-REDUCTION OF DISPERSED IRON-GRAPHITE METALLURGICAL WASTE

Previous studies have shown that dispersed iron-graphite wastes (IGW) of metallurgical production are inexpensive and promising raw materials for obtaining radio shielding and radio-absorbing compositions [1]. Iron oxides and carbon contained simultaneously in dispersed IGW at temperatures higher than 960 °C make it possible to carry out self-reduction carbothermic reactions to metallic iron. In this case, the specific saturation magnetization, σ_s , increases from ~30 to 180 A·m²/kg [1]. Therefore, the study of the kinetic dependences describing the course of the process is of both theoretical and practical interest.

The experiments were carried out on dispersed IGW with a fraction of less than 160 μm , while the iron oxide particles themselves had an average size of less than 75 μm . Analysis of the course of carbothermic self-reduction (CSR) of dispersed IGW showed that the kinetic curves of the process have an S-shaped form [1]. This testifies to its two-stage character. The first stage is the reduction of higher oxides to wustite, and then its reduction to metallic iron.

The first stage proceeds very quickly, so its duration in the kinetic analysis of the CSR process can be neglected. The main time of the process is occupied by the reaction $\text{FeO} \rightarrow \text{Fe}$.

It is known that the solid-phase reduction of iron oxides proceeds with the participation of the gas phase [2], i.e., the process is topokinetic in nature. At the initial stage metallic phase nuclei are formed, which have a catalytic effect on the reaction. Due to this, the process is accelerated. After the entire surface of the particle is covered by a thin layer of metallic iron, the process enters the second stage with the reaction front moving deeper into the particle. The second stage proceeds under reaction inhibition conditions. Analysis of the literature shows that it is advisable to describe each stage separately [3].

It is generally accepted that the nucleation of a new phase on the particle surface is most accurately described by the Avrami-Erofeev equation (equation 1) [3], and the analysis of the process itself is performed using the Hancock-Sharp procedure [4]:

$$\alpha = 1 - \exp(-\beta\tau^n), \quad (1)$$

where α is the degree of transformation;

β - a constant indirectly depending on the temperature;

τ – the time from the beginning of the process;

n - a power index indicating the geometric peculiarities of germ growth. At n from 1 to 2, there is nuclei growth is one-dimensional; from 2 to 3 - two-dimensional; from 3 to 4 - three-dimensional [4].

In the first stage of the Hancock-Sharp analysis, we plotted linear plots in the coordinates $\ln(-\ln(1-\alpha)) - \ln\tau$ for all process temperatures. Based on these plots, we calculated the average values of $\ln\beta = -4.8342$ and $n = 1.48$ with an average correlation coefficient $R = 0.993$.

Comparison of the experimental values of α and the calculated values obtained using equation (1), with the found values of β and n showed a good agreement $\alpha_{\text{exp.}}$ and $\alpha_{\text{calc.}}$ in the range $0 < \alpha < 0.2$, which fully corresponds to the literature data given for the transformation $\text{Fe}_3\text{O}_4 \rightarrow \text{FeO}$ [4].

For the convenience of subsequent calculations, equation (1) was transformed to the form (2) [4]:

$$[-\ln(1 - \alpha)]^{1/n} = k\tau. \quad (2)$$

Using the graphs built in accordance with equation (2) for different temperatures and n we calculated the value of the coefficients k . Then, using the graph constructed in Arrhenius coordinates, we found the value of apparent activation energy, $E_a = 250$ kJ/mol. According to the value of E_a , we can conclude that the wustite reduction process at the first stage of the CSR is limited by the carbon gasification reaction.

References

1. Dan L. The formation, properties and use of dispersed iron-graphite metallurgical waste/ L. Dan, V. Maslov, L. Trofimova, G. Cios// JCME. - 2022.- Vol. 6, No. 4.- pp. 81–92.
2. Байков А. А. Восстановление и окисление металлов. Избранные труды. – М.: Metallurgizdat. - 1961. – С. 35–63.

3. Avrami M. Kinetics of Phase Change. General Theory / M. Avrami// J. Chem. Phys. – 1939.- No. 7, pp. 1103 – 1112. <https://doi.org/10.1063/1.1750380>.
4. Piotrowski K. Topochemical approach of kinetics of the reduction of hematite to wustite/ K. Piotrowski, K. Mondal, T. Wiltowski, P. Dydo, G. Rizeg// Chemical Engineering Journal. - 2007.- No.131.- pp. 73–82.

UDC 669.245.018.044:620.193.53

O. A. GLOTKA

National University "Zaporizhzhia Polytechnic", Zaporizhzhia, Ukraine

PREDICTING THE PROPERTIES OF CAST NICKEL-BASED SUPERALLOYS

Details of modern thermally stressed gas turbine engines are made from multicomponent heat-resistant alloys based on nickel, cobalt and iron using equiaxial, directional or single-crystal casting methods. The most critical parts of gas turbine engines are the gas turbine blades, which determine the maximum temperature of the working gas at the turbine inlet. One of the ways to solve the problem of increasing the working temperature of the gas before the turbine is to increase the ratio of the parameters of the crystal lattice of the matrix and γ' -phase [1-7].

For experimental and theoretical studies of temperature performance, a working sample of industrial superalloys was formed. The selection of alloys was made from the standpoint of a variety of chemical compositions (alloying systems). According to the content of chemical elements, they have a wide doping range. The value of the properties of alloys were taken from open sources in articles, books and Internet resources. On their basis, correlation dependences of the "parameter-property" type were established in the form of mathematical models. The resulting equations have sufficiently high coefficients of the correlation criterion $R^2 > 0.85$ and can be used for predictive calculations of these characteristics with a relative error of about 4%.

The phase composition was determined by XRD method using Bragg-Brentano focusing on a RIGAKU MINIFLEX 600 diffractometer (CoK α -radiation). The samples were

examined in the range of angles 20...120 according to the modes: U=30 kV, I=15 mA, scanning step 0.1°

Dimensional discrepancy δ or γ/γ' -misfit was calculated using the formula from expression 1:

$$\delta = 2 \frac{a_{\gamma'} - a_{\gamma}}{a_{\gamma'} + a_{\gamma}} \times 100\% \quad (1)$$

where a_{γ} and $a_{\gamma'}$ are the lattice periods of the γ - and γ' -phases, respectively.

As a result of the analysis and processing of experimental data, the ratio of alloying elements:

$$K_{\gamma'} = 5 \frac{\sum_{\gamma'} (Al+Ti+Nb+Ta+Hf)}{\sum_{\gamma} (Cr+W+Mo+Re+Co+Ru)} \quad (2)$$

which is used to assess the mechanical properties, and takes into account the complex effect of the main components of the alloy. The calibration factor (which is used) has been specially selected to provide the best ratio of elements according to the following considerations. γ' -forming elements make a much larger contribution (about 5 times greater) to the strengthening of the alloy, due to an increase in the amount of the hardening phase and an increase in the lattice mismatch γ/γ' (δ) in comparison with γ -hardening elements. The dimensional discrepancy between the lattice parameters is associated with the degree of concentration solid solution strengthening of the γ - and γ' -phases, the efficiency of the dispersion strengthening of the alloy, the creep rate and other properties of the alloys. This makes it possible to relate the $K_{\gamma'}$ ratio with the properties of multicomponent systems.

It has been established that the size discrepancy δ (for single-crystal alloys) has an exponential dependence. An increase in the $K_{\gamma'}$ ratio leads to an increase in δ . It's connected with a decrease in the number of γ -solution hardeners and an increase in γ' -forming elements that affect the parameters of the crystal lattices of the phases and maximize their mismatch.

Experimental verification of the obtained dependences was carried out on industrial nickel-based superalloys ZMI-3U, Udimed-500 and ZMI-M8 (different production technologies) for which the properties obtained by calculation and empirical were compared. The results of calculations of the parameters of crystal lattices obtained from the diffraction pattern, Table 1 shows the data obtained by calculation (according to the obtained dependencies) and experimental data (obtained by the methods described in the second section).

Table 1 - The measured and calculated values of lattice parameters, misfit, and mechanical properties of ZMI-3U, Udimed-500 and ZMI-M8 alloys.

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2023

Method of obtaining results	$a\gamma$, Å FCC Fm3m	$a\gamma'$, Å FCC ordered L12	δ^{20} , %	σ_B , MPa	σ_{100}^{1000} , MPa
ZMI-3U					
Calculated	3.578	3.585	0.207	920	155
Experimental	3.580	3.588	0.220	980	175
Udimed-500					
Calculated	3.569	3.580	0.322	810	100
Experimental	3.569	3.581	0.330	850	130
ZMI-M8					
Calculated	3.575	3.599	0.676	700	-
Experimental	3.575	3.600	0.697	670	-

Table 1 shows that the calculated and experimental data are in good agreement with each other in almost all parameters. There is a slight discrepancy due to possible measurement and calculation errors. Thus, the dependences obtained can be used to predict the properties of nickel-based superalloys when developing new compositions or improving existing ones.

References

1. Balyts'kyi, Hydrogen assisted crack initiation and propagation in nickel-cobalt heat resistant superalloys, 6th International Conference "Fracture Mechanics of Materials and Structural Integrity", Lviv, 2019, 134–140. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2019.07.032>.
2. N. Das, Advances in nickel-based cast superalloys, Transactions of the Indian Institute of Metals, 63 (2010) 265–274. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12666-010-0036-7>.
3. K. Mukai, Z. Li, K. C. Mills, Prediction of the densities of liquid Ni-based superalloys, Metallurgical and Materials Transactions B, 36 (2005) 255–262. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11663-005-0027-y>.
4. O.A Glotka, V.Y. Olshanetskii, Mathematical forecasting composition of secondary carbides in the single-crystal superalloys, **Archives of Materials Science and Engineering** 111(1) (2021) 34-41. DOI: <https://doi.org/10.5604/01.3001.0015.5563>
5. Z. Li, K. C. Mills, The effect of γ' content on the densities of Ni-based superalloys, Metallurgical and Materials Transactions B, 37 (2006) 781–790. <https://doi.org/10.1007/s11663-006-0060-5>

6. O. N. Senkov, D. W. Mahaffey, S. L. Semiatin, Inertia Friction Welding of Dissimilar Superalloys Mar-M247 and LSHR, Metallurgical and Materials Transactions A, 45 (2014) 5545–5561. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-014-2512-x>.

7. J. Zhang, R. F. Singer, Effect of Zr and B on castability of Ni-based superalloy IN792, Metallurgical and Materials Transactions A, 35 (2004) 1337–1342. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-004-0308-0>.

UDK 669.1+662.6

Y. O. Stupak

Ukrainian State University of Science and Technology (USUST), Dnipro

REGARDING THE ANALYSIS OF THE EFFECTIVENESS OF COKE SUBSTITUTES IN THE BLAST FURNACE PROCESS

Coke was and remains irreplaceable and one of the most expensive components of blast furnace charge, the cost of which only increases over the years. One of the reasons is the reduction of the coal raw material base for the production of coke, which is accelerating. These circumstances constantly prompted scientists and practitioners of metallurgy to search for alternative solutions and technologies, which can be bring to two directions:

- replacement of coke as a reducing agent and heat source in the blast furnace process;
- replacing the blast furnace process with another one, in which the reducing agent can be gas with appropriate properties and/or solid or liquid fuel containing carbon, hydrogen and their compounds.

It is well known that the first direction has certain limitations regarding the maximum possible replacement of coke due to the need to ensure the gas permeability of the charge column. The practice of the blast furnace process with the pulverized coal injection (PCI) into the blast furnace as a substitute for coke showed that achieving high rates of specific coal consumption (200 kg/t of cast iron and more) requires a set of measures that ensure stability (sustainability) of the main process indicators and the use of high-quality coke qualities (strength in a solid and especially hot state). Even under ideal conditions and state-of-the-art PCI blowing equipment and process control, it will still require about 300 kg of coke

to melt 1 ton of pig iron. Taking into account the global volume of blast furnace iron production (primarily in China), the amount of coal required for its production will be considerable.

The second direction, embodied in the form of several more or less successful technologies with the so-called "direct" reduction of iron oxides cannot yet completely replace the blast furnace process due to a number of reasons, including - economic. The blast furnace process has been, and in the near future, still remains the most productive and economically feasible, although the relative cost of cast iron is constantly increasing due to the increase in the cost of coke and energy carriers used.

In recent decades, the attention (and volumes of relevant research) to the so-called alternative, including "green" sources of energy resources that can be used in metallurgy, in particular - in the production of cast iron. Among the potentially attractive for use in blast furnace production, it should be noted the waste of agricultural and other industries containing carbon, as well as hydrogen, which can be obtained in "green" energy and used as a reducing agent in blast furnaces [1]. Experiments that were carried out not so long ago in Germany showed the prospects of this direction, although its economic feasibility raises certain doubts. Experiments on blowing plastic, rubber, and other waste into blast furnaces were also conducted, but they remained experiments.

In the opinion of the author, the idea proposed at the time at the Institute of Ferrous Metallurgy (I.G. Tovarovskyi and colleagues) regarding the use of blast furnaces as gas generators, when one or two blast furnaces from a complex of furnaces, which are at the disposal of separate metallurgical plants, produce generator gas. The raw material for such a technology can be carbon-containing waste, or even household waste, but after certain preparation (sorting, etc.).

In Ukraine, in 2010-2013, the idea of extracting shale gas in the territory of the Dnipro-Donetsk (Yuzivska and other areas) and Lublin (Oleska area) basins was actively promoted. At that time, according to the State Service of Geology and Subsoil, shale gas reserves in Ukraine were estimated at 7.0 trillion cubic meters, or 5.0 trillion cubic meters according to estimates of the then Ministry of Energy and Coal Industry. Proponents of extraction and use of this gas cite the example of the so-called of the "shale revolution" that took place in the United States and Canada and allowed to significantly increase the volumes of gas produced. According to various data (for example [2]), the composition of shale gas is almost no different from the composition of natural gas, which is traditionally used in industry and everyday life. This makes it a fairly competitive fuel alternative to natural gas, despite the relatively high production cost and possible environmental consequences. It is not excluded

that in the future energy companies in Ukraine will return to consideration of the issue of shale gas production.

Taking as a basis the algorithm for calculating the parameters of blast furnace melting, proposed in the last century by A.N. Ramm, the author, using electronic spreadsheets, developed and tested a program that allows analyzing the effectiveness of the use of certain fuel substitutes injected into the blast furnace through the tuyeres. Thus, in one of the studies [3], calculations were made to estimate the carbon and ash content in PCI for the specific consumption of coke in pig iron smelting, which gave more or less correct results. The algorithm was slightly improved in such a way that similar calculations could be performed for any other types of fuel (solid, gaseous) injected into the blast furnace. The developed program, combined with the evaluation of economic indicators, can be used in theoretical studies of the effectiveness of using coke substitutes in the blast furnace process, which is very relevant in view of the growing shortage of coke and other types of fuel.

References

1. Андрух Є.О., Ступак Ю.О. Про перспективи використання водню як заміника палива та відновлювачів в чорній металургії / В мат-лах II Всеукр. конф. молодих вчених "Молодь і наука. Практика інноваційного пошуку" (17 грудня 2020, м. Дніпро, Україна). – Дніпро: Дике поле, 2020. – С. 7-11.
2. Ayhan Demirbas, Nurettin Cek & Sukru Acar (2018) Chemical analyses of shale gas and conventional natural gas, *Petroleum Science and Technology*, 36:20, 1690-1695, DOI: 10.1080/10916466.2018.1504070.
3. Пишкін І.А., Ступак Ю.О. Дослідження зв'язку складу пиловугільного палива з витратою коксу в доменній плавці чавуну / В мат-лах Всеукр. конф. молодих вчених "Молодь і наука. Практика інноваційного пошуку". (18 грудня 2019, Дніпро). – Дніпро: Дике поле, 2019. – С. 119-122.

С. В. Аджамський^{1,2}, Г. А. Кононенко^{1,3}, Р. В. Подольський^{1,3}

¹ LLC «Additive Laser Technology of Ukraine», Україна, Дніпро

² Інститут транспортних систем і технологій НАН України, Дніпро

³ Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, Дніпро

ІНФОРМАЦІЙНО-АНАЛІТИЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ЩОДО МЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

Титан відноситься до металів, для яких необхідно створити спеціальні умови, перш ніж приступити до роботи з ними. Це обумовлене його високою твердістю. Через те, що продукт володіє підвищеною міцністю, при токарній обробці титану доводиться використовувати інструмент з надміцного сплаву [1-3].

При необхідності роботи з титаном обов'язково потрібно враховувати такі особливості [1, 3-5]:

- Налипання. При обробці титану з використанням токарного верстата створюється висока температура, через яку матеріал починає плавитися і прилипати до ріжучого інструменту.
- Під час обробки також виникає дрібний дисперсний пил. Він може детонувати, а тому під час роботи дуже важливо суворо дотримуватися всіх правил техніки безпеки.
- Для того щоб якісно здійснити процес різання такого надміцного металу, необхідний інструмент, який може забезпечити відповідний режим.
- Спеціально підбирати інструмент для різання доводиться ще й тому, що титан характеризується низькою теплопровідністю.

Основна проблема, з якою стикаються при обробці цієї сировини, це налипання і задирання на інструмент. Через це термічна обробка титану дуже складна. Крім того, досить багато проблем доставляє і той факт, що метал відрізняється дуже низькою теплопровідністю. Через те, що інші метали чинять опір нагріву набагато слабкіше, при контакті з титаном найчастіше вони утворюють сплав [5-9]. Це є основною причиною швидкого зносу інструментів. Для того щоб дещо зменшити задирання і налипання, а також відвести частину тепла, фахівці рекомендують робити наступне:

- по-перше, потрібно обов'язково використовувати охолоджувальну рідину;

- по-друге, при проведенні заточки заготовок, наприклад, повинні використовуватися інструменти з таких же надміцних матеріалів;
- по-третє, при обробці сировини за допомогою різців швидкість значно знижують, щоб знизити нагрів [6-9].

Після того як обробка титану закінчується, готова деталь зазвичай підігрівається, після чого їй дають охолонути на відкритому повітрі. Таким чином створюють захисну плівку на поверхні матеріалу. Через те, що на поверхні металу утворюється плівка TiO_2 , він володіє хорошою стійкістю до всіх зовнішніх впливів [8-11].

Варто звернути увагу на те, що під час обробки титану різанням від 85 до 90% всієї енергії буде перетворюватися на теплову, яка буде поглинатися стружкою, оброблюваною заготовкою, різцями і рідиною, яка призначена для охолодження. Зазвичай температура в зоні робіт сягає 1000-1100 °C [9].

Також дуже важливо відзначити, що механічна обробка титану на такому обладнанні завжди проводиться тільки при наявності подачі спеціальної охолоджувальної емульсії. Субстанція подається під тиском на робочий інструмент. Це необхідно для того, щоб створити нормальний температурний режим роботи [7-10].

Під час експлуатації робочий інструмент піддається абразивному, адгезійному і дифузному зношуванню. Особливу увагу варто приділити дифузному зношуванню, оскільки в цей час відбувається процес розчинення і ріжучого матеріалу, і заготовки з титану. Найбільш активно ці процеси протікають, якщо температура знаходиться в межах від 900 до 1200 °C [9-15].

У зв'язку з наведеними вище складнощами механічної обробки титану, і як наслідок, значними труднощами у виготовленні виробів з суцільної заготовки, технологія селективного лазерного плавлення як спосіб адитивного виробництва відкриває значні перспективи щодо застосування титану та його сплавів для деталей складної геометричної форми.

ВИСНОВКИ

Ґрунтуючись на інформаційно-аналітичному аналізі встановлено, що механічна обробка титанових сплавів відіграє значну роль у формуванні кінцевих службових та експлуатаційних властивостей. Враховуючи вище зазначене, механічна обробка деталей виготовлених за SLM технологією потребує значного контролю.

Література:

1. Wood, J. R., Russo P. A. (2004). Heat Treatment of Titanium Alloys, Industrial Heating.

2. Kirk-Othmer (1992). Encyclopedia of Chemical Technology, Titanium and Titanium Alloys, 3rd Edition, John Wiley & Sons, New York.
3. Molchanova, M. (1965). Phase Diagrams of Titanium Alloys, Israel Program for Scientific Translations, Jerusalem, Israel.
4. Froes F. H., Eylon D., Bomberger H. B. (1985). Titanium Technology: Present Status and Future Trends, International Titanium Association.
5. Boyer R., Welsch G., Collings E. (1994). Materials Property Handbook: Titanium Alloys, ASM International.
6. Donachie, M. J. (1988). Titanium, A Technical Guide, ASM International, 1988.
7. Polmear, I. J. (1996). Light Alloys, Metallurgy of the Light Metals, 3rd ed., Edward Arnold.
8. Margolin H., Neilson H. (1960). Titanium Metallurgy, Modern Materials, Advances in Development and Applications, H. H. Hauser (Ed.), Academic Press, New York, vol. 2, 225–325.
9. Joseph S. S., Froes F. H. (1988). Light Metal Age, 4-6 (11-12), 5-12.
10. Herring, D. H. (2007). Practical Aspects Related to the Heat Treatment of Titanium and Titanium Alloys, Industrial Heating.
11. Hill R. Solar Atmospheres of Western Pennsylvania, private correspondence.
12. Аджамський С.В., Кононенко А.А., Подольський Р.В. (2020) Исследование влияния режимов SLM-процесса на качество в области контура изделий. Міжнародна конференція «Університетська наука-2020», 1, 157–158. Режим доступу до ресурсу.
13. Аджамський С.В., Кононенко Г.А., Подольський Р.В. (2020) Вплив технологічних параметрів SLM-процесу на пористість металовиробів. Автоматичне зварювання, 10, 14–20. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2020.10.03>
14. Аджамський С.В., Кононенко Г.А., Подольський Р.В. (2021) Підвищення продуктивності слп-процесу шляхом регулювання діаметра фокусної плями променя лазерного пучка. Автоматичне зварювання, 5, 21–27. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2021.05.03>
15. S. V. Adzhamskyy, H. A. Kononenko, and R. V. Podolskyi, Analysis of Structure after Heat Treatment of Inconel 718 Heat-Resistant Alloys Made by SLM-Technology, Metallofiz. Noveishie Tekhnol., 43, No. 7: 909–924 (2021) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.43.07.0909.

Б. Ф. Бєлов, А. І. Троцан, О. В. Власова

Інститут проблем матеріалознавства НАН України, м. Київ

РОЗВИТОК СТРУКТУРО-ХІМІЧНИХ ЗАСАД ПРОЦЕСІВ РАФІНУВАННЯ ЗАЛІЗО-ВУГЛЕЦЕВИХ РОЗПЛАВІВ СИЛІКАТАМИ МАГНІЮ MgO-SiO₂ ТА СПЛАВАМИ СИЛІКО-МАГНІЮ Mg-Si

Структурно-хімічний аналіз дуплекс-систем виконували за допомогою полігональних діаграм стану бінарних оксидних фаз (силікати ЛЗМ) та бінарних сплавів кремнію із ЛЗМ (силіциди ЛЗМ). Полігональні діаграми побудовані графічно-аналітичним методом (ПДС-метод, [1]) у всьому інтервалі концентрації твердих та рідких вихідних компонентів. Геометричний образ полігональних діаграм (ПДС) залежить від первинної проміжної фази (ППФ), умови утворення якої – стехіометричний та хімічний склади, температури утворення та плавлення, область гомогенності твердих та рідких розчинів, визначаються за критеріями феноменологічної теорії будови металургійних фаз (теорія МГС-фаз, [2]).

В даній роботі приводяться результати подальшого розвитку структурно-хімічних засад процесів рафінування залізо-вуглецевих розплавів [3,4] з використанням полігональної діаграми MgO-SiO₂. Встановлено, що ПДС MgO-SiO₂ включає послідовний ряд проміжних фаз: MgO → 4MgO-SiO₂ → 3MgOSiO₂(E₁) → 2MgOSiO₂(ППФ) → MgOSiO₂ → 2MgO3SiO₂ (E₂) → MgO2SiO₂ → MgO3SiO₂ (M₁) → MgO6SiO₂ (M) → MgO24SiO₂ (M₂) → SiO₂, що містить евтектичні (E₁, E₂), монотектичні (M₁, M, M₂) фази, енстатит, форстерит, а також купол незмішуваності у рідкому стані з критичною точкою при температурі 2200 °C [5].

Критична точка купола незмішуваності відповідає стехіометричному складу силікату магнію MgO6SiO₂, що утворюється в рідкому стані при температурі 1600 °C [6] і існує у трьох модифікаціях: поліедрична (L_{M^{пд}}), полігональна (L_{M^{пр}}) та розупорядкована (L_{M^{паз}}). Купол незмішуваності обмежують дві рідини (L_{M₁}) на базі монотектичної фази MgO3SiO₂ та (L_{M₂}) на базі MgO24SiO₂. Лінія ліквідус проходить через сингулярні точки: P₂ (температура плавлення периклазу - MgO) → E₁ → 2P → E₂ → M₂ → M → M₁ → K₅. На класичній діаграмі існують дві евтектики - форстерит (2MgOSiO₂) і енстатит (MgOSiO₂).

Нами показано, що класифікація силікатів магнію містить стехіометричний та

хімічний склад, умовні позначення, температури утворення та плавлення. Форстерит плавиться конгруентно при температурі 1900 °С та існує в рідкому стані (L_{2p}), енстатит (РК) плавиться інконгруентно в інтервалі 1550 – 1900 °С, евтектичні точки при температурах 1800 °С (E_1) та 1550 °С (E_2).

Проміжні фази в області гомогенності є моно- або двоструктурними вище (М) або нижче (Д) температур їх утворення: М – неперервний, Д – періодичний тверді розчини змінного складу.

Встановлено, що первинна проміжна фаза (ППФ) відповідає складу форстериту, що утворюється в твердому стані з поліедричною коміркою (ПДК) з 14 частинок і відносною щільністю упаковки $MgO = 0,0009$. У рідкому стані форстерит утворює ПГК із 7 частинок та щільністю упаковки $S_o=0,0118$. Область гомогенності твердих розчинів форстериту при температурах 1400 – 1800 °С існує в межах 33,3 – 60,0 % SiO_2 . У рідкому стані форстерит є розчином змінного складу в інтервалі температур 2200 – 2800 °С при вмісті MgO від 10,0 до 100,0 мас. %.

Вторинні фази утворюються в твердому - енстатит з ПДК з 20 частинок і $V_o=0,0012$, евтектичні та монотектичні фази утворюються та існують у рідкому стані з менш щільною упаковкою.

Системним класифікатором сплавів силікомагнію є полігональна діаграма стану бінарної системи магній-кремній, що представлена в [4] ПДС $Mg-Si$ включає послідовний ряд 9 проміжних фаз - інтерметалідів $Mg \rightarrow Mg_{24}Si (E_1) \rightarrow Mg_4Si \rightarrow Mg_3Si \rightarrow Mg_2Si (ППФ) \rightarrow Mg_5Si (Э_2) \rightarrow MgSi_2 \rightarrow MgSi_3 \rightarrow MgSi_6 \rightarrow Mg_2Si_{24}$. На противагу класичній діаграмі [6,7], де представлено інтерметалід та дві евтектики.

Нами же приведено класифікацію сплавів силікомагнію, що включає хімічні реакції утворення інтерметалідів у лінійних системах, стехіометричний та хімічний склад, температури утворення та плавлення, а також умовний марочний склад сплавів (Si - кремній, Mg - магній), який відповідає твердим розчинам змінного складу на основі інтерметалідів.

Первинною фазою є Mg_2Si , що утворює СІМ-комплекси з мінімальною кількістю частинок $N = 6$ для ПГК та $N = 12$ для ПДК та максимальною щільною упаковкою $S_o=0,0020$ для ПГК та $V_o=0,0002$ для ПДК.

Геометричні параметри СІМ-комплексів розраховані за квантово-механічними параметрами атомів магнію та кремнію для заданого типу хімічного зв'язку. На відміну від оксидних фаз, що мають іонний тип хімічного зв'язку, інтерметаліди характеризуються метало-ковалентним типом хімічного зв'язку. Металевий зв'язок характерний для атомів магнію, а ковалентний для кремнію. У рідкому стані сплави мають лише металевий тип

зв'язку Mg-Mg, Si-Si і Mg-Si, бо кремній за температури 1200 °С стає металевим провідником [8, 9]. У твердих сплавах силікомагнію металевий зв'язок зберігається тільки для магнію, тоді як зв'язок Si-Si та Mg-Si залишається ковалентним.

Довжина хімічного зв'язку (ДЗ, нм) є основним параметром, що визначає термодинамічну стабільність неметалевих та металевих фаз. ДЗ розраховується з рівнянь квантової механіки для заданого типу зв'язку [4]. Металічний зв'язок для атомів магнію складає $DZ_{мет} = 2 R^{\circ}_{Mg} = 0,080$ нм, для кремнію $DZ_{мет} = 2 R^{\circ}_{Si} = 0,102$ нм, для магнію-кремнію $DZ_{мет} = R^{\circ}_{Mg} + R^{\circ}_{Si} = 0,091$ нм. Ковалентний зв'язок для кремнію становить $DZ_{ков} = 4 R^{\circ}_{Si} = 0,204$ нм, для магній-кремній $DZ_{ков} = 2 (R^{\circ}_{Mg} R^{\circ}_{Si}) = 0,182$ нм.

Встановлені параметри хімічного зв'язку для оксидів з іонним типом зв'язку, для рідких сплавів силікомагнію, що мають металевий тип хімічного зв'язку та для твердих сплавів, що мають метало-ковалентний зв'язок. Побудовані полігональні діаграми систем Mg-Si та MgO-SiO₂, встановлено послідовні ряди проміжних фаз для цих систем, а також структурні характеристики фаз. Визначені хімічні реакції утворення інтерметалідів у системі Mg-Si, їх стехіометричний склад, температури утворення та плавлення. Для сплавів силікомагнію визначено умовний марочний склад, що відповідає твердим розчинам змінного складу на основі інтерметалідів. Представлені результати структурно-хімічного аналізу дуплекс-системи MgO-SiO₂-Mg-Si дозволяють розкрити механізми процесів десульфурзації, визначити адсорбційну ємність щодо сірки окисульфідних фаз, що утворюються при використанні сплавів силікомагнію, та розробити технології десульфурзації доменного чавуну при виплавці та ковшовій обробці пічними (горновими) шлаками, магнієм та його сплавами з кремнієм.

Література

1. Белов Б.Ф. Методика построения полигональных диаграмм состояния бинарных металлургических систем/ Б.Ф. Белов, А.И. Троцан, П.С. Харлашин, Ф.С. Крейденко// Свідоцтво прав автора на твір. – ПА № 2825 від 14.03.2000.
2. Белов Б.Ф. Структуризация металлургических фаз в жидком и твердом состоянии/ Б.Ф. Белов, А.И. Троцан, П.С. Харлашин // Изв.ВУЗов. Ч.М. – 2002. – №4. – С. 70-75.
3. Белов Б.Ф. Структурно-химические основы процессов рафинирования железоуглеродистых расплавов / Б.Ф. Белов, А.И. Троцан, Я.П. Карликова // Мариуроль: ПГТУ, 2018, - 184 с.
4. Белов Б.Ф. Аналіз структурно-хімічного стану дуплекс-систем силікати-силіциди

лужно-земельних металів. Б. Ф. Белов, А. І. Троцан, О.В. Власова. Процеси лиття. 2022. - №4 (150).С. 3-12.

5. Атлас шлаков. Справочник, (пер. с нем.) // М.: Металлургия. – 1985. – 208 с.

6. Таблицы физических величин. Справочник. Под ред. Акад. И.К. Кикоина. М.: Атомиздат. – 1976. –1008 С.

7. Хансен М., Андерко КМ. Структура двойных сплавов. М: Металлургиздат, 1962. – т. 2. – 1488с.

8. Куцова В.З. Структурные превращения в кремнии и их влияние на кристаллизацию силуминов / В.З. Куцова, К.И. Узлов // Теория и практика металлургии, 1997. – №2. – С. 19-23.

9.Туровский Б.М. Исследование температурной зависимости вязкости расплавленного кремния/ Б.М. Туровский, И.И. Иванова // Изв. АН СССР. Неорганические материалы, 1974. – №12. – С. 2108-2111.

УДК 621.746.58+669.33

Б. Ф. Белов, А. І. Троцан, О. В. Власова

Інститут проблем матеріалознавства НАН України, м. Київ

РОЗРОБКА НАУКОВИХ ЗАСАД ПРОЦЕСІВ РАФІНУВАННЯ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ РОЗПЛАВІВ ПЛАВИЛЬНИМИ ШЛАКАМИ ТА СПЛАВАМИ МАГНІЮ

В даний час інтенсивно розвивається теорія асоційованих розчинів, що складаються з іонно-молекулярних комплексів заданого складу, які знаходяться в динамічній рівновазі з вільними мономерними компонентами [1].

Квазіполікристалічна модель [2] представляє структуру рідини у вигляді кристалоподібних кластерів з ближнім порядком і розпорядкованої міжкластерної зони зі статистичним розподілом атомів (іонів), що знаходяться в динамічній рівновазі, сума відносних часток яких дорівнює одиниці.

Теорія будови металургійних розплавів за моделлю гармонійних структур речовини (теорія МГС - фаз, [3]) розглядає рідину як ансамбль різноупорядкованих та різномірних структурних елементів, що складаються з трьох-, двох-, моно- та нульмірних статистичних утворень, стабільних у заданому інтервалі температур [4].

Моно- та нульмірні розпорядковані елементи утворюють плоскі та об'ємні впорядковані структури іонно-молекулярних комплексів (СІМ-комплекси) у вигляді полігональних (ПГО) та поліедричних (ПДО) осередків заданого типорозміру залежно від квантово-механічних параметрів атомів та природи хімічного зв'язку.

Технологічні властивості (рідкотекучість, адсорбційна ємність) шлаків залежать від їх структурно-хімічного стану, тому для управління такими властивостями актуальною задачею є проведення структурно-хімічного аналізу систем (СХС-аналіз), що входять до шлаку. Основним завданням даної роботи є проведення СХС-аналізу в рамках теорії МГС-фаз, що дозволить визначити стехіометричний, хімічний та фазовий склад, структуру, температури утворення та плавлення, а також область гомогенності рідких та твердих металургійних фаз шлаку.

Системним класифікатором-визначником фізико-хімічних та технологічних параметрів металургійних фаз: склад → структура → властивості → синтез є діаграми стану відповідних систем [5].

Металургійні шлаки належать до силікатних систем, класифікація яких регламентується діаграмою стану CaO-SiO_2 . Технологічні характеристики вапняних шлаків на основі силікатів кальцію залежать від основності $B_0 = \text{CaO/SiO}_2$, яка для доменних шлаків не перевищує 1,4 і відповідає евтектичному складу ранкініт-шлаку $3\text{CaO}_2\text{SiO}_2$. Магnezія (MgO) та глинозем (Al_2O_3) перетворюють силікати кальцію на потрібні фази: силікати кальцій-магнію (магнезіальні шлаки) або алюмосилікати кальцію (глиноземисті шлаки). Предметом досліджень є магнезіальні шлаки системи $\text{CaO} - \text{SiO}_2 - \text{MgO}$.

Структуризація плавильних доменних шлаків евтектичного складу СІМ-комплекси представлені у вигляді полігональних осередків – полімерних сіток заданих розмірів центрально-симетричних щодо силіксанових ланок $(\text{SiO}_4)^{4-}$, з'єднаних через місткові іони кисню з магнієм та кальцієм, які замикаються кінцевими іонами кисню. Геометричні розміри СІМ-комплексів розраховані за квантово-механічними параметрами іонів кисню, кальцію, магнію, кремнію [6].

Структура полігональних осередків свідчить про наявність насичених іонних зв'язків, що виключають реакційну та адсорбційну здатність шлаків. Структурно-хімічні реакції активування шлаку за рахунок розкислення вуглецем переводять кінцеві іони кисню в газову фазу з утворенням окису вуглецю і звільняють хімічні зв'язки кінцевих іонів кальцію з утворенням двох одновалентних іонів кальцію з вільними хімічними зв'язками від кисню, місце якого займає метал.

Полігональна діаграма стану потрібної системи $\text{CaO-SiO}_2 - \text{MgO}$, побудована ПДС-методом в усьому інтервалі концентрацій твердих і рідких вихідних компонентів,

включає такі фази, відомі з класичної діаграми, як монтіцеліт, мервініт, окерманіт, діопсид, а також уперше виявлені 5 евтектичних фаз (рисунок) Проведене уточнення діаграми стану потрійної системи CaO - SiO₂ - MgO підвищує інформативність полігональних діаграм стану потрійних систем та відкриває можливість оптимізації властивостей металургійних шлаків, що містять таку систему [7].

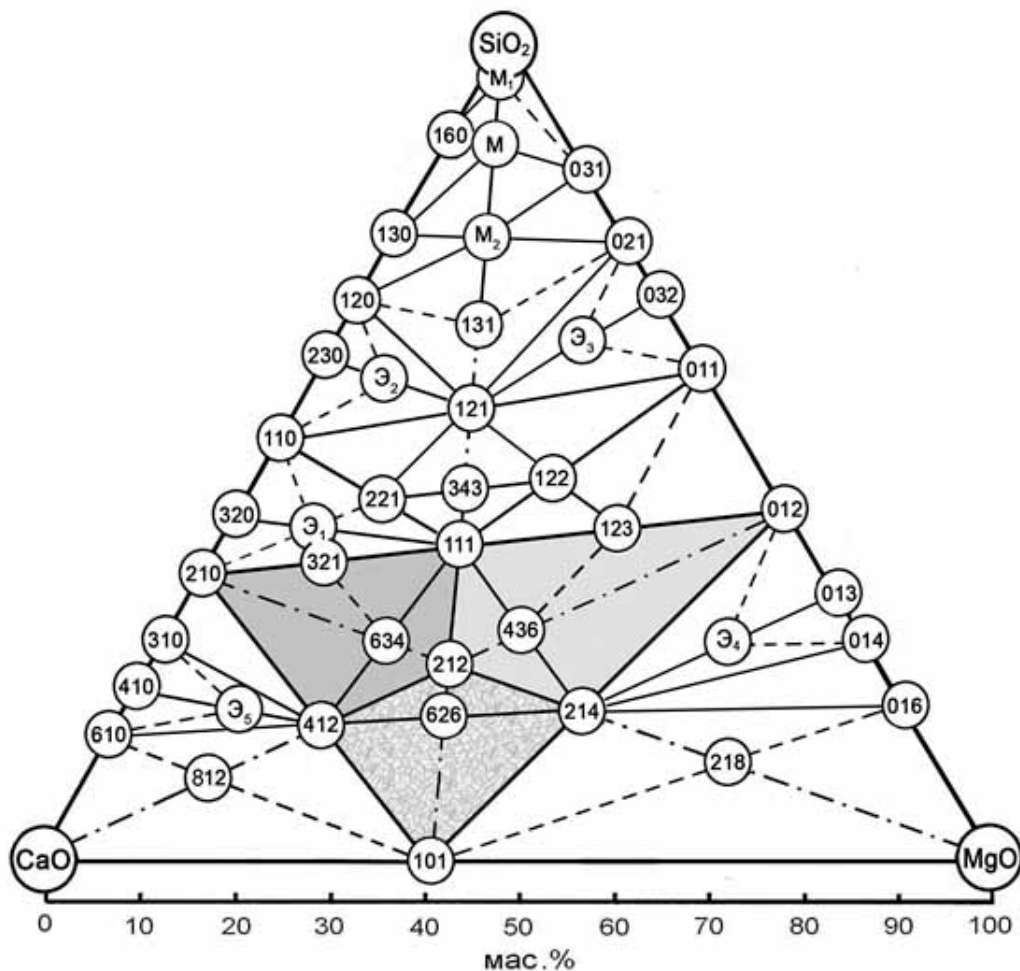


Рис. - Полігональна діаграма системи CaO - SiO₂ – MgO

Системним класифікатором сплавів (рисунок) силіко-магній-кальцію є полігональна діаграма стану потрійної системи Si – Mg – Ca, побудована графічно-аналітичним методом на базі бінарних систем Si – Mg, Si – Ca, Mg – Ca у всьому інтервалі концентрацій твердих та рідких вихідних компонентів.

ПДС представлена у вигляді рівностороннього трикутника, концентраційне поле якого поділяється на чотири зони:

- зона первинних сплавів у центрі трикутника $102(\text{SiCa}_2) - 120(\text{SiMg}_2) - 011(\text{CaMg})$, що включає сплави $111(\text{SiMgCa}) \rightarrow 131(\text{SiMg}_3\text{Ca}) \rightarrow 113(\text{SiMgCa}_3) \rightarrow 112(\text{SiMgCa}_2) \rightarrow 121(\text{SiMg}_2\text{Ca}) \rightarrow 133(\text{SiMg}_3\text{Ca}_3) \rightarrow 122(\text{Si}(\text{SiMg}_3\text{Ca}_3))$;

- зона вторинних сплавів на основі магнію $120(\text{SiMg}) - 010(\text{Mg}) - 011(\text{CaMg})$, що включає також $141(\text{SiMg}_4\text{Ca})$;

- зона вторинних сплавів на основі кальцію $102(\text{SiCa}_2) - 001(\text{Ca}) - 011(\text{CaMg})$, що включає також $114(\text{SiMgCa}_4)$.

Загальна кількість сплавів на діаграмі дорівнює 16, зокрема. два евтектичних сплави. Марочний склад відповідає твердому розчину змінного складу на основі потрійних стехіометричних інтерметалідів. Температури ліквідусу сплавів змінюються в інтервалі $T_{\text{л}} = 860 - 1175$ °С, щільність $\rho = 1,67 - 2,30$ г/см³. Вони розраховані адитивно за температурами плавлення вихідних компонентів структурно-хімічних реакцій та вихідних компонентів сплаву відповідно.

Полігональна діаграма стану потрійної системи Si – Mg – Ca, побудована графічно-аналітичним методом у всьому інтервалі концентрацій вихідних компонентів, містить 16 фаз, дві з яких евтектичні. Слід підкреслити, що довідкові дані для цієї системи відсутні.

Результати даної роботи можуть бути використані для розробки шлакоутворюючих сумішей, процентне співвідношення компонентів яких відповідає взаємодіям, позначеним на діаграмі стану системи, обраної для суміші, і може забезпечити заданий рівень рідкотекучості залізобуглецевого розплаву. Крім того, якщо обране співвідношення компонентів забезпечує високу адсорбційну ємність щодо шкідливих домішок сформованих фаз у шлаковій суміші, відкривається можливість знизити шкідливі викиди.

Література

1. Сучасні фізико-хімічні підходи до моделювання та управління процесами ковшової обробки сталі. О.Х. Шахпазів [та ін.]. Металург. - 2009. - №6. - С.42-47.

2. Архаров В.І. Про внутрішню адсорбцію у розплавах. В.І. Архаров, І.А. Новохатський. ДАН СРСР. - 1969. - Т.185. - №5. - С.1069-1071.

3. Белов Б.Ф. Структуризація металургійних фаз у рідкому та твердому станах. Б.Ф. Белов, А.І. Троцан, П.С. Харлашин. Изв. ВНЗ. Чорна металургія. - 2002. - №4. С.70-75.

4. Гаврилін І.В. Плавлення та кристалізація металів та сплавів. І.В. Гаврилін. Володимир: Держуніверситет. 2000. 260 с.

5. Метод побудови полігональних діаграм стану потрійних металургійних систем. Б.Ф. Белов, А.І. Троцан, І.Д. Буга та ін. Свідоцтво про реєстрацію авторського права на твір. №48344 від 18.03.2013.

6. Троцан А.І. Про природу хімічного зв'язку елементів у металургійних фазах. А.І. Троцан, П.С. Харлашин, Б.Ф. Белов. Изв. ВНЗ.Чорна металургія. - 2002. - №4. - С.60-63.

7. Белов Б.Ф. Аналіз структурно-хімічного стану дуплекс-систем силікати-силіциди лужного-земельних металів. Повідомлення. 2. Дуплекс-система $\text{SiO}_2 - \text{MgO} - \text{CaO} : \text{Si} - \text{Mg} - \text{Ca}$. Б.Ф. Белов, А.І. Троцан, О.В. Власова. Процеси лиття. 2023. - №1 (151). - С.12-19.

УДК 621.746.58+669.33

Б. Ф. Белов, А. І. Троцан, О. В. Власова

Інститут проблем матеріалознавства НАН України, м. Київ

РОЗРОБКА МЕХАНІЗМУ ДЕСУЛЬФУРАЦІЇ ДОМЕННОГО ЧАВУНУ З ВИКОРИСТАННЯМ СТРУКТУРНО-ХІМІЧНИХ РЕАКЦІЇ ПЛАВИЛЬНИХ ШЛАКІВ

Підвищення ефективності рафінування доменного чавуну плавильними шлаками є складною проблемою, вирішення якої вимагає врахування багатьох факторів. Одним з таких факторів можна вважати механізм десульфуруючої дії компонентів шлаку, тому його з'ясування є актуальним.

Процеси десульфурації доменного чавуну відбуваються на двох етапах: при його виплавці рафінувальними шлаками та у чавуновозних ківшах магнієм або його сплавами.

Механізм десульфурації реалізується через послідовний ряд структурно-хімічних реакцій, які дозволяють на основі стохастичного аналізу матеріального балансу визначити такі технологічні параметри, як склад, кількість шлаку, магнію та його сплавів, адсорбційну ємність щодо сірки окисульфідних фаз, що утворюються, та порівняти ефективність рафінувальних процесів.

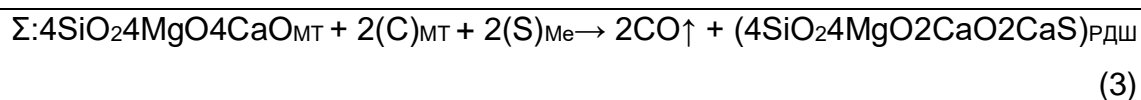
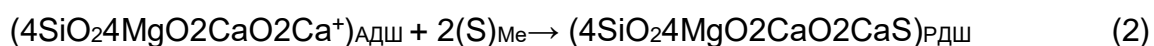
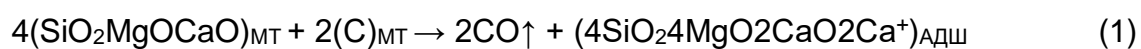
Основними мінеральними фазами плавильних доменних шлаків, що представлені на полігональній діаграмі стану системи $\text{SiO}_2\text{-MgO-CaO}$ [1], є монтічеліт ($\text{SiO}_2\text{MgOCaO} - \text{MT}$) \rightarrow мервініт ($2\text{SiO}_2\text{MgO}_3\text{CaO} - \text{MP}$) \rightarrow окерманіт ($2\text{SiO}_2\text{MgO}_2\text{CaO}$

– ОК) → діоксид ($2\text{SiO}_2\text{MgOCaO}$ – ДП). Для порівняльного аналізу представлений ранкініт-шлак ($2\text{SiO}_2\text{CaO}$ – РН) бінарної системи $\text{SiO}_2\text{-CaO}$.

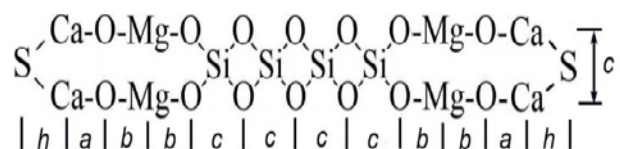
Плавильні доменні шлаки для десульфурації повинні відповідати вимогам двох структурно-хімічних критеріїв: легкоплавкість та структурна розупорядкованість. Легкоплавкість регламентується ступенем евтектичності, що забезпечує максимальний перегрів та мінімальну в’язкість при температурах розплаву. Структурна розупорядкованість шлаку досягається при його розкисненні хімічно активними елементами з високою спорідненістю до кисню. Як десульфуратори у структурно-хімічних реакціях плавильні шлаки виступають при розкисненні їх вуглецем чавуну (коксу).

Механізм десульфурації доменного чавуну плавильними шлаками включає структурно-хімічні реакції активування шлаку при його розкисненні вуглецем чавуну (коксу), реакції десульфурації та сумарну реакцію матеріального балансу. Розглянемо механізм десульфурації доменного чавуну плавильним шлаком, що містить одну з його основних мінеральних фаз, та визначимо геометричні та енергетичні параметри полігональних комірок фаз та технологічні параметри десульфурації при використанні цих фаз. Іонно-молекулярні комплекси рафінувального доменного шлаків у вигляді полігональних елементарних комірок (ПГК) аналогічні для розглянутих фаз та відрізняються кількістю частинок, геометричними та енергетичними параметрами, які були розраховані за методикою [1].

Механізм десульфурації доменного чавуну плавильними шлаками з монтичелітом ($\text{SiO}_2\text{MgOCaO}$) полягає у реакції розкиснення плавильного шлаку (1) з утворенням активованого доменного шлаку (АДШ), реакції десульфурації (2) та сумарній реакції (3) з утворенням рафінувального доменного шлаку (РДШ):



Структурна формула рафінувального шлаку РДШ з монтичелітом представлена полігональною коміркою ПГК типу



ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2023

На основі аналізу матеріального балансу реакції (3) визначені структурно-хімічні та технологічні параметри процесу десульфурації монтichelітом:

$$h = 0,162 \text{ нм}, a = 0,19 \text{ нм}, b = 0,15 \text{ нм}, c = 0,20 \text{ нм}$$

$$\text{Довжина комірки } L_{\text{пгк}} = 2 \times 0,162 + 2 \times 0,19 + 4 \times 0,15 + 4 \times 0,20 = 2,1 \text{ нм};$$

ПГК РДШ: $4\text{SiO}_2 4\text{MgO} 2\text{CaO} 2\text{CaS} \rightarrow \text{Si}_4\text{Mg}_4\text{Ca}_4\text{O}_{14}\text{S}_2 \rightarrow N = 28$, площа комірки $S_{\text{пгк}} = 2,1 \times 0,2 = 0,42 \text{ нм}^2$, приведена площа комірки на кількість частинок у комірці ($N=28$) $S_0 = 0,42 / 28 = 0,015$; $M = 656 \times 1,5 = 984$.

$E(\text{Si}) = 296,2 \text{ эВ}$, $E(\text{Mg}) = 217,6 \text{ эВ}$, $E(\text{Ca}) = 217,6 \text{ эВ}$, $E(\text{O}) = 96,7 \text{ эВ}$, $E(\text{S}) = 139,3 \text{ эВ}$.

$$\Sigma E = 4 \times 296,2 + 4 \times 217,6 + 4 \times 217,6 + 14 \times 96,7 + 2 \times 139,3 = 4553,2 \text{ эВ}.$$

$$\text{Енергія зв'язку в комірці } E_3 = 4553,2 / 964 = 4,627 \text{ еВ/моль}$$

Хімічний склад рафінувального шлаку з монтichelітом:

РДШ (мас.%) = $36,6 \text{ SiO}_2 + 24,4 \text{ MgO} + 17,0 \text{ CaO} + 22,0 \text{ CaS}$, B , основність РДШ $B = \text{CaO} + \text{MgO} + \text{CaS} / \text{SiO}_2 = 1,73$; основність $B_0 = \text{CaS} / \text{SiO}_2 = 0,47$.

Технологічні параметри десульфурації чавуну шлаком з монтichelітом:

Витрата шлаку на тону чавуну Q , кг = $1,0 \text{ МТ} + 0,038(\text{C}) + 0,103 (\text{S}) \rightarrow 0,090 \text{ CO}\uparrow + 1,051 \text{ РДШ}$; адсорбційна ємність шлаку $A_s = 9,8 \%$, ступінь десульфурації $\Delta(\text{S}) = 103,0 \text{ ppm}$.

Подібні розрахунки розроблені також для механізму десульфурації доменного чавуну плавильними шлаками з мервинітом ($2\text{SiO}_2\text{MgO} 3\text{CaO}$), окерманітом ($2\text{SiO}_2\text{MgO} 2\text{CaO}$), діопсидом ($2\text{SiO}_2\text{MgO} \text{CaO}$), евтектикою ($3\text{SiO}_2\text{MgO} 4\text{CaO}$) [2].

Аналіз наведених вище механізмів десульфурації чавуну рафінувальними доменними шлаками на основі монтichelіту, мервеніту, окерманіту, діопсиду, ранкеніту та евтектики показує, що шлаки в залежності від їх складу мають різні адсорбційну ємність та фізико-хімічні властивості. Первинна основність B_0 змінюється в межах $0,23 - 1,16$, загальна основність B у межах $0,87 - 1,80$, витрата шлаку від $0,66$ до $1,82 \text{ кг/т}$ при адсорбційній ємності від $3,5 \%$ до $9,7 \%$ в залежності від вмісту MgO .

Рафінувальні доменні шлаки на основі евтектики мають меншу адсорбційну ємність ($3,5 \%$), але високу рідинну текучість через низьку температуру плавлення.

Адсорбційна ємність A_s плавильних доменних шлаків залежить від ступеня їх активації при розкисненні вуглецем. Мінімальними данні є для A_s , коли два кінцевих

атома кисню у ПГК переходять у СО, з адсорбцією двох атомів (іонів) сірки. Для діопсиду, наприклад, при повному розкисненні вуглецем $A_s = 11,4$ % проти $A_s = 7,14$ % при частковому розкисненні шлаку.

Технологічна ефективність РДШ залежить от його рідинної текучості, яку мають евтектичні шлаки, що утворюються між РН та МТ, а також діопсид і ранкінит з температурою плавлення 1300 – 1400 °С з перегрівом на 100 – 150 °С при випуску з доменної печі.

Адсорбційна ємність щодо сірки (A_s , %) рафінувальних (РДШ) шлаків на основі плавильних доменних шлаків (ПДШ) та глибина десульфурації чавуну – $\Delta(S)$ ppm, при використанні 1,0 кг ПДШ представлені послідовним рядом зростаючої ефективності: евтектичний шлак (Е, 3,54/36) → мервеніт (МР, 4,8/49) → окерманіт (ОК, 5,7/59) → діопсид (ДП, 7,14/74) → монтичеліт (МТ, 9,8/103) → ранкінит (РН, 20/222) (у дужках – умовні позначення ПДШ: чисельники– A_s , знаменник– $\Delta(S)$).

У доменному цеху ВАТ ДМКД розроблена технологія пічної десульфурації чавуну магнезіальними шлаками основністю $B = 1,0 - 1,3$, що забезпечує вміст сірки на випуску 0,015 – 0,020 % [3]. Плавильні шлаки із заданою основністю відповідають складу евтектики та діопсиду, адсорбційна ємність яких складає 3,0 – 4,0 % [4].

Для підвищення ефективності десульфурації доцільно використати плавильні доменні шлаки для ківшевої обробки чавуну, які при витраті 5-10 кг/т забезпечують глибину десульфурації на 200 – 400 ppm. При додатковому розкисненні цих плавильних шлаків вуглецем при випуску плавки на канаві ливарного двору та у чавуновозному ківші витрата шлаку знизиться в 3 –5 разів.

Відомі способи ківшевої обробки чавуну рідкими доменними та сталеплавильними шлаками [5] не отримали широкого промислового використання через технологічні складності, які можна зменшити при використанні активованих плавильних шлаків на випуску плавки з печі.

Література

1. Белов Б.Ф., Троцан А.И., Карликова Я.П. Структурно-химические основы процессов рафинирования железоуглеродистых расплавов. Мариуполь ПГТУ. 2018, 184 с.
2. Белов. Б.Ф.Троцан А.И., Власова О.В. Аналіз структурно-хімічного стану дуплекс-систем силікати-силіциди лужно-земельних металів. Повідомлення 2. Дуплекс-система $SiO_2 - MgO - CaO : Si - Mg - Ca$. Б. Ф. Белов, А. І. Троцан, О.В. Власова. Процеси лиття. - 2023. - №1 (151). - С.12-19.

3. Марченко А.И., Буга И.Д., Руденко Ю.Р. и др. Влияние содержания оксида магния на обессеривающую способность доменного шлака. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2009.- №3. - С. 13 – 17.

4. Буга И.Д., Троцан А.И., Белов Б.Ф., Носоченко О.В., Дерипаско В.А. Процессы шлакообразования и десульфурации при выплавке доменного чугуна плавильными шлаками. *Процессы литья*. 2013. - №1. - С. 3 – 8.

5. Поживанов М.А. *Внепечная металлургия чугуна*. Киев, ФТИМС НАН Украины. 2006, 78 с.

УДК 669

М. М. Бойко, В. Е. Трещов, Н. В. Полякова, С. В. Журавльова, В. В. Єфименко

Український державний університет науки і технологій, Дніпро

АНАЛІЗ МОЖЛИВОСТІ МЕТАЛІЗАЦІЇ ЗАЛІЗОВМІСНИХ МАТЕРІАЛІВ ВІДНОВНИКАМИ НА ОСНОВІ БІОСІРОВИНИ

Зменшення запасів традиційного викопного палива та динамічне зростання світового населення є критичними факторами нашого суспільства щодо підтримки розвитку промислового виробництва та забезпечення енергетичної безпеки. Зростаючий попит країн на постачання енергії та пов'язана з цим загроза для біосфери характеризуватимуть середовище, в якому ми будемо жити в наступні десятиліття. Енергетична політика Європейського Союзу висунула на перший план екологічні проблеми та питання зменшення залежності від імпорту енергії, внаслідок чого постала вимога щодо максимально можливого використання відновлюваних джерел енергії.

Біомаса є дуже важливим відновлюваним джерелом енергії, яке використовується не тільки в енергетиці, а й у технологіях чорної металургії. Енергетичний потенціал біомаси може бути успішно використаний у пірометалургійних процесах, що було частково передбачено та підтверджено існуючими дослідженнями та дослідженнями.

Ефективно використовуючи навіть невелику кількість рослинної сировини з вторинних матеріалів у металургії, ми отримуємо не лише вигоду від економії певної кількості традиційного викопного палива, але й головним чином досягаємо потенціалу та досвіду використання технологій металургійного виробництва з використанням альте-

рнативні види палива. Біомаса представляє великий потенціал для металургійної промисловості, хоча її використання та використання в окремих технологічних галузях металургії обмежені.

Велика кількість досліджень спрямовані на оцінку ефективності використання біоматеріалів при виробництві окускованої сировини. Також розглядаються питання щодо використання біоматеріалів при виробництві коксу і таким чином в доменному виробництві.

Актуальним є дослідження заміни викопного палива в процесах металізації залізородної сировини, тому що таким чином вирішується ціла група завдань: зменшення використання викопного палива, спрощення технології виробництва сталі, можливі економічні переваги при заміні біоматеріалами природного газу. В цих процесах біоматеріали виконують не лише роль палива, а і відновника.

Безпосереднє виробництво заліза, також пряме одержання заліза — відносно високотемпературний процес безпосереднього (обминаючи доменне виробництво чавуну) відновлення заліза з руд. В старовину безпосереднє виробництво заліза провадили в сиродутних горнах сиродутним способом. Тепер багато металургів прагнуть відродити і удосконалити безпосереднє виробництво заліза. Є вже сотні пропозицій і патентів на різні способи безпосереднього виробництва заліза. Але тільки невелика кількість їх застосовується в промисловості або готується до випробувань в промисловому масштабі.

Всі процеси безпосереднього виробництва заліза, що відбуваються в агрегатах невеликої потужності, дають не готовий метал, а напівпродукт, що надходить як шихта до доменних, сталеплавильних та електричних печей.

Є процеси, що застосовуються в трубчастих обертових печах і дає багатий на залізо матеріал, який переплавляють в доменних печах. Також є процеси, що застосовуються в шахтних печах; відновником є змішаний газ, що складається з окису вуглецю та водню. Готовий продукт містить 90—93 % металічного заліза. Також є розробки відновлення заліза в киплячому шарі.

Наприкінці ХХ сторіччя на ПівнігЗК була введена в експлуатацію установка з металізації окатишів у трубчастій печі продуктивністю 600 тис. т на рік. Втім для того часу в Україні відсутні були концентрат з вмістом заліза 67 % і більше, в також підприємства для збуту металізованої сировини.

На сьогодні видобувні підприємства України готові виробляти концентрат з вмістом заліза понад 68%, металізований продукт може використовуватися як заміна де-

фіцитному металобрухту, в тому числі на підприємствах, де сталь виробляється в електродугових печах. З урахуванням розвинутого сільського господарства та тих відходів біоматеріалів в обсязі десятки мільйонів тон на рік Україна в змозі стати лідером щодо виробництва металізованої сировини з використанням біоматеріалів.

Слід відзначити, що в Україні біоматеріали вже широко використовуються в металургійній промисловості в якості палива для обпалу окатишів на деяких ГЗК. Тому використання устаткування для металізації з використанням біоматеріалів матиме розуміння у вітчизняних металургів. Я витрати на підготовку відновників будуть компенсовані відсутністю необхідності використовувати флюс при металізації та значним зниженням виходу золи.

Список літератури

1. Сучасні промислові способи безкоксової металургії заліза/ Г.В.Губін, В.О.Півень. -Кривий Ріг,,: 2009. -328с..
2. Sefidari, H.; Ma, C.; Fredriksson, C.; Lindblom, B.; Wiinikka, H.; Nordin, L.O.; Wu, G.; Yazhenskikh, E.; Müller, M.; Öhman, M. The Effect of Co-Firing Coal and Woody Biomass upon the Slagging/ Deposition Tendency in Iron-Ore Pelletizing Grate-Kiln Plants. *Fuel Process. Technol.* 2020, 199.
3. Legemza, J., Fröhlichová, M., & Findorák, R. (2020). *Biomass and Carbon Fuels in Metallurgy* (1st ed.). CRC Press. 292 pp.
4. Echterhof, T. Review on the Use of Alternative Carbon Sources in EAF Steelmaking. *Metals* 2021, 11, 222.
5. Babich, A.; Senk, D. Biomass use in the steel industry: Back to the future? *Stahl und Eisen* 2013, 133, 57–67.
6. Mathieson, J.G.; Somerville, M.A.; Deev, A.; Jahanshahi, S. Utilization of biomass as an alternative fuel in ironmaking. In *Iron Ore*; Lu, L., Ed.; Elsevier: Waltham, MA, USA, 2015; pp. 581–613.
7. Zhang W.: Automotive fuels from biomass via gasification. *Fuel Proc Technol* 91(8). 2010. p. 866–876
8. Suopajarvi, Hannu & Pongrácz, Eva & Fabritius, Timo, 2013. "The potential of using biomass-based reducing agents in the blast furnace: A review of thermochemical conversion technologies and assessments related to sustainability," *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, Elsevier, vol. 25(C), pages 511-528.

9. Abdul Quader, M.; Ahmed, S.; Dawal, S.Z.; Nukman, Y. Present Needs, Recent Progress and Future Trends of Energy-Efficient Ultra-Low Carbon Dioxide (CO₂) Steelmaking (ULCOS) Program. *Renew. Sustain. Energy Rev.* 2016, 55, 537–549

УДК 669.162

В. В. Бочка, М. В. Ягольник, К. В. Шмат, А. В. Сова, А. М. Круглов

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

ТЕОРЕТИЧНА ОЦІНКА ПРОЦЕСІВ РУЙНУВАННЯ АГЛОМЕРАТУ ПРИ ЙОГО МЕХА- НІЧНІЙ ОБРОБЦІ

Сучасна технологічна схема виробництва агломерату передбачає його механічну обробку в агрегатах різної конструкції [1]. У зв'язку з цим було проведено аналіз характеристик твердих тіл, які відображають їх здатність чинити опір деформаціям і руйнуванню під дією навантажень. Причинами руйнування спеченого агломерату - антропогенного багатокомпонентного матеріалу є показники міцності фаз міжблокової зв'язки, внутрішні напруження, які виникають під час спікання та охолодження, наявність великих пор, неспечених крупних компонентів шихти, тріщин. Міцність агломерату залежить і від його крупності.

Виділення зі спеченого агломерату міцної складової, зі стабілізацією його крупності (5-40 мм), складу та властивостей без утворення значної кількості дріб'язку (0-5 мм) є задачею етапу його механічної обробки.

Визначено основні вимоги для ефективної стабілізації агломерату під час механічної обробки:

- спільна дія сил удару, стирання та розколювання;
- зменшення енергії навантаження по ходу обробки зі 100 до 30-40 Дж/кг зі зменшенням крупності самих кусків.

Розглянуто особливості механічної обробки агломерату в різних пристроях. В сучасних умовах агломерат перед відправленням у доменний цех піддається механічній обробці переважно в дробарках різного типу та подальшому відсіванню на грохотах різної конструкції. Недоліком використання дробарок є відсутність можливості контролю необхідної величини навантаження, прикладеного на агломерат, та переважна однотипність діючих сил руйнування. Це призводить до подрібнення кусків з утворен-

ням значної кількості дріб'язку, а не ефективного виділення зі спеченця міцної складової. Сучасні грохоти не пристосовані до руйнування агломерату, а виконують лише відсів дріб'язку, що не дозволяє у повній мірі реалізувати внутрішні напруження у кусках і стабілізувати його склад і крупність.

Встановлено, що агрегатом, який забезпечує водночас дію сил удару, стирання та розколювання є барабан-стабілізатор (рис. 1) [2], робочий простір якого обладнано певною кількістю полиць. Механічна обробка в ньому здійснюється при взаємодії кусків різної форми та крупності, що рухаються за своїми траєкторіями. Він використовується після зубчатої дробарки для обробки спеченця крупністю 0-100 мм (рис. 2).

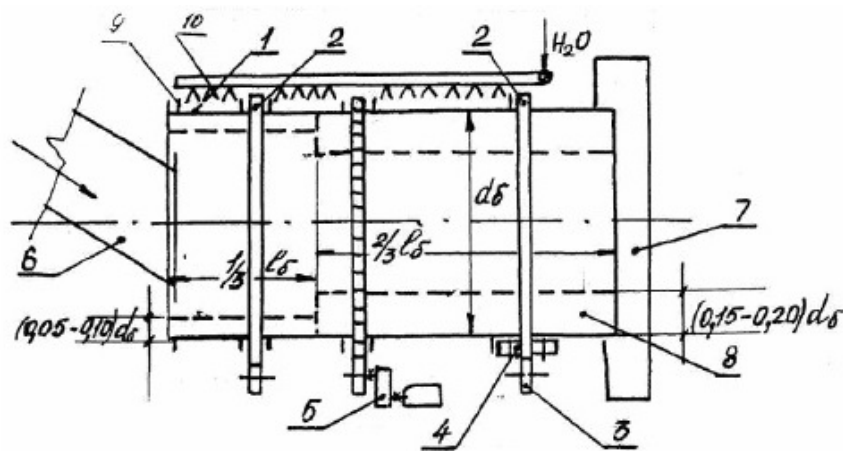


Рис.1 - Схема пристрою барабанного типу

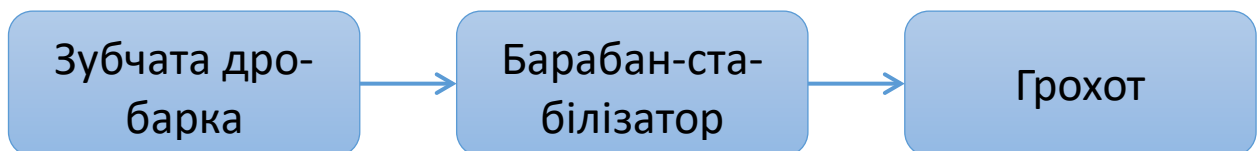


Рис. 2 - Схема механічної обробки з використанням барабана-стабілізатора

Встановлено, що істотним недоліком цього пристрою є відсутність достатнього аргументування вибору конструкційних і технологічних параметрів роботи барабана-стабілізатора, що не дозволяє ефективно управляти механізмом стабілізації агломерату.

Для дослідження впливу конструкційних і технологічних параметрів роботи пристрою барабанного типу на руйнування агломерату розроблена математична модель, яка включає наступні блоки (рис. 3). Модель розроблена на основі математичної моделі роботи кульового млина при подрібненні матеріалів металічними шарами однакового розміру з урахуванням, що зсередини барабан - стабілізатор має полиці, а в

якості тіл дроблення використовуються куски агломераційного спеченця, який характеризується неправильною формою (коефіцієнт форми характеризує ступінь наближення форми куска до кулястої).



Рис. 3 - Схема механічної обробки з використанням барабана-стабілізатора

Математична модель дозволяє визначити частоту обертання барабана, при якій агломерат починає рухатися у водоспадному режимі, кількість цього агломерату, траєкторію, час і швидкість падіння кусків в просторі барабана, а також величину і види енергетичних навантажень, які діють на матеріал при різних технологічних і конструкційних параметрах роботи пристрою. Її вихідними параметрами є величина загальної енергії навантаження, яка складається з енергій удару, стирання та розколювання.

Визначено, що енергія навантаження, яка діє на агломерат, залежить від наступних факторів: радіуса барабана, частоти обертання, кількості та ширини полиць, ступеню завантаження пристрою агломератом. Довжина барабана та кут його нахилу

впливають на час знаходження агломерату в пристрої. Проведена оцінка впливу цих факторів на величину та вид енергії навантаження на 1 кг агломерату.

Як показано на рис. 4а, зміна частоти обертання барабана суттєво впливає на величину та вид енергії навантаження. Зміна частоти до 7 об/хв не призводить до значних змін величини та характеру енергії навантаження. Зі збільшенням частоти обертання до 8-10 об/хв значно зростає величина загальної енергії навантаження за рахунок збільшення ударних сил і максимальну величину сил стирання та розколювання. Подальше збільшення частоти обертання призводить до значного зростання загальної енергії навантаження за рахунок прудкого росту ударних сил і зменшення сил стирання та розколювання. Це призведе до значного перенавантаження та подрібнення агломерату.

З рис. 4б видно, що збільшення радіуса барабана до 1,5 м призводить до плавного зростання енергетичних навантажень на куски агломераційного спеченця. Зі збільшенням радіуса $>1,5$ м починається активне зростання ударного навантаження по відношенню до сил стирання та розколювання.

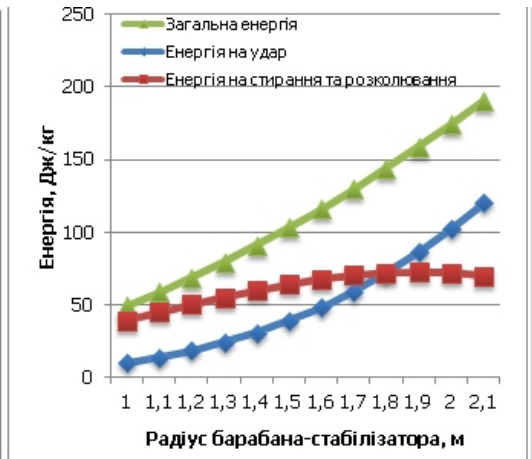
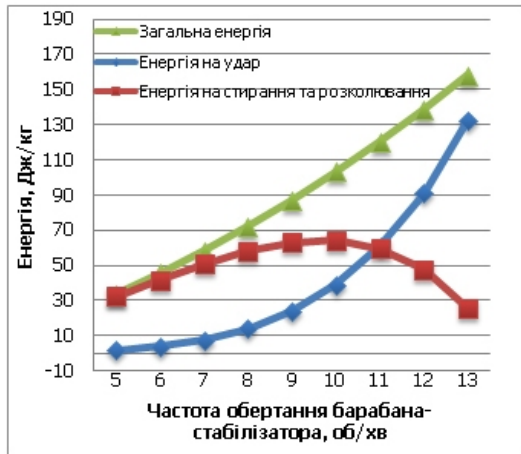
Збільшення кількості та ширини полиць призводить до пропорційного росту усіх видів енергії, рис. 4в, 4г. Пояснюється це тим, що кількість та ширина полиць впливають на динаміку руху кусків в барабані шляхом збільшення частки агломерату, який рухається водоспадним режимом, а, отже, підвищуючи інтенсивність енергетичних навантажень.

Зростання ступеня завантаження матеріалом барабана-стабілізатора в незначній мірі призводить до підвищення частки енергії стирання та розколювання, рис. 4д. Це відбувається через збільшення кількості агломерату, що рухається водоспадним режимом.

Визначено, що енергія навантаження, яка діє на агломерат, залежить від наступних факторів: радіуса барабана, частоти обертання, кількості та ширини полиць, ступеню завантаження пристрою агломератом. Довжина барабана та кут його нахилу впливають на час знаходження агломерату в пристрої. Проведена оцінка впливу цих факторів на величину та вид енергії навантаження на 1 кг агломерату.

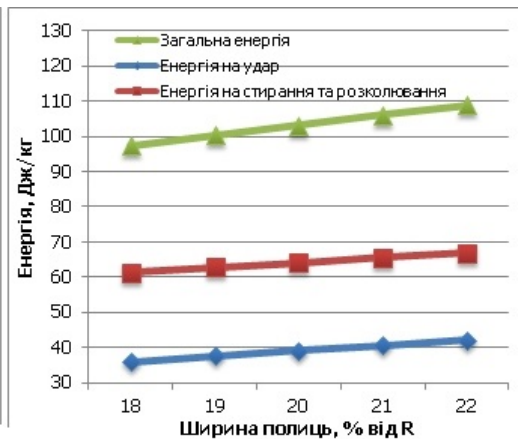
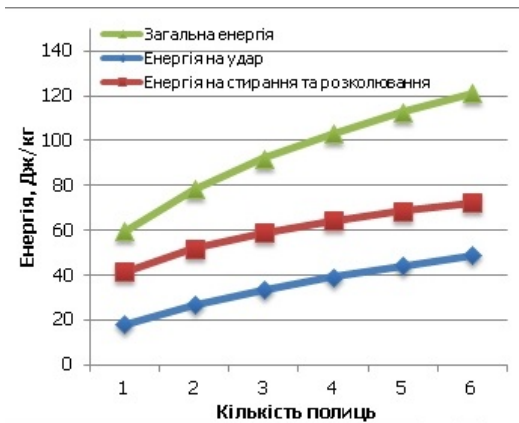
Як показано на рис. 4а, зміна частоти обертання барабана суттєво впливає на величину та вид енергії навантаження. Зміна частоти до 7 об/хв не призводить до значних змін величини та характеру енергії навантаження. Зі збільшенням частоти обертання до 8-10 об/хв значно зростає величина загальної енергії навантаження за рахунок збільшення ударних сил і максимальну величину сил стирання та розколювання.

Подальше збільшення частоти обертання призводить до значного зростання загальної енергії навантаження за рахунок прудкого росту ударних сил і зменшення сил стирання та розколювання. Це призведе до значного перенавантаження та подрібнення агломерату.



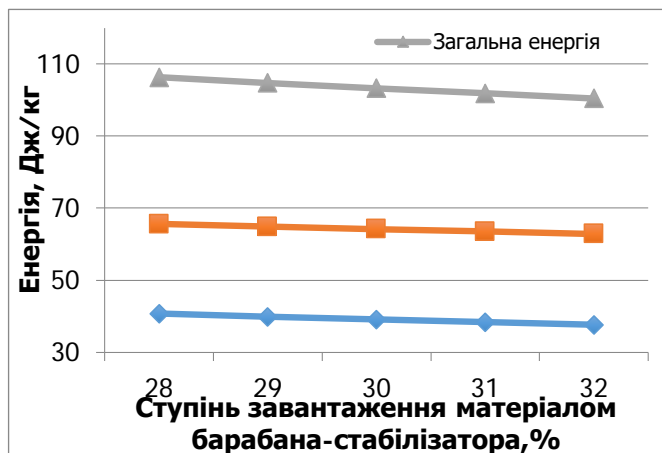
а)

б)



в)

г)



д)

Рис. 4 - Взаємозв'язок енергії навантаження та параметрів барабанного пристрою

З рис. 4б видно, що збільшення радіуса барабана до 1,5 м призводить до плавного зростання енергетичних навантажень на куски агломераційного спеченця. Зі збільшенням радіуса >1,5 м починається активне зростання ударного навантаження по відношенню до сил стирання та розколювання.

Збільшення кількості та ширини полиць призводить до пропорційного росту усіх видів енергії, рис. 4в, 4г. Пояснюється це тим, що кількість та ширина полиць впливають на динаміку руху кусків в барабані шляхом збільшення частки агломерату, який рухається водоспадним режимом, а, отже, підвищуючи інтенсивність енергетичних навантажень.

Зростання ступеня завантаження матеріалом барабана-стабілізатора в незначній мірі призводить до підвищення частки енергії стирання та розколювання, рис. 4д. Це відбувається через збільшення кількості агломерату, що рухається водоспадним режимом.

Рекомендується заповнювати робочий простір барабана в межах 15-30%, оскільки з урахуванням ваги самого пристрою збільшується механічне навантаження на привід барабана.

На основі результатів дослідження отримано рівняння множинної регресії залежності величини загальної (E_K) та ударної ($E_{уд}$) енергій від конструкційних і технологічних факторів, які впливають на процес руйнування кусків в барабані:

$$E_K = 0,02927 * n_{об}^{1,61} * R_б^{3,82} * n_{п}^{0,39} * h_{п}^{0,55} * \varphi^{0,57}, R^2=99.6\%$$

де $n_{об}$ – кількість обертів барабана-стабілізатора за хвилину; $R_б$ – радіус барабана-стабілізатора; $n_{п}$ – кількість полиць; $h_{п}$ – ширина полиці; φ – ступінь завантаження.

$$E_{уд} = 4,103 * 10^{-6} * n_{об}^{4,63} * R_б^{5,34} * n_{п}^{0,55} * h_{п}^{0,77} * \varphi^{0,41}, R^2=98.6\%$$

Енергія, що витрачається на руйнування стиранням та розколюванням, визначається різницею загальної та ударної енергій.

Використання наведених рівнянь надає можливість обґрунтованого вибору раціональних параметрів конструкції пристрою барабанного типу. Крім того, вони дозво-

ляють за заданими величинами наведених факторів визначати технологічні параметри механічної обробки кусків спеченця, що забезпечать отримання агломерату заданої крупності та форми.

Для забезпечення оптимальної дії механічних навантажень у барабані (зменшення енергії та виду навантаження по ходу обробки), запропоновано виділити у пристрої три характерні зони з різним механізмом руйнування агломерату: дроблення - з максимальною необхідною величиною загальних та ударних навантажень (70-100 Дж/кг); стабілізації характеристик за крупністю при мінімальному утворенні дріб'язку за рахунок зменшення загальних та ударних навантажень (50-60 Дж/кг); стирання, яке має забезпечити мінімізацію ударних навантажень, з основною дією сил, які дозволять видалити гострі виступи для надання агломерату кулястої форми (30-40 Дж/кг).

Створення робочих зон в барабані з метою зниження величини енергії руйнування можливе завдяки зміні кількості та ширини полиць в робочих зонах пристрою.

Висновки. Визначено основні вимоги для ефективної стабілізації агломерату за гранулометричним складом і міцністю під час механічної обробки: спільна дія сил удару, стирання та розколювання; зменшення енергії навантаження по ходу обробки зі 100 до 30-40 Дж/кг зі зменшенням крупності самих кусків.

Розроблена математична модель руйнування агломерату в пристрої барабанного типу. Визначено конструкційні та технологічні фактори, які впливають на процес руйнування кусків в барабані: його радіус, частота обертання, кількість та ширина полиць, ступінь завантаження барабана матеріалом. Моделювання дозволило визначити характер впливу цих факторів на величину та вид енергії навантаження на агломерат.

Список літератури

1. Ковалев Д.А. і др. Теоретические основы производства окускованного сырья: учебное пособие для высших учебных заведений / Д.А. Ковалев, Н.Д. Ванюкова, В.П. Иващенко, Б.П. Крикунов, М.В. Ягольник, М.Н. Бойко – НМетаУ.-Днепропетровск: ИМА-пресс.-2011.-476 с.
2. Барабан-стабілізатор із завантажувальним пристроєм. Патент на корисну модель №100418 Україна // С.Є. Суліменко, В.В. Бочка, Є.І. Суліменко, А.В. Сова// опубл. 27.07.2015 р. Бюл. №14.

УДК 669.162

В.В. Бочка, М.В. Ягольник, К.В. Шмат, А.В. Сова

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

ЕФЕКТИВНІСТЬ СТАБІЛІЗАЦІЇ АГЛОМЕРАТУ ЗА МІЦНІСТЮ І КРУПНІСТЮ В СТАБІЛІЗАТОРІ БАРАБАННОГО ТИПУ

В лабораторії кафедри металургії чавуну і сталі УДУНТ проведено експериментальне дослідження зміни гранулометричного складу спеченця в дослідному барабані [1] радіусом 0,5 м, частотою обертання – 25 об/хв, ступенем завантаження агломератом 30%, кількістю полиць – 6, їх шириною – 21% від радіуса барабана.

У першому випадку (*) кількість та ширина полиць залишали незмінною. У другому випадку (**) для створення трьох робочих зон у дослідному барабані після хвилини обробки була проведена зміна кількості полиць до 3, а їх ширини – до 19% від радіуса барабана, а після подальших півтори хвилин обробки агломерату - кількість полиць зменшили з 3 до 1, а ширину - до 17% від радіуса барабана.

Результати дослідження зміни крупності агломерату під час обробки у барабані з незмінною кількістю та шириною полиць (*), та у барабані з робочими зонами (**) представлені у табл. 1.

Таблиця 1 - Вплив механічної обробки агломерату в пристрої барабанного типу на його гранулометричний склад

Час обробки, хв	Вміст фракції, %									
	0-5 мм		5-10 мм		10-25 мм		25-40 мм		40+ мм	
	*	**	*	**	*	**	*	**	*	**
0	0	0	0	0	0	0	0	0	100	0
1	10,2 3	10,4	13,6 2	13,3	45,7 4	43,9	21,0 5	22,2 4	9,36	10,1 6
2	14,2 0	13,3 5	17,4	16,9	45,8	46,2	16,7 8	16,4 2	5,82	7,13
3	16,3 5	15,0	22,1	21,8	48,4 7	48,7	8,5	9,3	4,58	5,2
4	21	18,0 5	22,3	22,1	46,1 7	47,8	6,3	7,45	4,23	4,6

Як видно з табл., в барабанах обох конструкцій основне руйнування крупних фракцій відбувається на початковому етапі механічної обробки. При цьому продуктами руйнування крупних кусків здебільшого є фракції крупністю більше 5 мм (5-10; 10–25; 25–40 мм). Фракція 0-5 мм утворюється в межах 10%, а фракція 10–25 мм - майже 50%. Наведений характер руйнування свідчить про те, що саме на цьому етапі з крупних кусків починають виділятися більш міцні складові, якими є вищеназвані блоки. Основними причинами руйнування є високий рівень реалізації внутрішніх напружень і руйнування кусків по найбільшим порам та на контактах фаз. При подальшій обробці агломерату, характер руйнування кусків в барабанах дещо змінюється – крім фракції більше 40 мм починає руйнуватися фракція 25–40 мм. При цьому продуктами руйнування даної фракції є в основному куски крупністю 0-5 і 5-10 мм. Подальша механічна обробка призводить до стабілізації найбільш міцних фракцій 5-10 і 10-25 мм. Після 3 хвилин обробки відбувається небажане значне подрібнення спеченця з утворенням дріб'язку 0-5 мм, при відсутності суттєвого покращення його гранулометричного складу.

Зниження навантаження на куски спеченця починаючи з другої хвилини обробки в барабані з робочими зонами (***) призводить до зменшення кількості дріб'язку у порівнянні з барабаном без зменшення кількості та ширини полиць на 6-9% щохвилино. Вміст агломерату фракцією 5-10 мм лишається на тому самому рівні, а вміст фракцій 10-25 мм, 25-40 мм, та в незначній мірі фракції більше 40 мм - збільшується.

Порівняння гранулометричного складу показало позитивний вплив використання барабана з різними робочими зонами на механічну обробку агломерату.

Завдяки результатам моделювання та експериментальних досліджень встановлено, що для забезпечення оптимальної механічної обробки та отримання агломерату, стабілізованого за міцністю та крупністю (5-40 мм), пристрій барабанного типу повинен мати наступні характеристики: радіус барабана – 1,25–1,75 м; частота обертання – 8-10 об/хв; кількість полиць – від 6 (1 зона), - 3-5 (2 зона) та - 0-2 (3 зона); ширина полиць - 20-22 % від радіуса барабана (1 зона), - 18-20% (2 зона) та - 16-18 % (3 зона); ступінь завантаження барабана – 15-30%; кут нахилу 4-6 град.; довжина барабана 7,5-10 м (рис. 1).

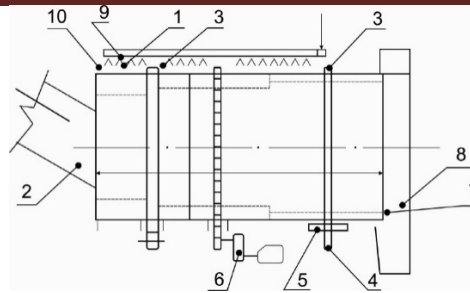


Рис. 1 - Схема барабана-стабілізатора: 1 - барабан, 2 - завантажувальна лійка, 3 - бандажі, 4 - опорні ролики, 5 - упорні ролики, 6 - привід, 7 - полиці, 8 - розвантажувальна камера, 9 - форсунки для зрошення пристрою водою, 10 - кільцеві ребра

Дана конструкція дозволяє забезпечувати необхідний рівень початкових навантажень на агломерат в межах 70-100 Дж/кг з подальшим зменшенням енергетичних сил до 30 Дж/кг.

Це підтверджується розрахунком енергетичних навантажень на агломерат у барабані радіусом 1,25 м, частотою обертання – 9 об/хв, ступенем завантаження агломератом 30%, зміною в робочих зонах кількості полиць з 6 до 3 і 1, та їх ширини – з 21% до 19% і 17% від радіуса барабана (рис. 2).

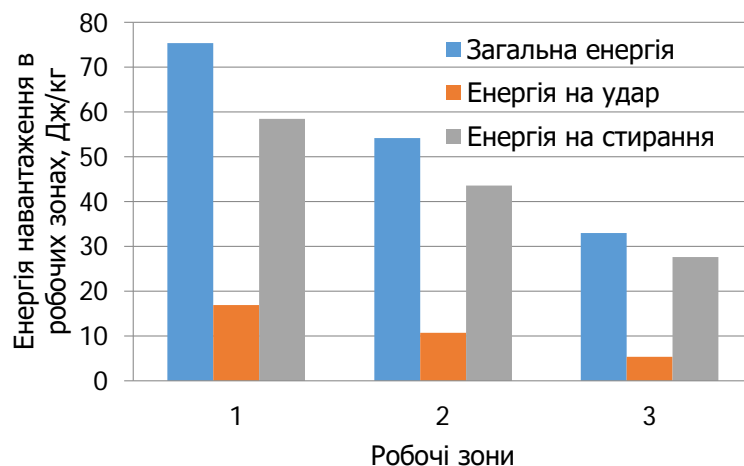


Рис. 2 - Залежність енергії руйнування від кількості та ширини полиць в робочих зонах барабана-стабілізатора

Окрім покращення якості агломерату, перевагою запропонованої схеми є те, що використання барабана-стабілізатора як пристрою для ефективної стабілізації та охолодження спеченця дає можливість зменшити кількість етапів та агрегатів механічної обробки, що позитивно вплине на зниження витрат на будівництво й експлуатацію агрегатів і витрати електроенергії.

Оцінка ефективності розробленої технології визначалася шляхом порівняння характеристик агломерату, виготовлених за класичною та запропонованою схемою.

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2023

Дослідження проводили наступним чином. Першу пробу спікали після класичної схеми підготовки шихти, після чого спеченець проходив механічну обробку шляхом скидання з копра (який забезпечує ударні навантаження) та подальшим грохоченням. Другу пробу готували до спікання за запропонованою технологією підготовки шихти. Її механічна обробка полягала у тому, що після скидання з копра, куски потрапляли в дослідний барабан з різними зонами, і лише після цього проводилося грохочення.

Порівняння характеристик агломератів, отриманих за класичною та запропонованою технологією представлено у табл. 2 - 3 та на рис. 3.

Як видно з результатів дослідження, агломерат, виготовлений за запропонованою технологією, характеризується: рівномірністю гранулометричного складу, збільшенням коефіцієнту форми кусків, збільшенням вмісту FeO та загального вмісту заліза, реалізацією внутрішніх напружень, що дозволить запобігти подрібненню агломерату під час транспортування, зберігання та завантаження в доменну піч.

Таблиця 2 – Хімічний та гранулометричний склад агломерату до та після стабілізації

Вид агломерату	Хімічний склад, %						Гранулометричний склад, %				
	Fe _{заг} г	FeO	Ca O	SiO ₂	MgO	Осн .	40+ мм	25- 40 мм	10- 25 мм	5- 10 мм	0-5 мм
Вихідний	55,8	13,1	11,3	9,28	0,63	1,28	16, 3	18,2	28, 5	19, 2	17, 8
Стабілізований	56,3	13,2 1	11	9,22	0,63 5	1,26	4,1 5	13,3 5	30, 5	27, 1	24, 9

Таблиця 3 – Коефіцієнт форми кусків до та після стабілізації

Вид агломерату	Коефіцієнт форми					
	60+ мм	40-60 мм	25-40 мм	10-25 мм	5-10 мм	0-5 мм
Вихідний	0,75	0,8	0,82	0,84	0,86	0,91
Стабілізований	-	0,83	0,86	0,91	0,94	0,96

Збільшення вмісту дріб'язку в агломераті після обробки за запропонованою технологією на 7.1% компенсується збільшенням його міцності після спікання шихти, під-

готовленої з використанням заданого композита. Після грохочення стабілізованого агломерату, вміст дріб'язку в ньому складає близько 3-4%, у той же час як у класичного – 10-12%.

Отримані навантаження в запропонованому барабані-стабілізаторі дозволяють виділити міцну складову спеченого продукту та уникнути подрібнення агломерату до потрапляння в доменну піч, на відміну від звичайного агломерату. Рівномірність гранулометричного складу агломерату та зменшення кількості дріб'язку позитивно впливає на порозність і газопроникність шару шихти, що покращує умови роботи доменної печі.



а)

б)

Рис. 3 - Вид агломерату до (а) та після (б) механічної обробки в дослідному барабані

Використання запропонованої схеми отримання стабілізованого за крупністю та міцністю агломерату дозволить зменшити вміст дріб'язку в ньому з 12 до 3-4% без збільшення кількості звороту, що призведе до зниження питомої витрати коксу на 4%, та збільшення продуктивності на 8%.

Висновки. Доведено, що для стабілізації агломерату за крупністю та міцністю в пристрої барабанного типу необхідно виділити три характерні зони з різним механізмом руйнування, шляхом зменшення величини та кількості полиць в них: дроблення - з максимальною необхідною величиною загальних та ударних навантажень; стабілізації характеристик за крупністю за рахунок зменшення ударних навантажень; стирання, яке має забезпечити мінімізацію ударних навантажень, з основною дією сил, які дозволять видалити гострі виступи для надання агломерату кулястої форми. Запропоновано оптимальні конструкційні та технологічні параметри барабана-стабілізатора, які дозволять забезпечувати необхідний рівень початкових навантажень на агломерат в

межах 60-100 Дж/кг з подальшим зменшенням енергетичних сил до 30-40 Дж/кг агломерату.

Список літератури

1. Барабан-стабілізатор із завантажувальним пристроєм. Патент на корисну модель №100418 Україна // С.Є. Суліменко, В.В. Бочка, Є.І. Суліменко, А.В. Сова // опубл. 27.07.2015 р. Бюл. №14.

УДК 669

О. Г. Величко, О. С. Грек, О. М. Гришин

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

МАТЕМАТИЧНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ НАГРІВУ ЗАЛІЗОРУДНО-ВУГІЛЬНИХ БРИКЕТІВ В ІНДУКЦІЙНІЙ ПЕЧІ

Позадоменна переробка залізорудних матеріалів є перспективним джерелом заліза для сталеливарної галузі. Наразі існує широкий спектр технологій прямого відновлення заліза з залізорудних матеріалів. Авторами запропоновано метод переробки залізорудно-вугільних брикетів в індукційній печі [1]. Доведено теоретичну та практичну імовірність цього процесу.

Оскільки, нагрів залізорудно-вугільного брикету неможливий за рахунок безпосереднього впливу індукційного поля печі на рудний матеріал, авторами запропоновано ввести до складу брикету залізовмісний матеріал (ЗВМ). Цей матеріал, завдяки магнітним властивостям, буде розігріватись під впливом електромагнітного поля індукційної печі, та стане джерелом тепла для подальшого нагріву, та забезпечення протікання процесу відновлення всього матеріалу брикету.

Проведено математичне дослідження процесу нагріву матеріалів брикету в умовах індукційної печі. Досліджено вплив вмісту залізовмісного матеріалу на швидкість нагріву матеріалів брикету.

Виходячи з умови рівномірного розподілу матеріалів в обсязі брикету, для цілей математичного моделювання, було виділено елемент об'єму брикету. В ньому присутня одна частинка ЗВМ, та така кількість частинок вугілля, яка забезпечить повне відновлення оксидів заліза залізорудного матеріалу.

Залежність кількості залізорудного концентрату та вугілля у елементі об'єму брикету в залежності від вмісту ЗВМ наведено на рисунку 1.

Частинка ЗВМ, яка знаходиться в оточенні частинок залізорудного матеріалу та вугілля, під впливом електромагнітного поля індукційної печі, буде безперервно нагріватись. Швидкість нагріву частинки ЗВМ буде підтримуватись постійною та рівномірно зростати. Максимальна температура нагріву частинки ЗВМ також буде обмежена шляхом регулювання потужності електромагнітного поля індукційної печі. Решта матеріалів буде нагріта за рахунок тепла що випромінюється з поверхні частинки ЗВМ.

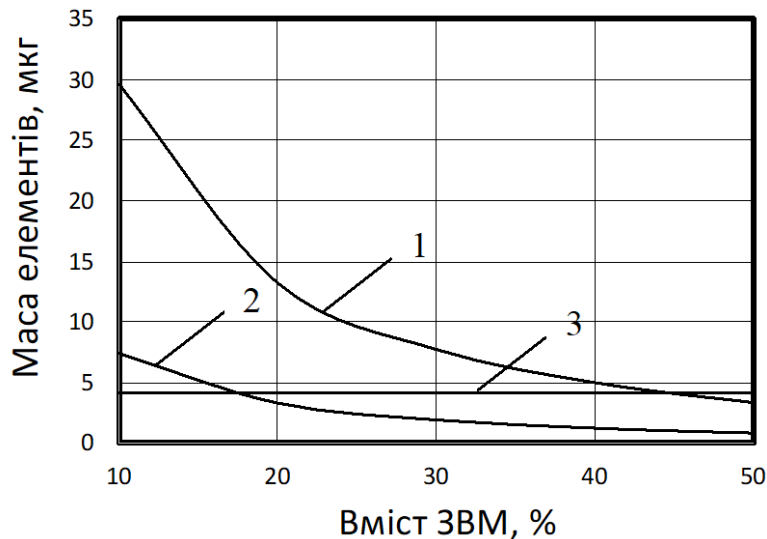


Рисунок 1. Маса матеріалів в елементі об'єму в залежності від вмісту ЗВМ
1 – залізорудний концентрат, 2 – вугілля, 3 - ЗВМ

Результати математичного моделювання нагріву матеріалів в елементі об'єму брикету для вмісту ЗВМ – 10%, наведено на рисунку 2.

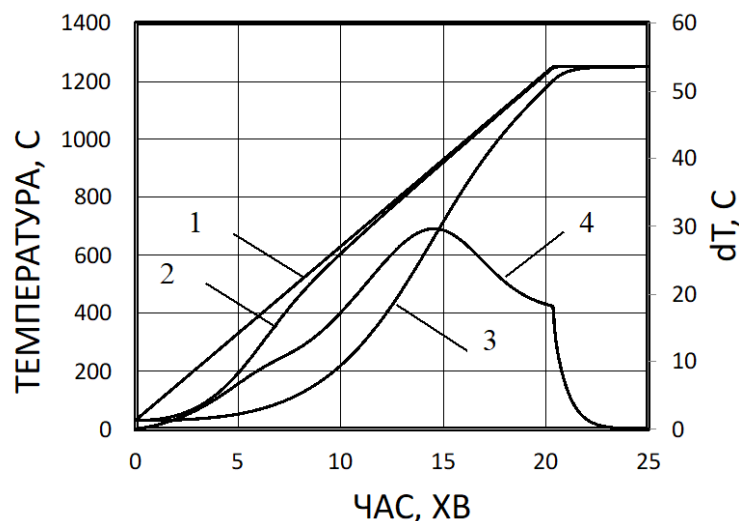


Рисунок 2. Швидкість нагріву матеріалів в елементі об'єму для вмісту ЗВМ – 10%

1 – ЗВМ, 2 – вугілля, 3 – залізорудний матеріал, 4 – фактична швидкість нагріву ЗВМ

Швидкість нагріву залізорудного матеріалу в залежності від вмісту ЗВМ також досліджено математично та результати наведено на рисунку 3.

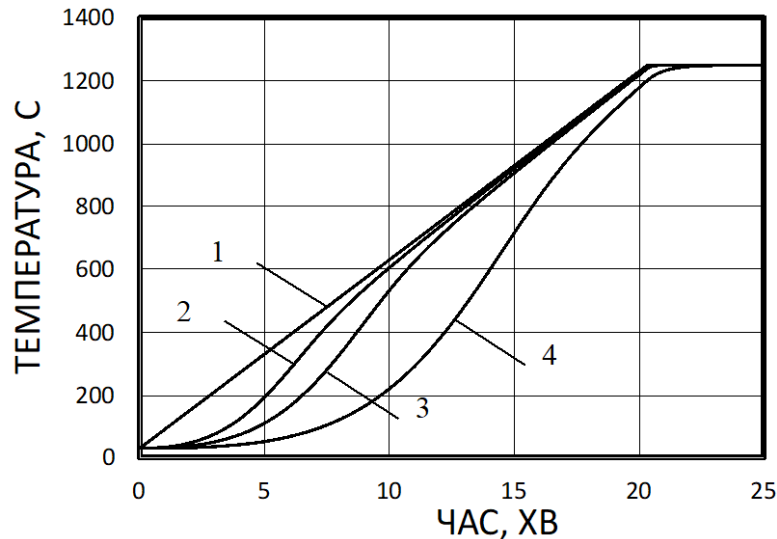


Рисунок 3. Швидкість нагріву залізорудного матеріалу в залежності від вмісту ЗВМ

1 – ЗВМ, 2 – вміст ЗВМ 50%, 3 – вміст ЗВМ 30%, 4 – вміст ЗВМ 10%

Перелік посилань

1. С83 XVII Міжнародна конференція «Стратегія якості в промисловості і освіті»: Матеріали. Електронне видання. – Дніпро, Журфонд, 2023. – 400 с. (С. 58)

УДК 669.168.3

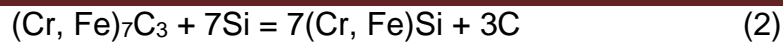
І. Й. Водін

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ ВИРОБНИЦТВА ФЕРОСИЛІКОХРОМУ

Процес одержання силікохрому двостадійним (безшлаковим) способом заснований на відновленні кремнію з SiO_2 у складі кварциту вуглецем коксону в присутності ферохрому передільного. В основі процесу лежить реакція руйнування карбідів хрому та заліза високовуглецевого ферохрому або чардж-хрому відновленим кремнієм [1]. Процес може бути описаний наступними реакціями:

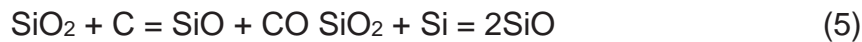




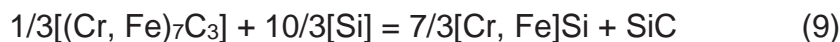
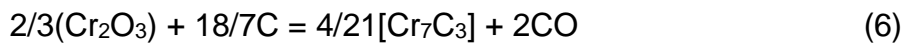
Відновлення кремнію з кремнезему кварциту вуглецем йде за участю проміжної сполуки SiC, що утворюється за реакцією:



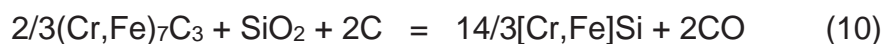
де: вуглець пористого коксу бере активну участь у реакціях з ще одним невід'ємним компонентом системи, в якій відбувається відновлення кремнію – газоподібним монооксидом SiO, що утворюється по реакціях:



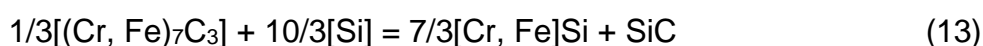
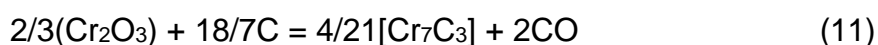
У процесі виплавки силікохрому одностадійним (шлаковим) способом спільно відновлюються залізо та хром з оксидів у складі хромітової руди та кремній із кварциту вуглецевим відновником за наведеними реакціями.:



Особливістю процесу є необхідність протікання реакції відновлення кремнію SiO₂ у складі кварциту вуглецем коксика. Механізм відновлення кремнію вуглецем досить складний та пов'язаний з утворенням CO, SiO та тугоплавкого карбіду кремнію SiC [3]. Таким чином, в зоні високих температур, в результаті взаємодії рідкого SiO₂ з рідким кремнієм, у присутності твердого вуглецю утворюється газоподібний монооксид кремнію, який взаємодіє з карбідом кремнію. У верхніх горизонтах печі непрорегувавший SiO взаємодіє з вуглецем коксика з утворенням SiC. На рівновагу цих реакцій впливає присутність передільного ферохрому у складі шихти. У міру опускання шихти вниз відбувається зневуглецювання ферохрому за реакціями (2) та (3). Отримання феросилікохрому безшлаковим способом може бути описано сумарною реакцією [4]:



У процесі виплавки силікохрому одностадійним (шлаковим) способом спільно відновлюються залізо та хром з оксидів у складі хромітової руди та кремній із кварциту вуглецевим відновником за наведеними реакціями:



Особливістю процесу є необхідність протікання реакції відновлення кремнію SiO_2 у складі кварциту вуглецем коксика. Механізм відновлення кремнію вуглецем досить складний і пов'язаний з утворенням CO , SiO та тугоплавкого карбїду кремнію SiC . У порівнянні з безшлаковим методом отримання силікохром, при шлаковому способі механізм відновлення компонентів та формування сплаву складніший. Значна частина кварциту, що задається в шихту, витрачається на формування шлакового розплаву, здатного забезпечити достатню, для технології, ступінь вилучення кремнію в сплав. Відновлення кремнію та хрому протікає через утворення розплаву, що містить карбїди хрому, заліза та тугоплавкий карбїд кремнію. Саме склад шлаку, що формується в процесі, забезпечує ефективне рафінування розплаву від вуглецю з утворенням силікохрому [4].

Технологічною особливістю виробництва силікохрому одностадійним способом є необхідність значного перегріву нижніх горизонтів печі для зниження вмісту хрому в кінцевому шлаку з метою зниження в'язкості і забезпечення нормального випуску розплаву. Перегрів може призводити як до підвищеної витрати вуглецевого відновника, так і до збільшення відльоту відновленого кремнію, і як наслідок, до зниження вилучення хрому і погіршення стійкості футеровки печі через зростання вмісту хрому в шлаку, що підвищує його температуру плавлення і в'язкість [4].

Для успішної організації технології одностадійного силікохрому необхідне підтримання оптимального співвідношення оксидів алюмінію і магнію в шлаку, а також достатнє його нагрівання, що пов'язане з електричними та геометричними параметрами печі, тобто питомою потужністю. Протікання процесу доцільно організувати таким чином, щоб температура плавлення шлаку була вищою за температуру початку відновлення кремнію з SiO_2 , а також щоб якомога повніше відновлення хрому з оксиду проходило до досягнення ним високотемпературних зон печі, інакше реакція Cr_2O_3 з відновленим кремнієм або його монооксидом буде приводити до утворення SiO_2 , а отже, до формування більш в'язкого та кислого шлаку [3]. В'язкість шлаку залежить від вмісту SiO_2 і співвідношення $\text{MgO}/\text{Al}_2\text{O}_3$, яке у свою чергу залежить від природи руди, тому говорити про раціональне його значення необхідно в тісному взаємозв'язку з типом хроморудної сировини. Спрощено можна говорити про варіанти складів шлаку з $\text{MgO}/\text{Al}_2\text{O}_3 = 1,0-1,2$ та $\text{SiO}_2 = 45-50\%$. Вміст SiO_2 зі збільшенням співвідношення $\text{MgO}/\text{Al}_2\text{O}_3$ зростає. Додаток оксидів кальцію або плавикового шпату знижує в'язкість шлаків (але зазвичай не застосовується). Збільшення вмісту оксидів хрому в шлаках підвищує в'язкість [3].

Через скорочення запасів багатих хромітових руд і залучення бідних хромітових руд у технологію виробництва вуглецевого ферохрому виникла технологія чардж-хрому, що спричинило низку неминучих змін у роботі печі.

Одне з найважливіших – неможливість отримати багатий хромом (> 60 % Cr) феросплав через низьке відношення хрому до заліза в руді [2].

У зв'язку з цим на ринку в даний час досить широко представлений, поряд з високовуглецевим ферохромом, чардж-хром (charge-chrome), або шихтовий хром, з вмістом хрому 45-55%. Ще однією особливістю даного матеріалу є необхідність мати у складі сплаву підвищений вміст кремнію – на рівні 5–6 % замість 1–2 % – характерному для стандартного вуглецевого ферохрому, оскільки дробність сплаву знижена, а міцність підвищена [4].

Плавку чардж-хрому ведуть аналогічно технології високовуглецевого ферохрому [6]. Особливістю технології виплавки чардж-хрому є найбільший у порівнянні зі стандартним вуглецевим ферохромом питома витрата шихтових матеріалів, електроенергії, а також необхідність мати підвищений вміст кремнію в металі, що регулюється наважкою кварциту або шлаку ФСХ. Хімічний склад, %, феросилікохрому наведен в таблиці 1.

Таблиця 1. Хімічний склад, %, феросилікохрому (ГОСТ 11861-77)

Марка сплаву	Si	Cr, не менше	C	P	S
			не більше		
ФСХ13	10-16	55	6,0	0,04	0,03
ФСХ20	16-23	48	4,5	0,04	0,02
ФСХ26	23-30	45	3,0	0,03	0,02
ФСХ33	30-37	40	0,9	0,03	0,02
ФСХ40	37-45	35	0,2	0,03	0,02
ФСХ48	Понад 45	28	0,1	0,03	0,02

Говорячи про споживчі властивості чардж-хрому, слід згадати, що зниження вмісту хрому, порівняно зі стандартним ферохромом, дещо знижує його температуру плавлення. Зниженню температури плавлення феросплаву ще більше сприяє підвищення вмісту кремнію в чардж-хромі (до 10 %) у 2-3 рази порівняно з ферохромом при незначному зменшенні щільності сплаву щодо сталевий ванни, що збільшує ступінь засвоєння хрому з феросплаву при легуванні сталі [3].

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2023

До складу шихти для силікохрому двостадійним способом входить високовуглецевий (передільний) ферохром або чардж-хром, кварцит, вуглецевий відновник (коксик, напівкокс, вугілля).

При виробництві силікохрому одностадійним (шлаковим) методом до складу шихти входить кварцит, хромітова руда, вуглецевий відновник, і навіть можуть додаватися флюси, які містять MgO чи Al₂O₃, і плавиковий шпат [1,4]. Питома витрата матеріалів та електроенергії при виплавці феросилікохрому двостадійним безшлаковим (чисельник) та одностадійним шлаковим (знаменник) способами наведен у таблиці 2.

Таблиця 2. Питома витрата матеріалів та електроенергії при виплавці феросилікохрому двостадійним безшлаковим (чисельник) та одностадійним шлаковим (знаменник) способами на 1 баз.т сплаву з різним вмістом кремнію

Показники	Вміст Si, %				
	13	23	33	43	50
Витрата матеріалу, кг/т:					
	<u>298</u>	<u>520</u>	<u>742</u>	<u>965</u>	<u>1121</u>
кварциту	634	881	1134	1323	1464
	-	-	-	-	-
хромової руди	1908	1600	1420	1145	923
	<u>117</u>	<u>220</u>	<u>312</u>	<u>424</u>	<u>308</u>
коксика	543	575	625	678	712
	<u>1089</u>	<u>911</u>	<u>803</u>	<u>648</u>	<u>525</u>
передільного ферохрому	-	-	-	-	-
	<u>8</u>	<u>41</u>	<u>62</u>	<u>93</u>	<u>115</u>
стружки сталевій	30	82	84	105	116
Витрата електроенергії, кВт·год/б.т	<u>1500</u>	<u>2450</u>	<u>3390</u>	<u>4350</u>	<u>5110</u>
	4770	5660	7040	7770	8870

Таким чином існують два способи отримання феросилікохрому: одно-(шлаковий) і двостадійний (безшлаковий). В основному застосовують двостадійний спосіб, який заснований на відновленні кремнію з кремнезему (кварциту) вуглецем у присутності передільного вуглецевого ферохрому, що отримується на першій стадії. При

одностадійному (шлаковому) способі в шихту використовують хромітову руду, кварцит і коксик. Одностадійний (шлаковий) спосіб виплавки феросилікохрому на феросплавних заводах не застосовується [4].

Список літератури

1. Гасік М. І., Лякішев М. П. Фізикохімія та технологія електроферосплавів: підручник для вузів. Дніпропетровськ: Системні технології, 2005. 448 с.
2. Гріненко В. І. Хром Казахстану / Гріненко В. І., Поляков О. І., Гасік М. І., [та ін.]. М.: Металургія, 2001. 416 с.
3. Абдулабеков Є. Е., Каскін К. К., Нурумгалієв А. Х. Теорія та технологія виробництва хромістих сплавів: навч. посібник. Алмати Республіканський видавничий кабінет з навчальної та методичної літератури, 2010. 280 с.
4. Лякішев М. П., Гасік М. І. Металургія хрому. М.: ЕЛІЗ, 1999. 585 с.

УДК 622.7:669.1

К. Р. Володько

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

ОГЛЯД МЕТОДІВ ТВЕРДОФАЗНОГО ВІДНОВЛЕННЯ ЗАЛІЗА

Твердофазне відновлення заліза є одним з способів відновлення оксидів заліза (Fe_2O_3 або Fe_3O_4) до металевого заліза (Fe) в умовах, коли доступ до газів обмежений або відсутній. Цей спосіб використовується, наприклад, для одержання металевого заліза з залізних руд або відходів виробництва.

Основні кроки методу твердофазного відновлення заліза: підготовка матеріалів (залізні оксиди повинні бути дрібно подрібнені, щоб збільшити поверхню контакту для реакції); змішування з відновлювачем (до оксидів заліза додають відновлювач - речовину, яка може постачати електрони для відновлювальної реакції); термічна обробка (суміш оксидів заліза і відновлювача нагрівають у термічній печі без доступу повітря); відокремлення продуктів; додаткова обробка (видалення домішок та поліпшення його якості).

Твердофазне відновлювання заліза поділяється на такі методи: карботермічне відновлення; металургія прямого відновлення (DRI/HBI); вугільний прямий відновлюваний залізовмісний матеріал (PCI); металургія відновлення вугільних окисів (COREX/Finex).

Метод карботермічного відновлення використовується для отримання чавуну. Руди заліза спільно з вуглецем або коксом високої чистоти піддаються плавці в спеціальних печах, де температура може сягати декількох тисяч градусів Цельсія. У процесі плавки залізо відновлюється з його окисних сполук.

Металургія прямого відновлення (DRI/HBI): Цей процес використовує природний газ або вугілля для відновлення окисних сполук заліза в порошку або гранулах, що називаються обрудованим залізом (DRI) або гарячим залізом з пониженим вмістом вологи (HBI). Ці матеріали можуть бути використані як сировина для подальшого виробництва сталі.

Вугільний прямий відновлюваний залізовмісний матеріал (PCI): Вугільний прямий відновлюваний залізовмісний матеріал виготовляється шляхом відновлення залізовмісних матеріалів (наприклад, окисів заліза) з використанням вугілля або вугільного коксу в спеціальних печах. Отримані матеріали можуть бути додані в плавильний процес для зменшення окислювання заліза під час виробництва сталі.

Металургія відновлення вугільних окисів (COREX/Finex): Ці процеси використовують вугілля або вугільний газ для відновлення вугільних окисів заліза в синтетичних газопаливах, які потім використовуються для плавки руди і отримання гарячого заліза або сталі.

Кожен з методів твердофазного відновлення заліза мають різні переваги та обмеження і використовуються в залежності від конкретних умов, економічних факторів та вимог до виробництва металів. Важливо враховувати, що відновлювальні реакції можуть бути складними, залежно від конкретних умов та використовуваних матеріалів. Також слід бути обережним з відходами та викидами, оскільки деякі реакції можуть мати негативний вплив на навколишнє середовище.

Л. П. Грес, О. В. Гупало, О. О. Єрьомін

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

**ОЦІНКА ВПЛИВУ ЗБАГАЧЕННЯ ПОВІТРЯ ГОРІННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИМ КИСНЕМ
НА СТІЙКІСТЬ КЛАДКИ ДОМЕННИХ ПОВІТРОНАГРІВАЧІВ**

Для опалення доменних повітрянагрівачів в якості палива використовується доменний газ. З метою забезпечення температури під куполом повітрянагрівачів на рівні 1300 – 1350 °С доменний газ збагачують природнім газом. У зв'язку зі значною вартістю природного газу, його використання в доменних повітрянагрівачах вважається нерациональним, так як суттєво підвищує собівартість гарячого дуття [1, 2]. В якості альтернативи природному газу, для збільшення температури під куполом повітрянагрівачів, може розглядатися їх опалення доменним газом, на спалювання якого подається атмосферне повітря, збагачене технологічним киснем. Економічну і екологічну доцільність використання кисню при опаленні повітрянагрівачів розглянуто в роботах [3, 4], але питання впливу цього заходу на термін експлуатації теплових агрегатів залишилося поза межами уваги дослідників.

Метою даної роботи є оцінка впливу збагачення повітря горіння киснем на стійкість кладки доменних повітрянагрівачів.

Для виконання досліджень використано математичну модель доменного повітрянагрівача, наведену в роботі [5], яка дозволяє визначати склад продуктів згоряння, довжину факелу, розподіл температур по висоті камери горіння, температуру під куполом повітрянагрівача, а також розраховувати витрати палива, повітря, кисню та продуктів згоряння в залежності від складу палива й повітря горіння та умов їх спалювання. Оцінка стійкості вогнетривкої кладки здійснюється шляхом порівняння допустимих [6] та дійсних навантажень на матеріали кладки.

Розрахунки виконано для випадків опалення повітрянагрівачів: 1) природно-доменною сумішшю зі вмістом природного газу 5,37 %, для спалювання якої використовується атмосферне повітря (вміст кисню в повітрі 21%); 2) доменним газом, на спалювання якого подається повітря, збагачене киснем (вміст кисню в повітрі 32,3 %).

Інші вихідні данні для розрахунків: температура палива – 50 °С; температура повітря горіння – 20 °С; теплота згоряння доменного газу – 3,2 МДж/м³; теплота згоряння природно-доменної суміші 5 МДж/м³; загальна висота камери горіння – 30 м, яка складається із зон: 1) муліто-корундового вогнетриву (МКТ-80) – 4,95 м; 2) дінасу –

25,05 м.

Як показали результати досліджень, збагачення повітря горіння киснем призводить до зменшення довжини факелу у порівнянні з опалюванням повітрянагрівача природно-доменною сумішшю, а також до переміщення максимальних температур в нижню зону камери горіння, де статичне навантаження на вогнетривку цеглу більше. При цьому допустиме навантаження на кладку на границі МКТ-80 – дінас складає 0,70 МПа при використанні природного газу, а при використанні кисню – 0,58 МПа. Але ці значення більші дійсних навантажень (0,42 МПа), що забезпечує необхідну стійкість кладки із муліто-корундових вогнетривів (МКТ-80).

Допустиме навантаження на дінасову цеглу більше, ніж на муліто-корундову (відповідно 1,18 та 0,58 МПа), і також значно перевищує розраховані дійсні навантаження. Проте дінас використовують лише у верхній зоні камери горіння, де статичне навантаження менше. Це пов'язано з низькою термостійкістю дінасу, так як в нижній зоні камери горіння має місце значне коливання температур.

Для оцінки умов експлуатації вогнетривкої цегли зазвичай порівнюють значення допустимих та дійсних навантажень. Але при цьому не враховується значення (5-8 років) строку експлуатації камери горіння. Тому доцільно для цього використовувати параметр повзучості матеріалу, який враховує як статичне навантаження, так і час його дії. Але, на жаль, данні повзучості вогнетривів поки відсутні.

Список літератури

1. Мазур, В. Л. *Металургія України: стан, конкурентноспроможність, перспективи* / В. Л. Мазур // *Металургійна та гірничорудна промисловість*. – 2010. – № 2. – С. 12-16.
2. Модлип, Р. *Природный газ для промышленности – существующее положение и перспективы* / Р. Модлип // *Индустриал хитинг*. – 1980, – Т. 47. – № 2. – С. 8-9.
3. Грес, Л. П. *Повышение энергоэффективности нагрева доменного дутья : монография* / Л. П. Грес [та ін.] – Днепр : ПРОФИПРИНТ, 2021. – 612 с.
4. Грес, Л. П. *Теплообменники доменных печей : монография* / Л. П. Грес, С. А. Карпенко, А. Е. Миленина. – Днепропетровск : Пороги, 2012. – 491 с.
5. Gres, L. P. The influence of oxygen enrichment of combustion air on the resistance of the lining of hot-blast stoves // L. P. Gres, O. O. Yeromin, O. V. Gupalo // *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*. – 2022. – Issue 36. – P. 123-133. DOI: 10.52150/2522-9117-2022-36-123-133.

О. М. Гришин, А. А. Надточій, В. О. Петренко

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

ТЕРМОДИНАМІЧНІ ЗАКОНОМІРНОСТІ ГАЗОКИСНЕВОЇ КОНВЕРСІЇ МЕТАНУ

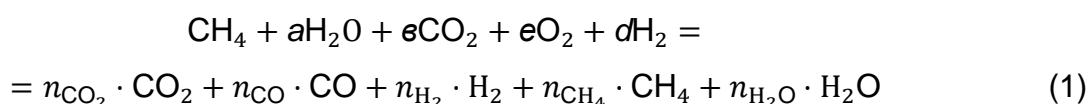
В даний час природний газ, у складі якого понад 85% становить метан, широко використовується у металургійному виробництві в якості енергетичного та технологічного газу. Формат використання метану в технологічних процесах у «сирому» вигляді при вдуванні в агрегат або через попередню його конверсію. Однією з важливих вимог до конвертованого газу є допустима кількість залишкового метану, яка для різних процесів коливається від 0,3 до 3 об. %. У процесі конверсії використовується вуглекислий газ, водяна пара і кисень, окремо, або суміші – комплексний окислювач. Доцільність дослідження термодинамічних закономірностей конверсії природного газу за спільної участі кисню, водяної пари та вуглекислого газу визначаються необхідністю подальшого вдосконалення технології отримання металізованих окатишів у шахтній печі. Використання кисню в процесі конверсії природного газу забезпечує можливість керувати тепловим режимом відновлювального агрегату. Представляє практичний інтерес організація конверсії газу на поверхні відновленого заліза, безпосередньо у відновлювальному агрегаті.

На основі спільного вирішення рівнянь матеріального балансу та рівнянь констант рівноваги реакцій конверсії метану виконано розрахунок рівноважного складу газової фази парової та парокисневої конверсії метану. Зіставлення цих даних показує, що якісні закономірності процесу за участю лише водяної пари зберігається і в присутності кисню. Так підвищення температури супроводжується зростанням ступеня конверсії метану (α). При цьому збільшується вміст відновлювальних компонентів ($\text{CO} + \text{H}_2$). Підвищення об'ємного вмісту водяної пари в дутті в присутності кисню у всіх випадках призводить до збільшення ступеня перетворення метану. При цьому зростає кількість окисних компонентів $\text{H}_2\text{O} + \text{CO}_2$ у продуктах конверсії. Зростання тиску газу при парокисневій конверсії CH_4 так само, як і відсутність кисню, помітно зменшує ступінь конверсії. Однак із підвищенням температури негативний вплив тиску значно слабшає.

Цілком закономірно, що тенденції зростання ступеня конверсії природного газу і зниження відношення $(\text{H}_2 + \text{CO}) / (\text{H}_2\text{O} + \text{CO}_2)$ у присутності кисню повинні зберегтися і посилюватися і в тому випадку, коли кисень вводиться до складу окислювачів на додаток до водяних парів, що подаються в дуття, тобто при збереженні відношення $\text{H}_2\text{O} / \text{CH}_4$.

Закономірності паровуглекислотно-кисневої конверсії CH_4 представляють безпосередній практичний інтерес стосовно і умов шахтної печі Midrex процесу, в якому в якості окислювачів використовується колошниковий газ, що містить CO_2 і H_2O . У реальних умовах шахтної печі вибір оптимальних витрат кисню визначається великою мірою енергетикою найпростіших реакцій конверсії метану, оскільки на повноту перетворення CH_4 кисень практично не впливає. З цієї точки зору, доцільно оцінювати величину теплових ефектів процесів конверсії CH_4 для деяких вихідних газових сумішей, рівновага яких розглянута.

У загальному вигляді процесу перетворення 1 молю метану за участю різних окислювачів і в присутності водню у вихідній газовій суміші може бути описаний загальним рівнянням:



Численні значення мольних коефіцієнтів продуктів реакції у правій частині рівняння (1) можуть бути розраховані для кожного конкретного випадку, виходячи з даних термодинамічних розрахунків рівноважних складів. Із закону Дальтона випливає:

$$n_i = \frac{\sum_{i=1}^k n_i \cdot \%i}{100}, \quad (2)$$

де $\%i$ - об'ємний відсоток i -го компоненту.

Приймаючи при температурах, що становлять практичний інтерес (вище 1000К), концентрація CH_4 у продуктах конверсії дорівнює нулю ($n_{\text{CH}_4} = 0$), на підставі рівнянь матеріального балансу $1 + b = n_{\text{CO}_2} + n_{\text{CO}}$; $2 + a + d = n_{\text{H}_2} + n_{\text{H}_2\text{O}}$.

Звідки отримуємо: $\sum n_i = 3 + a + b + d$; $n_i = \frac{(3+a+b+d)}{100} \cdot \%i$.

З даних розрахунку випливає, що при заміні половини об'єму водної пари еквівалентною кількістю кисню в сумішах стехіометричного складу ендотермічність процесу конверсії CH_4 , а отже, і його енергоємність зменшується майже у 3 рази. Додаток до стехіометричну суміш (із співвідношенням $\text{H}_2\text{O}/\text{CH}_4=1$) 0,6 об'єму кисню призводить до виділення значної кількості тепла, яка в 2,5 рази перевищує тепловий ефект реакції конверсії CH_4 чистим киснем.

У разі, якщо при сталості відношення $\text{H}_2\text{O}/\text{CH}_4$ зростання надлишку окислювача досягається тільки в результаті збільшення кількості кисню, що вводиться всього на 0,1 мольного обсягу (від 0,6 до 0,7), спостерігається зростання кількості тепла, що виділяється, майже в 1,5 рази (від 103,86 до 158,27 кДж). Присутність водню у вихідній газовій суміші дещо знижує абсолютне значення ΔH° . Зі збільшенням кількості введеного H_2

екзотермічність процесу незначно зменшується, що пов'язано зі зміною вмісту ($H_2 + H_2O$) та ($CO + CO_2$) у продуктах конверсії.

Встановлено, що в умовах надлишку окислювачів додаткове введення кисню (до 5-7% у перерахунку на вихідну суміш, багату на відновників) дозволяє повністю компенсувати енергетичні витрати на проведення ендотермічних реакцій парової та вуглекислотної конверсії природного газу.

УДК 547.211:542.943

О. М. Гришин, А. А. Надточій, В. О. Петренко

Український державний університет науки і технологій, Дніпро

КІНЕТИЧНІ ЗАКОНОМІРНОСТІ ГАЗОКИСНЕВОЇ КОНВЕРСІЇ МЕТАНУ

Аналіз термодинамічних особливостей конверсії природного газу на поверхні відновленого свіжого заліза свідчить про значні переваги процесу за участю окислювальної газової фази, що містить кисень. Результати дослідження кінетики каталітичного перетворення природного газу за допомогою CO_2 свідчать про те, що заміна окислювача вносить суттєві корективи у розвиток процесу. Зокрема, встановлено, що реакція вуглекислотної конверсії на поверхні каталізатора починає протікати з помітною швидкістю вище 873 К. При співвідношенні $CO_2/CH_4 \leq 0,5$ в газоподібних продуктах $P_{H_2} > P_{CO}$. Це свідчить про течію, поряд із зазначеною реакцією, реакцію розпаду метану. Швидкість реакцій парової та вуглекислотної конверсії описується одним і тим же рівнянням:

$$v = \frac{k \cdot P_{CH_4}}{1 + a \cdot P_{H_2O}/P_{H_2} + b \cdot P_{CO}} \quad (1)$$

де v - швидкість процесу; P_{CH_4} , P_{H_2O} , P_{H_2} , P_{CO} - парціальний тиск відповідних газів; k – константа швидкості реакції; a , b – постійні при $T = \text{const}$.

Результати досліджень свідчать про те, що при нормальному тиску та температурі 973 К, киснева конверсія протікає в 10 разів швидше реакції парової та вуглекислотної конверсії. При загальній тривалості перебування газів у конверторі 0,4-0,5 с для повного зв'язування O_2 досить близько 0,05 с. Таким чином, літературні відомості дозволяють припустити значний вплив добавок O_2 в конвертовану суміш на швидкість каталітичного перетворення природного газу.

Склад газової фази, що направляється на конверсію, змінювався в межах: 12 – 18% природного газу; 6 – 8% ($\text{H}_2\text{O}+\text{CO}_2$); 0 – 3% кисню. Водень, який забезпечував підтримку відновлювального потенціалу на рівні складу колошникового газу шахтної печі, вводили у кількості 70-85%. За його рахунок варіювали сумарну концентрацію природного газу та окислювачів у газовому потоці. Паровуглекислотну конверсію природного газу вивчали при 1033 і 1173 K на свіжовідновлених зернах окатишу ($T_{\text{мет.}} = 1033 \text{ K}$) фракції 0,5-2 мм. Маса залізного каталізатора становила 2,88 г, об'ємна витрата газів - $12 \cdot 10^{-3} \text{ м}^3/\text{год}$. Перетворенню піддавалися суміші стехіометричного складу, а також суміші з півторакратним надлишком ($\text{H}_2\text{O}+\text{CO}_2$) або природного газу: співвідношення $\text{H}_2\text{O}/\text{CO}_2$ варіювали. Результати досліджень свідчать, що ступінь конверсії знижувалася внаслідок надлишку понад стехіометрію природного газу. Слід також відзначити, що варіювання співвідношення $\text{H}_2\text{O}/\text{CO}_2$ у сумішах стехіометричного складу не позначається на величини α і η . Введення в систему кисню форсує процес і суміші зі стехіометричним співвідношенням природного газу і O_2 зростає α і η . Створення надлишку окислювача за допомогою кисню, проти надлишком H_2O і CO_2 , надає позитивний вплив за нормальної температури 1033K. Кисень прискорює конверсію природного газу, будучи у складі суміші з іншими окислювачами. Конверсія значною мірою залежить від часу контакту газової суміші з каталізатором (τ). Проведена серія експериментів, в яких повноту конверсії природного газу визначали в залежності від тривалості контакту суміші, що перетворюється, зі свіжовідновленим залізом. Отримані дані свідчать, що збільшення $m_{\text{кат}}$ і зниження W (у випробуваних межах) збільшує значення α і η . Збільшення τ вдвічі за рахунок висоти шару свіжовідновленого заліза забезпечувало зростання в 1,2-1,25 рази, а за рахунок зниження швидкості газового потоку в $\sim 1,13$ рази.

Вивчено вплив температурного режиму отримання залізного каталізатора та газоокисневої конверсії на ньому природного газу. У разі зростання $T_{\text{мет.}}$ та зниження $T_{\text{кон.}}$ збільшуються показники конверсії – α , η . Одночасне підвищення $T_{\text{мет.}}$ та $T_{\text{кон.}}$ позитивно позначається на перетворенні природного газу. Підйом $T_{\text{мет.}}$ призводить до дезактивації поверхні та її зменшення. Присутність кисню забезпечувало високі показники конверсії та зниження температури конверсії.

Висока ефективність використання O_2 у процесі гетерогенно-каталітичного перетворення природного газу, в основному пов'язана з прискоренням адсорбційно-хімічної ланки. Каталітична дія перехідних металів - Ni, Fe та ін. - пов'язана більшою мірою з наявністю незаповненої електронами $3d$ -оболонці. Вільні d -стани зумовлюють одночасну наявність донорних та акцепторних рівнів. Мають місце сприятливі умови для

електронних взаємодій адсорбату з поверхнею каталізатора і реагування компонентів конвертованої суміші один з одним у вигляді хімічно активних радикалів і атомів.

Ґрунтуючись на викладене вище, можна уявити подальший розвиток процесу наступним чином:

- дисоціативна адсорбція O_2 на поверхні свіжовідновленого заліза забезпечує появу високоактивних атомів кисню;

- атоми кисню, володіючи високою активністю, з високою швидкістю взаємодіють з радикалами метану;

- екзотермічність такої взаємодії призводить до перегріву каталізатора, сприяє покращенню теплового балансу та прискоренню взаємодії CH_4 з водяним паром та вуглекислим газом.

УДК 547.211:542.943

О. М. Гришин, А. А. Надточій, В. О. Петренко

Український державний університет науки і технологій, Дніпро

КІНЕТИЧНІ ЗАКОНОМІРНОСТІ ГАЗОКИСНЕВОЇ КОНВЕРСІЇ МЕТАНУ

Аналіз термодинамічних особливостей конверсії природного газу на поверхні відновленого свіжого заліза свідчить про значні переваги процесу за участю окислювальної газової фази, що містить кисень. Результати дослідження кінетики каталітичного перетворення природного газу за допомогою CO_2 свідчать про те, що заміна окислювача вносить суттєві корективи у розвиток процесу. Зокрема, встановлено, що реакція вуглекислотної конверсії на поверхні каталізатора починає протікати з помітною швидкістю вище 873 К. При співвідношенні $CO_2/CH_4 \leq 0,5$ в газоподібних продуктах $P_{H_2} > P_{CO}$. Це свідчить про течію, поряд із зазначеною реакцією, реакцію розпаду метану. Швидкість реакцій парової та вуглекислотної конверсії описується одним і тим же рівнянням:

$$v = \frac{k \cdot P_{CH_4}}{1 + a \cdot P_{H_2O}/P_{H_2} + b \cdot P_{CO}} \quad (1)$$

де v - швидкість процесу; P_{CH_4} , P_{H_2O} , P_{H_2} , P_{CO} - парціальний тиск відповідних газів; k – константа швидкості реакції; a , b – постійні при $T = \text{const}$.

Результати досліджень свідчать про те, що при нормальному тиску та температурі 973 К, киснева конверсія протікає в 10 разів швидше реакції парової та вуглекислотної конверсії. При загальній тривалості перебування газів у конверторі 0,4-0,5 с для повного зв'язування O_2 досить близько 0,05 с. Таким чином, літературні відомості дозволяють припустити значний вплив добавок O_2 в конвертовану суміш на швидкість каталітичного перетворення природного газу.

Склад газової фази, що направляється на конверсію, змінювався в межах: 12 – 18% природного газу; 6 – 8% (H_2O+CO_2); 0 – 3% кисню. Водень, який забезпечував підтримку відновлювального потенціалу на рівні складу колошникового газу шахтної печі, вводили у кількості 70-85%. За його рахунок варіювали сумарну концентрацію природного газу та окислювачів у газовому потоці. Паровуглекислотну конверсію природного газу вивчали при 1033 і 1173 К на свіжовідновлених зернах окатишу ($T_{мет.} = 1033$ К) фракції 0,5-2 мм. Маса залізного каталізатора становила 2,88 г, об'ємна витрата газів - $12 \cdot 10^{-3}$ $nm^3/год$. Перетворенню піддавалися суміші стехіометричного складу, а також суміші з півторакратним надлишком (H_2O+CO_2) або природного газу: співвідношення H_2O/CO_2 варіювали. Результати досліджень свідчать, що ступінь конверсії знижувалася внаслідок надлишку понад стехіометрію природного газу. Слід також відзначити, що варіювання співвідношення H_2O/CO_2 у сумішах стехіометричного складу не позначається на величини α і η . Введення в систему кисню форсує процес і суміші зі стехіометричним співвідношенням природного газу і O_2 зростає α і η . Створення надлишку окислювача за допомогою кисню, проти надлишком H_2O і CO_2 , надає позитивний вплив за нормальної температури 1033К. Кисень прискорює конверсію природного газу, будучи у складі суміші з іншими окислювачами. Конверсія значною мірою залежить від часу контакту газової суміші з каталізатором (τ). Проведена серія експериментів, в яких повноту конверсії природного газу визначали в залежності від тривалості контакту суміші, що перетворюється, зі свіжовідновленим залізом. Отримані дані свідчать, що збільшення $m_{кат}$ і зниження W (у випробуваних межах) збільшує значення α і η . Збільшення τ вдвічі за рахунок висоти шару свіжовідновленого заліза забезпечувало зростання в 1,2-1,25 рази, а за рахунок зниження швидкості газового потоку в $\sim 1,13$ рази.

Вивчено вплив температурного режиму отримання залізного каталізатора та газокисневої конверсії на ньому природного газу. У разі зростання $T_{мет.}$ та зниження $T_{кон.}$ збільшуються показники конверсії – α , η . Одночасне підвищення $T_{мет.}$ та $T_{кон.}$ позитивно позначається на перетворенні природного газу. Підйом $T_{мет.}$ призводить до дезактивації

поверхні та її зменшення. Присутність кисню забезпечувало високі показники конверсії та зниження температури конверсії.

Висока ефективність використання O_2 у процесі гетерогенно-каталітичного перетворення природного газу, в основному пов'язана з прискоренням адсорбційно-хімічної ланки. Каталітична дія перехідних металів - Ni, Fe та ін. - пов'язана більшою мірою з наявністю незаповненої електронами $3d$ -оболонці. Вільні d -стани зумовлюють одночасну наявність донорних та акцепторних рівнів. Мають місце сприятливі умови для електронних взаємодій адсорбату з поверхнею каталізатора і реагування компонентів конвертованої суміші один з одним у вигляді хімічно активних радикалів і атомів.

Ґрунтуючись на викладене вище, можна уявити подальший розвиток процесу наступним чином:

- дисоціативна адсорбція O_2 на поверхні свіжовідновленого заліза забезпечує появу високоактивних атомів кисню;

- атоми кисню, володіючи високою активністю, з високою швидкістю взаємодіють з радикалами метану;

- екзотермічність такої взаємодії призводить до перегріву каталізатора, сприяє покращенню теплового балансу та прискоренню взаємодії CH_4 з водяним паром та вуглекислим газом.

Л. О. Гудим, В. Б. Семакова, Ю. В. Хавалиць

Приазовський державний технічний університет, м. Маріуполь

**ПІДВИЩЕННЯ ІНТЕНСИВНОСТІ ГАЗОВОГО ПОТОКУ РОЗПОДІЛЕННЯМ
РУДНОГО ГРЕБЕНЯ НА КОЛОШНИКУ**

Економічній роботі доменної печі (ДП) сприяє найбільш рівномірний розподіл залізорудних матеріалів по радіусу колошника. Проте плавний рух шихти в печі забезпечується створенням зони з високою газопроникністю в центрі колошника. Біля стін печі зазвичай спостерігається дещо розвинений газовий потік порівняно з проміжною зоною колошника, в якій зосереджена найбільша кількість рудних матеріалів (рудний гребінь). В районі рудного гребеня виникає нестача відновного газу, що приводить до зниження ступеня його використання та зростання питомої витрати коксу [1, с. 1].

Завантаження ДП безконусним завантажувальним пристроєм (БЗП) дозволяє гнучко регулювати по радіусу колошника розподіл рудних навантажень на кокс, який зворотно пропорційно пов'язаний з розподілом газу. В зонах з найбільшим рудним навантаженням на кокс проходить найменша кількість газу, який має порівняно низьку температуру.

Сучасна доменна піч обладнана системою термозондів, за допомогою яких контролюється температура газового потоку по 8 точках радіусу колошника над поверхнею засипки шихти. На рисунку 1 суцільною лінією показано розподіл відносних температур газу по радіусу колошника при завантаженні залізорудних порцій в ДП переважно на одній станції R(n) нахилу розподільного лотка БЗП (з формуванням зосередженого рудного гребеня), що спрямовує шихту в периферійну зону, ближче до межі з проміжною зоною колошника.

Коксові порції завантажувалися переважно на суміжній, у бік осі ДП, станції лотка R(n-1), та періодично на станції, яка спрямовує кокс безпосередньо до вісі. В результаті переміщення шихти протягом завантаження до вісі ДП рудний гребінь утворюється в проміжній зоні, ближче до межі з центральною рівновеликою зоною, та характеризується мінімальною температурою газу. Протяжність зони з пониженою газопроникністю, яка характеризується температурами газу, меншими (< 1 відн. од.) за середню температуру T_{cp} по радіусу колошника r_k , становила 0,50 r_k .

З метою підвищення інтенсивності руху газу в районі рудного гребеня та ступеня використання відновної здатності газового потоку залізорудні матеріали завантажувалися розподіленим гребенем на трьох послідовних станціях нахилу лотка $R(n+1)$, $R(n)$, $R(n-1)$, а кокс – на станції, відповідній середині рудного гребеня $R(n)$ [1, с. 1]. Ступінь використання газу по CO підвищився на 2 %. Зміну радіального розподілу відносних температур газу за інформацією термозондів показано штриховою лінією на рисунку 1, з якого видно, що протяжність зони з пониженою газопроникністю зросла на 0,12 гк.

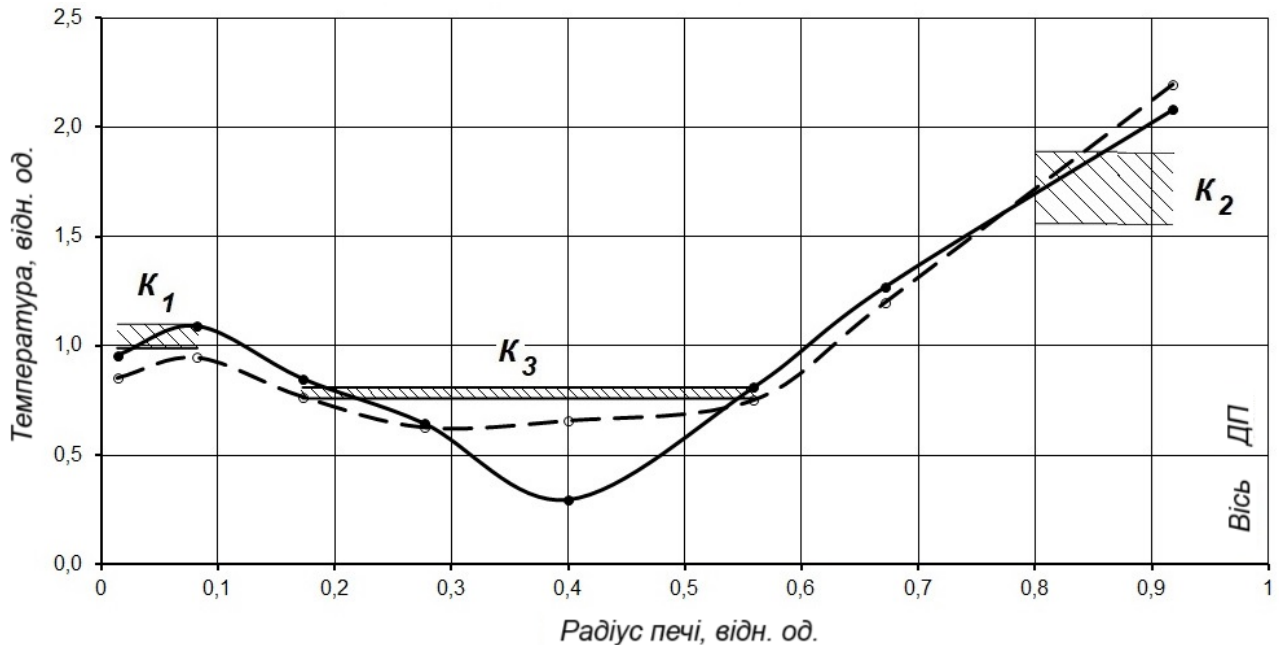


Рис. 1 – Розподіл відносних температур газу по радіусу колошника ДП

За методикою ІЧМ [2, с. 391] визначено температурні показники розподілу газового потоку: K_1 – розвиток периферійного потоку (відношення середньої температури газу в периферійній зоні до T_{cp}); K_2 – розвиток осьового потоку (відношення температури газу біля вісі до T_{cp}); K_3 – газопроникність проміжної зони (відношення середньої температури газу в проміжній зоні до T_{cp}).

Перехід до завантаження залізорудних матеріалів розподіленим гребенем сприяв підвищенню газопроникності та відносної температури газу в проміжній зоні: K_3 з 0,65 до 0,70 відн. од. При цьому відносна температура газового потоку в периферійній зоні дещо знизилася: K_1 змінився з 1,02 до 0,90 відн. од., а в осьовій – підвищилася: K_2 – з 2,08 до 2,20 відн. од. Деяке зближення температур газового потоку ($K_1 / K_3 = 1,57$ – при формуванні зосередженого рудного гребеня, $K_1 / K_3 = 1,28$ – при формуванні розподіленого рудного гребеня) свідчить про відповідне вирівнювання розподілу рудних навантажень на кокс у периферійній і проміжній зонах колошника, що забезпечило більш економічну роботу доменної печі зі зниженням питомої витрати коксу на 1 %.

Площа центральної зони з високою газопроникністю, що характеризується температурою газу, більшою за $T_{\text{ср}}$, скоротилася на 1,6 % (абс.).

В ІЧМ [3, с. 804] встановлено оптимальні діапазони зміни показників розподілу газового потоку в умовах роботи печі, обладнаної БЗП, з вдуванням природного газу та пиловугільного палива в досліджуваних періодах: $K_1 = 0,99 \div 1,10$; $K_2 = 1,56 \div 1,89$; $K_3 = 0,76 \div 0,81$ (рис. 1, заштриховані області), в яких досягнуто низьку витрату сумарного палива при відносно високій продуктивності печі. Оптимальні діапазони зміни даних показників визначаються для окремих доменних печей і різних режимів роботи печей. За наведеними ІЧМ даними оптимальний розвиток периферійного газового потоку порівняно з проміжною зоною становить $K_1 / K_3 = 1,33$, а оптимальний розвиток осьового потоку – $K_2 / K_3 = 2,21$.

Найбільш економічна робота доменної печі з формуванням розподіленого рудного гребеня на колошнику характеризувалася наближенням температур газу в периферійній та проміжній зонах: $K_1 / K_3 = 1,28$, при більшому розвитку осьового газового потоку: $K_2 / K_3 = 3,20$.

Список літератури

1. Пат. 47820 UA, МПК C21B7/20 Спосіб завантаження доменної печі / О. А. Томаш, В. П. Тарасов, Л. В. Биков [та ін.]. – № а 2001 096645; заявл. 28.09.2001; опубл. 15.07.2002. – Бюл. № 7.
2. Semenov Yu. S., Shumel'chik E. I., Horupakha V. V. et al. Using Thermal Probes to Regulate the Batch Distribution in a Blast Furnace with Pulverized-Coal Injection // Steel in Translation. 2017. Vol. 47. № 6. P. 389 – 393.
3. Semenov Yu. S., Shumel'chik E. I., Horupakha V. V. [Expert Module of the Thermal Probes System for Blast Furnace Charging Control](#) // Steel in Translation. 2018. Vol. 48. № 12. P. 802 – 806.

О. В. Гупало¹, О. О. Єрьомін¹, Л. Б. Кабакова², Ю. М. Радченко¹

¹Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

²[Інститут геотехнічної механіки ім. М.С. Полякова НАН України](#) (ІГТМ), Дніпро

ВИКОРИСТАННЯ ВІДНОВЛЮВАЛЬНОГО ВОДНЮ В МЕТОДИЧНИХ ПЕЧАХ

Металургія є важливою галуззю економіки України. Частка металургії у загальному обсязі викидів діоксиду вуглецю (CO_2) складає 23 % [1], а питомі викиди CO_2 досягають 2,369 т/т виробленої сталі [2]. Одним з шляхів зменшення викидів парникових газів є використання відновлювального водню в якості альтернативи вичерпаному паливу. З огляду на відносні дефіцит та високу вартість відновлювального водню найбільш привабливим є його використання у суміші з природним газом.

В Україні на виробництво прокату витрачається до 24,5 % природного газу від його загально споживання металургією [3, 4]. Тому зменшення викидів CO_2 у прокатному виробництві за рахунок використання відновлювального водню є актуальною задачею.

В даній роботі досліджено теплову роботу методичної печі при її опаленні сумішшю природного газу та відновлювального водню з вмістом водню у суміші від 0 до 100 %; розраховано питомі витрати природного газу і водню та викиди CO_2 в атмосферу в залежності від складу палива; визначено ціну відновлювального водню, при якій його використання в методичній печі є економічно доцільним.

Для дослідження теплової роботи печі використано математичну модель [5-7], яка дозволяє виконувати розрахунки процесів спалення палива та теплообміну випромінюванням в системі "газ-футерівка-метал" з урахуванням конвективної тепловіддачі, визначати теплові втрати печі та витрати палива, повітря та димових газів, розраховувати теплообмін в рекуператорі та визначати температуру підігріву повітря горіння. Екологічні показники роботи печі, такі як масовий, питомий та річний викиди CO_2 , визначалися за результатами розрахунків витрати палива на нагрівання металу в залежності від складу палива.

Дослідження виконано для наступних вихідних даних: продуктивність печі – 100 т/год; розміри слябів, що нагріваються 350×1850×3140 мм; матеріал слябів – Ст 3сп; кількість слябів в печі – 34; річний об'єм виробництва 700 тис. т/рік; тривалість нагрівання металу – 5.4 год; температура посадки металу 20 °С; кінцеві параметри нагрівання слябів: температура поверхні 1220 °С; перепад температур по товщині слябу

20 °С.

Розрахунки виконано для випадків опалення печі природним газом, або сумішшю природного газу та відновлювального водню зі вмістом водню в суміші 25, 50 і 75 %, та для випадку переведення печі на опалення «чистим» воднем. Теплота згоряння природного газу та відновлювального водню, відповідно, 36832,7 та 10760 кДж/м³. Прийнято, що на спалювання палива подається атмосферне повітря зі вмістом кисню 21 %. Коефіцієнт витрати повітря 1.03.

Як показали дослідження, зростання частки водню в суміші з 0 до 1 призводить до збільшення витрати палива на піч з 4562 до 15166 м³/год, зменшення витрати повітря і димових газів, відповідно з 45936 до 37192 м³/год і з 50612 до 44775 м³/год, збільшення коефіцієнтів використання теплоти палива та корисної дії печі. Останній збільшується з 48,8 до 50,2 % при повній заміні природного газу воднем.

Результати розрахунків питомих витрат палива та викидів діоксиду вуглецю наведено на рис 1. З рисунка видно, що зі збільшенням частки водню в суміші зменшення викидів CO₂ зростає. Так, переведення печі з природного газу на суміш зі вмістом водню 25% забезпечує зниження питомого викиду CO₂ на 8,59 кг/т металу, в той час як заміна суміші зі вмістом водню 75 % на «чистий» водень забезпечує зменшення питомого викиду CO₂ на 48,41 кг/т металу.

Економічну доцільність застосування водню в нагрівальних печах без урахування капітальних витрат на впровадження заходу, штрафів на перевищення викидів діоксиду вуглецю або можливої вигоди від продажу квоти на його викиди можна оцінити за витратами на паливо, виходячи з умови:

$$FC_{ng} \leq FC_m, \quad (1)$$

де $FC_{ng} = b_{pg} \cdot C_{pg}$ – питомі витрати на паливо, при опаленні печі природним газом, \$/т металу; $FC_m = b_m \cdot (X_{pg} \cdot C_{pg} + X_h \cdot C_h)$ – питомі витрати на паливо, при застосуванні суміші природного газу і водню (або «чистого» водню), \$/т металу; b_{pg} – питома витрата палива при опаленні печі природним газом, м³/т металу; b_m – питома витрата палива при опаленні печі сумішшю природного газу з воднем, м³/т металу; C_{pg} и C_h – вартість природного газу і водню відповідно, \$/м³; X_{pg} и X_h – частки природного газу і водню в паливній суміші.

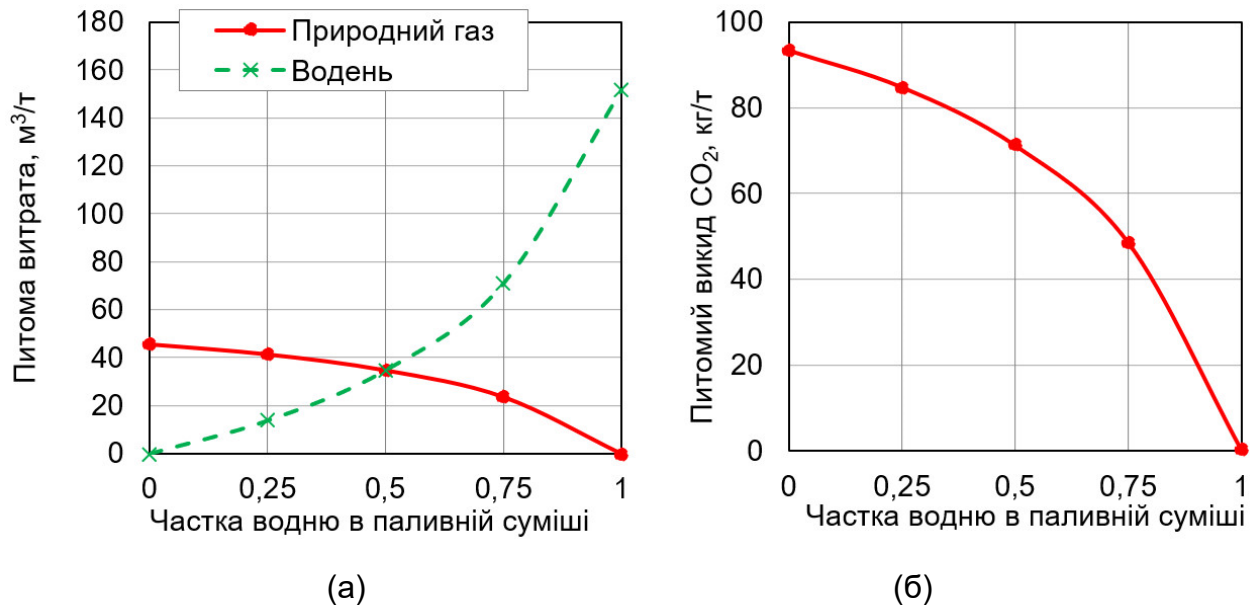


Рис. 1 – Зміна питомих витрат природного газу та водню (а) і питомого викиду діоксиду вуглецю (б) в залежності від складу паливної суміші

З рівняння (1) випливає, що використання водню для опалення печі не призведе до збільшення витрат на нагрівання металу при співвідношенні цін на водень і природний газ (C_h / C_{pg}):

$$\frac{C_h}{C_{pg}} \leq \frac{b_{pg} - b_m \cdot X_{pg}}{b_m \cdot X_h} \quad (2)$$

Як показали розрахунки, таке співвідношення цін на палива майже не залежить від показників енергоефективності печі та частки водню в паливній суміші і складає $C_h / C_{pg} \leq 0,301-0,312$.

Слід зауважити, що переведення печі на опалення воднем потребує її реконструкції, пов'язаної зі заміною газопроводів та пальників печі. Тому для металургійних підприємств України найбільшу цікавість має використання водню у суміші з природним газом без зміни існуючої конструкції металургійних агрегатів або з мінімальними затратами на їх реконструкцію. Більшість дослідників вважають, що в промислових агрегатах без заміни пальників та метрологічного обладнання можна та цілком безпечно використовувати суміш із вмістом водню до 25% [8, 9].

Для печі, що розглядається, заміна природного газу його сумішшю з воднем при вмісті водню 25 % дозволить знизити витрату природного газу на нагрівання металу з 45,62 до 41,42 м³/т за рахунок використання 13,81 м³/т водню, що в свою чергу дозволить знизити викиди CO₂ на 8,59 кг/т металу, або 6,01 тис. т/рік.

Впровадження заходу не призведе до збільшення витрат на нагрівання металу

при співвідношенні цін на водень і природний газ $C_h / C_{pg} = 0,304$. При вартості природного газу 1000 \$/тис. м³ захід можна вважати економічно доцільним при вартості водню 304 \$/тис. м³ або 3,40 \$/кг.

Список літератури

1. Бабаченко, О. І. Перспективи декарбонізації металургійних технологій / О. І. Бабаченко, Л. Г. Тубольцев, О. Є. Меркулов // *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. – 2021. – Вип. 35. – С. 4-33. DOI: 10.52150/2522-9117-2021-35-4-33.
2. Shatokha, V. Potential Means to Reduce CO₂ Emissions of Iron and Steel Industry in Ukraine Using Best Available Technologies / V. Shatokha, E. Matukhno, K. Belokon, G. Shmatkov, J. Sustain // *Metall.* – 2020. – No 6. – P. 451–462. DOI: 10.1007/s40831-020-00289-0.
3. Мищенко, И. М. Черная металлургия и охрана окружающей среды / И. М. Мищенко. – Донецк : ГВУЗ ДонНТУ, 2012. – 446 с.
4. Венгер, В. В. Тенденції та вектори розвитку металургійної галузі України / В. В. Венгер, Н. І. Романовська, М. Б. Чижевська // *Агросвіт*. – 2022. – № 4. – С. 37-47. DOI: 10.32702/2306-6792.2022.4.37.
5. Губинский, В. И. Металлургические печи : Теория и расчеты / В. И. Губинский [та ін.]. – Минск : Белорусская наука, 2007. – Т. 1. – 596 с.
6. Губинский, В. И. Металлургические печи : Теория и расчеты / В. И. Губинский [та ін.]. – Минск : Белорусская наука, 2007. – Т. 2. – 832 с.
7. Румянцев, В. Д. Теория тепло- и массообмена / В. Д. Румянцев // *Днепропетровск : Пороги*, 2006. – 532 с.
8. Shkarovskiy, A. Interchangeability and standardization of the parameters of combustible gases when using hydrogen / A. Shkarovskiy, A. Koliienko, V. Turchenko // *Architecture and Engineering*. – 2022. – Vol. 7. – Issue 1. – P. 33-45. DOI: 10.23968/2500-0055-2022-7-1-33-45
9. Стеценко, А. А. Влияние водорода на физические свойства природного газа и метрологические характеристики систем его учета / А. А. Стеценко, С. Д. Недзельський, В. А. Науменко // *Метрологія та прилади*. – 2019. – № 6. – С. 45-50. DOI: 10/33955/2307-2180(6)2019.45-50

Д. В. Єськов, Є. М. Сігарьов, А. А. Похвалітий, М. А. Кащєєв

Дніпровський державний технічний університет, Кам'янське

РЕСУРСОЗБЕРІГАЮЧІ ДУТТЬОВІ РЕЖИМИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ЗАГЛИБНИХ ФУРМ

Для забезпечення надійної та довготривалої роботи заглибних фурм, що використовують у процесах ковшової десульфурзації чавуну перед конвертерною переробкою, необхідні сучасні надійні засоби подачі порошкоподібних реагентів крізь сопла наконечника фурми, оптимальна схема вогнетривкого футерування стовбура фурми та раціональні режими її експлуатації. До найбільш розповсюдженої у промисловості конструкції наконечника відносять Т-подібний, що має 2 сопла, розміщені на одній осі у протилежних напрямках.

Якість складових, використаних для виготовлення вогнетривкого футерування та концепція футерівки у значній мірі визначають тривалість експлуатації фурми. В процесі обробки рідкого чавуну фурми для введення десульфураторів експлуатуються в складних умовах. Крім різких теплових ударів і корозійного зносу внаслідок хімічної дії покривного шлаку, стовбур фурми та її футерування зазнають значних механічних навантажень, - інтенсивною вібрацією і різкими поштовхами, викликаними бурхливим перебігом процесу десульфурзації. В цих умовах на термін служби фурми впливають не тільки властивості вогнетривких матеріалів і спосіб їх нанесення, але й технологія введення реагентів, конструкція металевого каркасу, спосіб закріплення футерівки, якість її ремонту та інші чинники.

Відшарування футерівки у випадках відсутності армування, тенденція до вигину фурми по границі зони армування (при армуванні сталевими кутами), виникнення повздовжніх тріщин при армуванні плоскими (50x6 мм) та колоподібними прутками (діам. 25-32 мм) з нестачею пружності та відшаруванням футерівки та зниження інтенсивності відшарування при використанні U-подібних кріплень на прутку діам. 25мм свідчать про доцільність подальших досліджень умов та особливостей руйнування та відшарування вогнетривкого шару. **Для зменшення схильності футерівки до розтріскування у вогнетривку масу виробники фурм додають дріт різних фракцій (довжини та діаметру волокон) з корозійностійкої сталі.**

Так, наприклад, за даними промислового використання, при складі вогнетривкого футерування, %: 3,0 CaO; < 48,0 SiO₂; > 44,0 Al₂O₃; < 1,4 Fe₂O₃; з зернами бетону

фракцій 0-6 мм й армуванням 4-ма сталевими кутами, стійкість футерівки фурм українського виробника складає 67-72 обробок чавуну. Використання фурм закордонного виробника, з футеруванням з зернами (0-6 мм) бетону складу, %: 40,0 SiO₂; 51,0 Al₂O₃; 1,0 Fe₂O₃; 3,0 MgO; 1,2 TiO₂ та 0,3 Al, фракцій, введенням 3% сталеві фібри й армуванням трьома сталевими кутами, у східних умовах експлуатації дозволяє забезпечити вже 158-166 обробок чавуну.

За результатами промислової експлуатації фурм встановлено, що утворення тріщин відіграє більш значну роль у руйнуванні футерівки, ніж корозія. Утворенню тріщин сприяє також те, що несуча труба має загально прийняті різними виробниками підсилюючі елементи для виключення її прогинів. Різна товщина слоїв вогнетривкого бетону в місцях посилення і поза цих місць сприяє розтріскуванню та відшаруванню футерівки по всій її довжині.

За результатами аналізу промислових даних пошкодження вогнетривкого футерування на стовбурі фурм виявлені як на відстані 1,2-1,5 м від накопичника фурми (у цій зоні виявлено переважний розвиток тріщин), так і в зоні шлакового поясу. Переродження мікро- у макротріщини при чергуванні нагрівання і охолодження фурми, в умовах заповнення останніх рідким чавуном, призводить як до відшарування вогнетриву, так і до руйнування металеві конструкції з подальшим обривом фурми.

Описані вище проблеми характерні і для умов експлуатації заглибних Т-подібних фурм для ковшової десульфурзації чавуну на УДЧ у КЦ ПрАТ «Камет-Сталь».

Вочевидь, виробникам заглибних фурм доцільно включати в стратегію проектування футерівки наступні фактори: термомеханічні напруження, що виникають при відхиленні від робочої (проектної) температури; утворення змішаних кристалів та нових з'єднань при хімічній взаємодії з покривним шлаком, що змінює свій склад по ходу обробки; механічну ерозію, що виникає при контакті металевого розплаву в умовах переміщення останнього вздовж стовбура фурми по ходу вдування реагентів у потоці газу-носію та т. ін.

Для моделювання складних металургійних процесів, розрахунку режимів нагріву й охолодження та їх впливу на футерування, а також визначення ефективності систем продування ковшової ванни широко застосовуються методи розрахункової гідродинаміки (CFD), аналізу методом кінцевих елементів (FEA), ізотермічного та прямого висо-

котемпературного експерименту [1]. Крім того, з використанням програмного комплексу FactSage, виконуються термодинамічні розрахунки для моделювання шлакових режимів та механізмів корозії футерування.

На окрему увагу заслуговує набуття знань щодо енергетичних принципів стабільності тріщин у футеруванні при їхньому виникненні та розвитку. Термодинамічні концепції «сталої» та «хиткої» рівноваги, «розвитку та гальмування тріщини» пов'язані з механічними напруженнями при роботі футерування фурми у розплаві та її пошкодженнями при термоударі.

Ковшова ванна, що барботується газовими потоками, сформованими при вдуванні газових або газопорошкових струменів крізь сопла заглибної фурми, є вкрай нестабільною системою. У глибині зон барботажу розвивається сильна турбулентність з відповідними швидкостями масопереносу та масообміну; пульсації швидкості розплаву можуть сягати до 50% від середніх значень швидкості у потоці. Руйнування вогнетривкого бетону внаслідок безпосередньої хімічної взаємодії з розплавом чавуну малоймовірно. Як і забруднення металеві ванни вогнетривками фурми при температурах до 1600°C. Зазвичай потоками металу найбільш інтенсивно розмивається поверхня футерування у зоні, наближеній до максимального газопотоку.

Спокійніше протікання процесу при кращих результатах десульфурзації і меншій тривалості обробки досягається застосуванням багатосоплових та обертових фурм [3]. В той же час, на сьогодні останні отримали суттєво менше розповсюдження у промисловій практиці.

Порівняльний аналіз особливостей руйнування футерування заглибної стаціонарної та обертової фурм в зонах контакту з металевим розплавом (нижче границі «шлак-метал») по ходу вдування газу проводили з використанням моделі 230-т заливального ковшу конвертерного цеху ПрАТ «Камет-Сталь». Використано авторську методику ізотермічного моделювання гідрогазодинамічних процесів. У якості модельних речовин використовували воду, у якості моделі вогнетриву футерування фурми – кристалізований шар з діамиду вуглецевої кислоти ($\text{CO}(\text{NH}_2)_2$), що наморожували на металеву трубу для подачі газу (стисненого компресорного повітря).

Футерування фурми було умовно поділено на п'ять «зон» за її висотою з метою вивчення особливостей та глибини руйнування у кожній з виділених «зон». Використовували Т-подібні наконечники (для обертової та стаціонарної фурм) та з наконечник з двома соплами, розміщеними під кутом 45 град. до осі фурми (для стаціонарної фурми).

У ванну моделі ковша перед початком вдування газу вводили індикатори з «нульовою» плавучістю для вивчення гідродинаміки. Швидкість обертання заглибної фурми змінювали в межах від 1 до 100 об/хв (V), витрату газу на продування ванни - від 0,1 до 1,0 м³/хв (Q), кут нахилу сопел наконечника від 45 до 90 град (α).

Визначені характерні траєкторії руху рідини вздовж стовбура фурми та у стін ковша, характер розвитку та особливості утворення реакційної та циркуляційних зон, характер та особливості руйнування футерування фурми у кожній зі «зон» на її поверхні. За результатами обробки отриманих даних отримані математичні моделі для кожної із «зон» на поверхні футерування фурми, виконано перевірку статистичної значущості вибіркового коефіцієнтів регресії. Наприклад, для першої зони на футерівці фурми, модель, що описує вплив досліджених факторів на глибину зносу футерівки, у натуральних величинах має вигляд:

$$\Delta_1^{\text{нат}} = 4,759 + 0,0998 \cdot V + 0,62 \cdot Q - 0,116 \cdot V \cdot Q$$

а для п'ятої зони: $\Delta_5^{\text{нат}} = 6,185 + 0,074 \cdot V - 4,3845 \cdot Q - 0,07755 \cdot V \cdot Q$

На основі чисельного моделювання з використанням отриманих моделей побудовані відповідні поверхні відгуку. Так, вплив підвищення витрати газу при зміні швидкості обертання фурми у діапазоні від 1 до 100 об/хв на глибину руйнування футерівки, представлено на рис. 1.

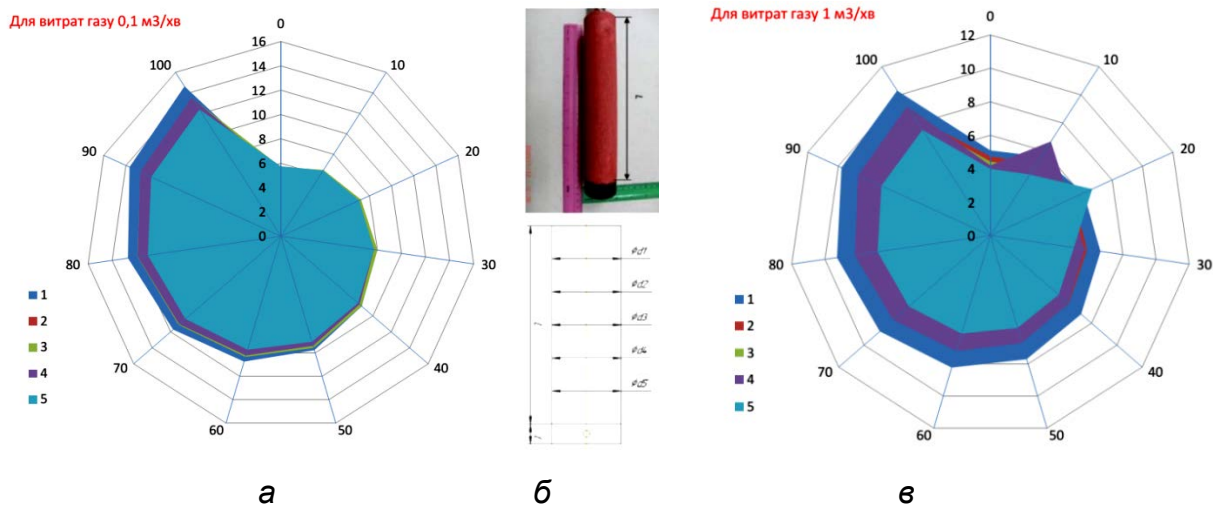


Рис. 1 - Топографія зносу вогнетривкого футерування заглибної фурми в залежності від витрат газу та швидкості обертання фурми (1-100 об/хв): а, в – витрати газу 0,1 та 1,0 м³/хв; б – вигляд моделі футерівки заглибної фурми та схема розміщення досліджених «зон» на поверхні футерування (1-5 на графіках)

При витратах газу до 0,5 м³/хв характер зносу футерування по висоті фурми (профіль зносу) практично незмінний, крім ділянки між 3-й та 5-й зонами (є пік при збільшенні швидкості обертів фурми у 4-й зоні). Після збільшення витрат понад 0,5 м³/хв виникає «пік» у діапазоні 0-30 об/хв. на у зоні 4, який зберігається і при подальшому підвищенні витрат газу.

Для стаціонарної фурми, у свою чергу, встановлені характерні особливості нерівномірності зносу футерування у різних «зонах» (рис. 1, б). Для першої зони на футерівці фурми, модель, що описує вплив досліджених факторів на глибину зносу футерівки стаціонарної фурми, у натуральних величинах має вигляд:

$$\Delta_1^{\text{нат}} = -4,458 + 0,16 \cdot \alpha - 7,555 \cdot Q + 0,213 \cdot \alpha \cdot Q$$

а для п'ятої зони: $\Delta_5^{\text{нат}} = 8,566 - 0,0879 \cdot \alpha + 13,44 \cdot Q + 0,022 \cdot \alpha \cdot Q$

Визначено, що при мінімальній витраті газу та куті нахилу сопел фурми 90 град. максимальна глибина руйнування шару CO(NH₂)₂ спостерігається у поверхні ковшової ванни. У свою чергу, при мінімальній витраті газу та куті нахилу сопел фурми у 45 град. мінімальний знос шару CO(NH₂)₂ - у поверхні ванни, а підвищений, хоч і відносно рівномірний (у середньому 5,6 мм), виникає на невеликій відстані від торця фурми (у зоні, наближеній до зони виходу газу) (рис. 2).

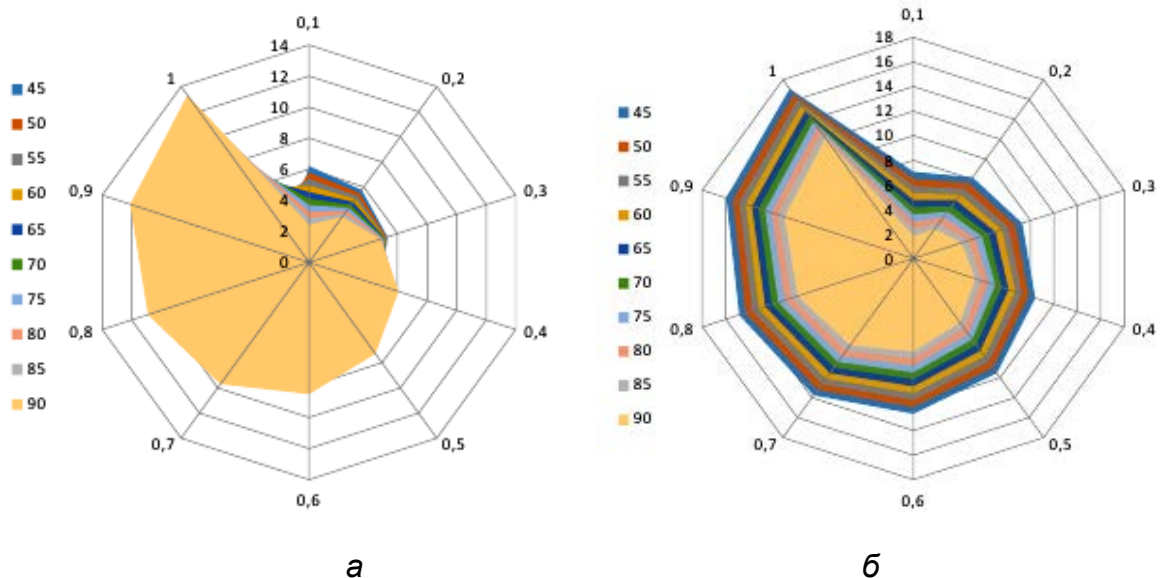


Рис. 2 - Топографія зносу вогнетривкого футерування заглибної фурми в залежності від витрат газу (0,1-1,0 м³/хв) та кута нахилу сопел наконечника (45-90 град): а – для зони 3; б – для зони 4 на поверхні вогнетривкого футерування

При максимальній витраті газу та куті нахилу сопел фурми у 90 град. максимальний знос шару $\text{CO}(\text{NH}_2)_2$ у поверхні ванни та підвищений – у зоні виходу газу з сопел. При максимальній витраті газу та куті нахилу сопел фурми 45 град максимальний знос шару $\text{CO}(\text{NH}_2)_2$ у зоні виходу газу з сопел, а нерівномірний, підвищений у порівнянні з іншими зонами на стовбурі фурми знос, спостерігається у поверхні ковшової ванни.

Висновки. Для обертової фурми, у досліджених умовах, до визначального на глибину та інтенсивність зносу футерування фурми фактору, можна віднести швидкість обертання фурми. У глибині барботажно́ї зони розвивається сильна турбулентність з відповідними швидкостями масопереносу та масообміну; пульсації швидкості розплаву можуть сягати до 50% від середніх значень швидкості у потоці. Максимізація зносу «вогнетривкого» шару спостерігається при максимальних витратах газу-носію. Найменший знос - при мінімальних витратах газу, у зоні, наближеній до зони виходу газу при куті нахилу сопел фурми у 90 град. Для стаціонарної фурми, максимальний знос вогнетривкого шару, як при куті нахилу сопел у 90, так і у 45 град., спостерігається також при максимальних витратах газу-носію. В той же час, при куті нахилу сопел у 45 град. по мірі збільшення відстані від зони виходу газу по висоті стовбура фурми, величина зносу, у порівнянні з 90 град., зменшується і складає від 6 до 15% (від глибини зносу шару $\text{CO}(\text{NH}_2)_2$) футерування фурми з соплами з кутом у 90 град. у середній частині фурми, до 23% - у поверхні ванни відповідно. Найменший знос шару $\text{CO}(\text{NH}_2)_2$ спостерігається при мінімальних витратах газу, у зоні, наближеній до зони виходу газу при куті сопел фурми у 90 град. За аналогічних умов, при куті сопел фурми у 45 град., знос шару $\text{CO}(\text{NH}_2)_2$ більше на 24-35% у нижніх зонах фурми, і менше, на 26-65% - у верхніх горизонтах ванни.

Список літератури

1. Особливості формування зони хвиль та сплесків на поверхні ковшової ванни / Є.М. Сігарьов, Г.Ю. Крячко, О.В. Довженко [та ін.] // Зб. наукових праць ДДТУ (технічні науки). 2021, вип.2 (39). С. 3-10.
2. Ковшечая десульфурация чугуна вдуванием диспергированного магния через погруженную вращающуюся фурму / Е.Н. Сигарев, А.Г. Чернятевич, К.И. Чубин, С.А. Зарандия // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2010. №7(265). С. 106-110.
3. Спосіб десульфуратії чавуну диспергованим магнієм та пристрій для його здійснення: пат. 104946 Україна: заявл. 17.10.2012, опубл. 25.03.2014, Бюл. №6.

УДК 669

В. В. Єфименко, М. М. Бойко, Н. В. Полякова, С. В. Журавльова, О. А. Танчев

Український державний університет науки і технологій, Дніпро

АНАЛІЗ МОЖЛИВОСТІ ВИКОРИСТАННЯ БІОМАТЕРІАЛІВ ПРИ ОБПАЛІ ОКАТИШІВ

Оскільки велика частка забруднення повітря викликана спалюванням викопного палива, таких як вугілля та нафта, скорочення цих видів палива може значно скоротити забруднення повітря. Дуже ефективним засобом зниження забруднення повітря є перехід на відновлювану енергію.

Як найбільш перспективне і доступне біопаливо розглядаються рослинні олії, джерелом яких є олійні рослини. Найбільше промислове значення мають такі види олій: бобова (соєва), рапсова, соняшникова, пальмова, кукурудзяна (маїсова), арахісова. Для природних умов України найбільш перспективним вважається ріпакова олія та палива на її основі. Ріпакова олія має близькі до дизельного палива фізико-хімічні властивості [1].

Технологія піролізу дозволяє виробляти біовугілля (біочар), яке можна у високих співвідношеннях змішувати з викопним вугіллям, внаслідок чого в останні десятиліття піроліз привертає велику увагу як ефективний метод перетворення біомаси в біопаливо [2]. Кінцевою метою цієї технології є виробництво високоцінного біовугілля для конкуренції з викопним паливом і, зрештою, для його заміни.

Основна його складова - це вуглець, що накопичувався в біомасі, що переробляється методом низькотемпературного піролізу. Найважливішими властивостями біовугілля є:

- пористість, що сприяє покращенню адсорбційних властивостей;
- хімічна інертність, завдяки якій матеріал не схильний до деструкції;
- стабільність при транспортуванні та зберіганні.

Піроліз біомаси – складний процес, який складається з одночасних та послідовних перетворень органічного матеріалу при його нагріванні в інертній атмосфері, за відсутності кисню. Термічне розкладання органічних компонентів біомаси починається в області температур 350-550 ° С і триває до 700 - 800 ° С [3, 4]. В умовах піролізу високомолекулярні сполуки біомаси, що містять вуглець, водень і кисень, перетворюються на газу, пари, що конденсуються (смола і масло) і твердий вуглецевмісний за-

лишок ("біоугілля"). Швидкість і ступінь розкладання кожного з цих компонентів залежить від параметрів здійснення процесу (температури, швидкості нагрівання, конструкції реактора тощо). Цілком очевидно, що внаслідок великої різноманітності видів біомаси, їх структури та складу процес піролізу не може бути обмежений лише одним реакційним шляхом.

В якості сировини для отримання біовугілля процесом піролізу використовують різні вуглецевмісні матеріали біологічного та антропогенного походження:

- садові та вуличні відходи, які можуть розкладатися природним шляхом (листя, коріння, гілки, трава, квіти);
- відходи лісової та деревообробної промисловості (стволи дерев, гілки кущів, виноградна лоза, кора, луб, тирса, стружка, тріска, деревні волокна);
- відходи сільськогосподарської діяльності (залишки врожаю, солома, шкаралупа, зерновий пил, лушпиння, стебла та листя рослин, субстрат для вирощування грибів);
- харчові відходи (залишки їжі на кухнях та в закладах громадського харчування, субпродукти харчової та кондитерської сфери, крохмаль, відходи перегінних установок на лікєро-горілчанних заводах, зерна, бактерії та пилки з виробництва пива, тютюну, винні опади, чайна та кавова гуща, яєчна);
- відходи плодоовочевої промисловості (відходи процесу миття, центрифугування, м'якоть плодів, кісточка, обрізки, шкірка та лушпиння); субпродукти тваринного походження (шкіра, пір'я, шерсть, кістки, екскременти);
- текстильні продукти; папір, картон, упаковка матеріалів.

В даний час найбільшу частку у світовому виробництві рослинних олій має: соєва олія (25%), пальмова (23%), рапсова (15%), решта олій (соняшникова, арахісова, бавовняна, кокосова, кукурудзяна та ін.) – менше 10 % кожне [5].

У Польщі співробітниками технічного університету м. Краків проведено дослідження з розробки технології гранулювання вугільних мулів з тирсою, відходами тютюнової промисловості та іншими відходами рослинного та тваринного походження з отриманням альтернативного палива [6]. Оптимальний склад суміші – 80-70% вугільних мулів та 20-30% відходів рослинного походження, при гранулюванні такої суміші утворюються міцні гранули крупністю 5-7 мм, зольність 50,2%, теплотворна здатність 7574,4 кДж/кг.

Полтавський ГЗК (входить до групи Ferrexpo) завдяки переходу на альтернативний вид палива – лушпиння соняшникового насіння за результатами 8 місяців 2016

року використав 98,9 млн. куб. метрів природного газу, що на 22% нижче за аналогічний показник за 2015 рік (126,6 млн. куб. метрів), — повідомляє прес-служба компанії.

З 1 серпня 2016 року всі 4 лінії у цеху виробництва котунів переведені на використання такого біологічного палива.

Економія коштів за рахунок застосування цієї технології за 8 місяців 2016 року становила понад 100 млн. гривень.

За словами голови правління Полтавського гірничо-збагачувального комбінату Віктора Лотоуса, використання альтернативного виду палива у серпні 2016 року порівняно з аналогічним місяцем 2015 року дало змогу заощадити понад 3,5 млн. куб. метрів природного газу, в середньому цей показник досягає 5 млн. куб. метрів газу щомісяця. За результатами року така економія становитиме до 60 млн. куб. метрів [7]. золи.

Список літератури

1. Селиванов Н.И., Доржеев А.А. Эффективность производства и использования биотоплива на основе рапсового масла в тракторных дизелях // Вестник КрасГАУ. 2008. № 4. С. 236.
2. Demirbas A. Partly chemical analysis of liquid fraction of flash pyrolysis products from biomass in the presence of sodium carbonate // Energy Convers. Manag. 2002. V. 43. P. 1801.
3. Yaman S. Pyrolysis of biomass to produce fuels and chemical feedstocks // J. Eng. Convers. and manage. 2004. V. 45. P. 651.
4. Fisher T., Hajaligol M., Waymack B., Kellogg D. Pyrolysis behaviour and kinetics of biomass derived materials // J. Appl. Pyrolysis. 2002. V. 62. P.331.
5. Федоренко В.Ф. Инновационные технологии производства биотоплива второго поколения / В.Ф. Федоренко, Д.С. Буклагин, С.А. Нагорнов, А.Н. Зазуля, И.Г. Голубев [и др.]. М.: ФГНУ «Росинформагротех», 2009. 68 с.
6. Iwona Kuczynska "Alternative Fuels Prepared from Coal Mud", International coal preparation congress 2010 conference proceedings, Edited by Rick Q. Honaker, – USA – XVI ICPC – P.811 – 2010.
7. <https://novavlada.info/biznes/novosti/poltavskiy-gok-pereshel-na-biotoplivo-sheluhu-semechek-podsolnuha>.

А. А. Жбир, В. Л. Вихристюк, К. І. Чубін, М. Р. Руденко, О. А. Чубіна

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

СУЧАСНИЙ СТАН ТЕХНОЛОГІЇ ПРОДУВКИ КОНВЕРТЕРНОЇ ВАННИ, ПРОЕКТУВАННЯ І ВИКОРИСТАННЯ КИСНЕВИХ ФУРМ

Рішення головної задачі сучасного киснево-конвертерного виробництва – отримання розплавленого металевго напівпродукту із заданим хімічним складом та температурою при мінімальних витратах матеріальних та енергетичних ресурсів – нерозривно пов'язано з оптимізацією параметрів дуттьових режимів та одного із основних і найбільш універсальних пристроїв – кисневої фурми, що регулює вплив на хід і техніко-економічні показники процесу.

Ефективність роботи конвертерного цеху визначається, перш за все, високою продуктивністю і низькими питомими витратами матеріальних і енергетичних ресурсів, що в значній мірі залежить від конструктивних особливостей продувочного обладнання, дуттьового і шлакового режимів плавки. Конструкція фурми, режим подачі верхнього кисневого дуття і присадок шлакоутворюючих матеріалів дуже впливають на тривалість продувки, процес шлакоутворення, інтенсивність утворення викидів і виносів, склад і вихід рідкого металевго напівпродукту і кінцевого шлаку, стійкість футерівки конвертера.

На сучасному етапі дуттьовий і шлаковий режими плавки при використанні багатосоплової конструкції кисневої фурми і добавок магnezіальних шлакоутворюючих матеріалів в оптимальному технологічному варіанті повинні забезпечувати:

– прискорене розчинення присадок вапна і магnezіальних флюсів з наведенням на початку продувки рідкого рухомого основного шлаку і підтриманням в ньому концентрації MgO протягом всієї операції на рівні насичення при одночасному забезпеченні необхідних фізико-хімічних властивостей шлаку (в'язкості, основності, окисленість, фосфор і сірко поглинальної здатності);

– спокійний без викидів і виносів характер продувки ванни в режимі «заглиблених» кисневих струменів при розташуванні рівня спіненого шлаку вище зрізу головки фурми;

– запобігання інтенсивного заметалювання стовбура кисневої фурми, горловини конвертора і екранної поверхні каміну;

– мінімальне окислення залізовуглецевого напівпродукту при оптимальній окисленості шлаку після закінчення продувки;

– якісне нанесення шлакового гарнісажу на футерівку конвертора за допомогою раздувки кінцевого шлаку струменями азоту, що подається через кисневу фурму.

В умовах роботи конвертерних цехів ці вимоги в комплексі реалізувати надзвичайно важко, особливо в тих випадках, коли в ході продувки ванни необхідно забезпечити належну дефосфорацію і десульфуррацію розплаву до необхідних значень для даної марки сталі, одночасно уникаючи глибокого «передуву» металу.

У зв'язку з цим питання вдосконалення конструкції стовбура і головок кисневих фурм, організації з їх допомогою оптимального ходу продувки конверторної ванни продовжують залишатися актуальними.

Найкращий режим верхньої продувки конверторної ванни різноімпульсними кисневими струменями буває у випадках застосування двоконтурних і двоярусних фурм з двома незалежними регульованими потоками основного і додаткового кисню до сопел Лавалля і циліндричних.

Відомі конструкції головок двоконтурних фурм з дворядним розташуванням сопел [1] мають центральний ряд сопел Лавалля в кількості 3-4 шт. і периферійний ряд додаткових циліндричних сопел (4-32 шт.), орієнтованих під різними кутами до вертикалі фурми і один відносно одного на торці головки. При цьому циліндричні сопла виходять на торець головки або на бічні стінки головки. В останньому випадку вихідні перетини сопел мають форму еліпсу [1]. Основними соплами Лавалля формуються надзвуківі кисневі струмені, призначені для продувки ванни з глибоким проникненням дуття в металевий розплав, забезпеченням інтенсивного зневуглецювання і перемішування. Додатковими циліндричними соплами формується велика і відносно низькошвидкісна область кисневих потоків, яка визначає, в залежності від висоти фурми над ванною, режими шлакоутворення і, перш за все, допалювання монооксиду вуглецю в порожнині конвертера.

У двоярусних фурмах поряд з вдуванням кисню, необхідного для окислювального рафінування металу, подається кисень у вільний від металошлакового розплаву об'єм конвертера або у верхні шари спіненої шлакометалевої емульсії для допалювання монооксиду вуглецю. При цьому нижній ярус сопел (3-5 шт.) з кутом нахилу до вертикалі фурми 10-20° градусів, розташовується в цільноточеному або зварному наконечнику. Другий ярус сопел в кількості 4-12 шт. розміщується під кутом 25-45° градусів, в цільноточеному блоці. Відстань між ярусами сопел змінюється в межах 0,5-2,5 м [1].

Перелік посилань

1. Металургія сталі. Конвертерне виробництво: теорія, технологія, якість металу, конструкція агрегатів, рециркуляція матеріалів і екологія / О.Г. Величко, Б.М. Бойченко, П.С. Харлашин, М.Є. Нехаєв [и др.]. – Д.: РВА «Дніпро-VAL», 2015. – 434 с.

УДК 669

С. В. Журавльова, Р. Б. Дутній, М. М. Бойко, В. С. Мамешин, І. В. Журавльова
Український державний університет науки і технологій, Дніпро

ЗАКОНОМІРНОСТІ ПОЗАПІЧНОЇ ОБРОБКИ СТАЛІ З ВИКОРИСТАННЯМ АЛЮМОВ-МІСНИХ ВІДХОДІВ

Для отримання якісної сталі на металургійних комбінатах проводять її позапічну обробку, яка забезпечує отримання необхідного хімічного складу та температури розплаву, зниження кількості неметалевих включень. Перенесення операцій розкислення, десульфурзації, модифікування та видалення неметалевих включень з плавильного агрегату в сталерозливний ківш дозволяє зберегти продуктивність сталеплавильного агрегату та збільшити тривалість ефективної обробки рідкої сталі. Дослідники відзначають великі потенційні можливості обробки сталі у ковші активними рафінувальними шлаками. Проте термодинамічні та кінетичні можливості такого рафінування використовуються лише на 10–12%.

На ефективність рафінування стали впливають хімічний склад шлаку, його сульфідна ємність, окисленість шлаку, температурні умови обробки, в'язкість шлаку та гідродинаміка процесу.

Значною мірою рафінуюча здатність шлаків залежить і від їхньої рідкорухомості, оскільки процеси десульфурзації і розкислення отримують свій розвиток на межі шлак-метал. На більшості підприємств для розрідження шлаків використовують плавиковий шпат CaF_2 , який є екологічно небезпечною речовиною, має високу вартість і агресивно взаємодіє з футеруванням агрегату для позапічної обробки сталі.

Ряд дослідників відзначають позитивний вплив Al_2O_3 на рідкорухливість і сіркопоглинаючу здатність рафінувального шлаку. Тому, підвищуючи вміст Al_2O_3 у складі шлаку до 20-35%, можна забезпечити його необхідну рідину і відмовитися від використання CaF_2 . Використання розріджувачів рафінувального шлаку на основі Al_2O_3 дозволяє забезпечити необхідну рідину рухливість рафінувального шлаку, підвищити

його десульфуруючу здатність, знизити екологічне навантаження на довкілля, виключивши використання CaF_2 та утилізувати відходи, що містять алюміній.

Установка "Ківш-піч" оснащена шибєрними сталєрозливними ковшами двох типорозмірів: 60, 90 т, що дозволяє піддавати позапічній обробці до 88 т рідкої сталі. В ході процесу позапічного рафінування сталі виробляється коригування хімічного складу, підігрів, обробка порошковим дротом за допомогою трайбапарату, продування металу аргонем, що забезпечує зниження вмісту неметалєвих включень (НВ) і газів в металі.

Позапічна обробка сталі на установці «Ківш-піч» (УКП) забезпечує отримання сталі з високою точністю за хім.складом і температурою, дозволяє зробити десульфурацію металу до заданих параметрів, знизити кількість неметалєвих включень, а також служить накопичувальним і демпфувальним пристроєм між плавильним агрегатом (ДСП) і агрегатами для розливання сталі.

Для забезпечення високого ступеня дегазації, розкислення, десульфурації, зневуглецювання і видалення неметалєвих включень спільно з УКП встановлюється обладнання для вакуумування сталі в ковші з продувкою аргонем, при необхідності, киснем, на базі пароежекторного вакуумного насосу.

Один з технологічних прийомів обробки сталі в установці Ківш-піч є використання синтетичних шлаків. При обробці синтетичними шлаками необхідно отримати максимальну поверхню контакту шлакової і металєвої фаз і забезпечити умови, необхідні для наступного відділення шлаку від металу.

Розповсюджені такі засоби обробки металу шлаками:

а) обробка сталі при її випуску твердими сумішами (які звичайно складаються із CaO та CaF_2), які плавляться за рахунок тепла рідкої сталі, з метою десульфурації;

б) обробка сталі рідкими вапняно-глиноземистими шлаками з метою десульфурації і розкислення металу;

в) обробка металу під час розливки і кристалізації шлаками для видалення шкідливих домішок і отримання кращої поверхні зливку;

г) введення на рідкий метал в ковші синтетичних твердих сумішей, які складаються із CaO , SiO_2 та Al_2O_3 , розплавлення їх за рахунок тепла дуг від електродів, які вводяться через кришку ковшу, і продувка металу низу аргонем чи азотом для перемішування із шлаком з метою десульфурації і видалення неметалєвих включень.

Шлаки з високим вмістом CaO і домішками Al_2O_3 (для зниження температури їх плавлення і забезпечення необхідної рідкотекучості) розплавляють у спеціальній електрпечі і заливають у сталєрозливний ківш. При зливі металу із агрегату на шлаки

обидві фази інтенсивно перемішуються. Для забезпечення максимальної поверхні контакту найбільший вплив мають височина падіння струмені металу і в'язкість шлаку. Так як синтетичний шлак вміщує звичайно мало FeO і MnO, то обробка шлаком знижує окисленість металу; в шлак переходить також деяка кількість таких оксидних включень, які добре змочуються синтетичним шлаком або взаємодіють з ним.

При виробництві кольорових металів та сплавів, а також виробів з них утворюється алюмінієвий шлак. Він представляє суміш алюмінію, його оксидів та з'єднання лужних металів. Зберігати алюмінієвий шлак тривалий час небезпечно для довкілля. Цей тип промислових відходів відноситься до категорії дрібнодисперсних, що означає легке проникнення токсичних речовин у навколишнє середовище. При великих скупченнях виникає загроза забруднення повітря, поверхневих та ґрунтових вод.

Тому переробка його за рахунок використання при позапічній обробці металів є актуальною.

Заплановане проведення кількісної оцінки співвідношення складових, а також детальний морфологічний аналіз шлаку з різним вмістом шлакоутворюючої сміші на основі відходів алюмінію.

Список літератури

1. Технології підвищення якості сталі [Підручник] / О.Г. Величко, О.М. Стоянов, Б.М. Бойченко, К.Г. Нізяєв. – Дніпропетровськ: Середняк Т.К., 2016. – 196 с.
2. Ковальов Г.М. Позапічна обробка чорних металів: [Навчальний посібник]. – Донецьк: Дон ГТУ, 1997.– 213с.
3. Мельник С. Г. Производство качественной стали с внепечным полиреагентным рафинированием / С. Г. Мельник // «Литье. Металлургия 2017»: материалы XIII междунар. науч.-практ. конф. Запорожье, 2017. С. 354–356.
4. Десульфурация стали в процесс инжентирования рафинировачного шлака на установке доводкиметалла / Н. Ф. Анищенко, Б.Ф. Ильмишко, Е.Н. Сотников и др. // Metallurgicheskaya i gornaya promyshlennost'. – 2006. – № 7 – С. 193 – 196.
5. Богушевський В.С., Бредун Л.О. Виробництво низькосірчанистих марок сталі в конвертерах / Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра. Збірник праць співробітників і випускників кафедри ФХОТМ. – К.: «Політехніка», 2008. – С. 84 – 91.
6. Шарбатиан М.Д., Богушевський В.С. Влияние неконтролируемых возмущающих воздействий на управление процессом шлакообразования // Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра. Збірник праць співробітників і випускників кафедри ФХОТМ. – К.: „Політехніка”, 2007. – С. 155 – 163.

7. Нестеренко Т. М., Нестеренко О. М., Колобов Г. О., Грицай В. П. Виробництво алюмінієвих сплавів з рудної та вторинної сировини : навч. посіб. Київ : Вища школа, 2007. 207 с.

8. Металургія кольорових металів. Ч.7. Вторинна металургія кольорових металів : підручник / В.М. Бредихін та ін. ; за заг. ред. д.т.н., проф. І. Ф. Червоного. Запоріжжя: ЗДІА, 2009. 454 с.

УДК 669

С. В. Журавльова, А. Ф. Марко, М. М. Бойко, В. С. Мамешин, І. В. Журавльова

Український державний університет науки і технологій, Дніпро

ВДОСКОНАЛЕННЯ ВИРОБНИЦТВА СТАЛІ ЗА РАХУНОК ЗАСТОСУВАННЯ БІОМАТЕРІАЛІВ

Навуглецьовування – це технологічний процес внесення вуглецевмісних компонентів (кам'яновугільного коксу, антрациту, графіту, деревного вугілля тощо) в сталь з метою доведення відсотка вмісту вуглецю до деякого потрібного рівня.

Найчастіше для навуглецьовування використовують викопні матеріали та їх похідні: кокс, графіт (залишки електродів) та інші. $\frac{3}{4}$ В якості навуглецьовувального матеріалу також використовують деревне вугілля, яке показує деяку перевагу перед використанням мінеральних матеріалів для навуглецьовування. Окрім деревного вугілля перспективним для регіонів з розвинутим сільським господарством (в тому числі України) є використання рослинних біоматеріалів – відходів сільського господарства.

Перспективним розглядається використання лушпиння соняшнику, стебла соняшнику, кукурудзи та соломи. Усі ці біоматеріали погребують специфічної технології підготовки перед використанням для навуглецьовування сталі.

Збільшення частки перспективних високоміцних сталей в загальному обсязі виробництва сталі, які в цілому мають вищий вміст вуглецю ніж звичайні низьковуглецеві сталі збільшить використання навуглецьовувачів та підвищить вимоги щодо їх якості.

Крім того для зменшення викидів діоксиду вуглецю при виробництві сталі буде збільшуватися використання металобрухту та металізованої сировини і процесів навуглецьовування, а використання біоматеріалів дозволить додатково зменшити викиди діоксиду вуглецю.

Основними агрегатами для виробництва сталі у світі є кисневий конвертер та електродугова піч. Конвертер працює періодично. Конвертер наповнюють у похилому положенні розплавленим чавуном і металобрухтом, а виробництво проводять у вертикальному положенні. У конвертер через спеціальну камеру і отвори нагнітається кисень, який окислює домішки. Після закінчення процесу подачу кисню припиняють, переводять конвертер у горизонтальне положення, випускають шлак і додають розкислювачі. Увесь процес триває 15–20 хвилин. Готову сталь виливають в ківш і направляють в інші цехи. У кисневих конвертерах виплавляють сталі з різним вмістом вуглецю, киплячі і спокійні, а також низьколеговані сталі. Легуючі елементи в розплавленому вигляді вводять в ківш перед випуском в нього стали.

В електропечах можна одержувати більш високі температури в порівнянні з іншими печами (до 2000°). У процесі плавки відсутнє безпосереднє зіткнення, рідкого металу з пічними газами. Ці особливості електроплавки дають можливість: отримувати більш високоякісний метал, який містить менше шкідливих домішок кисню, сірки та фосфору, а також неметалевих включень; виплавляти будь-які сорти сталі з вмістом заданого кількості різних елементів, таких, як хром, нікель, ванадій, і навіть таких тугоплавких, як вольфрам і молібден. Після завершення плавки проводять розкислення і доведення (або рафінування) сталі під шлаком, який найчастіше складається з вапна, плавикового шпату і коксу.

Важливою передумовою успішного використання біомаси для енергетичних потреб є правильна оцінка її потенціалу. Вихідною точкою для такого визначення слугують статистичні дані щодо валового збору сільськогосподарських культур або відходів деревини, біомаси.

Кремній, хлор та калій також можуть міститися у соломі. Але слід враховувати такий нюанс: вміст цих компонентів у хімічному складі соломи, як біомаси залежить від терміну перебування її на полі (опади, що випадають на укладену солому, сприяють вимиванню хлору та калію). Тому за можливості солому, біомасу, яку запланували використовувати для виготовлення паливних гранул, потрібно якомога довше залишати на полі.

В цілому, в роботі заплановано детальний аналіз властивостей навуглецьовувальних матеріалів, які отримані з біосировини та їх вплив на процеси навуглецьовування сталі, хімічний склад сталі та його рівномірність.

Список літератури

1. Технології підвищення якості сталі [Підручник] / О.Г. Величко, О.М. Стоянов, Б.М. Бойченко, К.Г. Нізяєв. – Дніпропетровськ: Середняк Т.К., 2016. – 196 с.
2. Смирнов В. О., Білецький В. С. Фізичні та хімічні основи виробництва. Навчальний посібник. — Донецьк: Східний видавничий дім, — 2005. — 148 с.
3. В. П. Мовчан, М. М. Бережний. Основи металургії. — Дніпропетровськ: Пороги. — 2001. — 336 с.
4. Mayer, J., Hons, J., & Mrazek, L. (1982). Use of radioactive tracers in determining coke ash matter transition into steel in ladle carburization. *Radioisotopy*, 23(5), 647-657.
5. Yuan, Z.F., Zhou, J.C., Liao, D.H., Huang, W.L. and Mukai, K. (2002), Carburization and desulphurisation of the semi-steel during plasma heating. *Steel Research*, 73: 175-179. <https://doi.org/10.1002/srin.200200192>
6. Parma, V., & Maroszczyk, V. (1987). Carburization of Melts With Molten Pig Iron When Manufacturing Steel in Oxygen Converters. *Hutnik(Prague)*, 37(1), 8-12.
7. A. Babich, D. Senk, Chapter 12 - Coal use in iron and steel metallurgy, Editor(s): Dave Osborne, In Woodhead Publishing Series in Energy, *The Coal Handbook: Towards Cleaner Production*, Woodhead Publishing, Volume 2, 2013, Pages 267-311, <https://doi.org/10.1533/9781782421177.3.267>.
8. Hermwille, L., Lechtenböhmer, S., Åhman, M. et al. A climate club to decarbonize the global steel industry. *Nat. Clim. Chang.* 12, 494–496 (2022). <https://doi.org/10.1038/s41558-022-01383-9>.

УДК 669.162

В.Г. Кисляков, О.Л. Руденко, В.П. Петруша

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

ВИВЧЕННЯ ПОВЕДІНКИ ДОМІШОК ЧАВУНУ (S, Si, P) ПРИ ДЕСУЛЬФУРАЦІЇ ЗЕРНИСТИМ МАГНІЄМ

В даний час на меткомбінатах України частиною виробництва залізовуглецевого напівпродукту є технологічна ланка «установка десульфурзації чавуну – кисневий конвертер» [1]. У рамках розробки науково обґрунтованих рекомендацій по реагентам і технології комплексної обробки чавуну перед сталеплавильним переробом є актуаль-

ним дослідження поведінки сірки, кремнію та фосфору на протязі обробки чавуну спочатку на етапі позапічної обробки, а потім у кисневому конвертері. Це дасть основу для аналізу наявних даних та стану питань, що стосуються комплексної обробки чавуну перед сталеплавильним переробом.

Під час впровадження технології десульфурації чавуну зернистим магнієм на низці металургійних комбінатів було зроблено хімічний аналіз проб чавуну до та після обробок. На базі отриманих даних побудовано графіки зміни вмісту домішок у чавуні протягом усього часу налагоджувальних робіт (рис. 1). Отримані графіки демонструють зміну вмісту сірки (зменшення) і в той же час відсутність суттєвих змін у вмісті кремнію та фосфору.

Проведено дослідження поведінки неметалевих включень у пробах чавуну до і після його обробки зернистим магнієм за допомогою електронного мікроскопу EVO 40XVP із системою мікроаналізу INCA Energy та енергодисперсійного рентгенівського спектрометру INCA ENERGY 350. Результати лінійного зондового сканування неметалевих включень у пробах чавуну також показали, що застосування магнієвого реагенту зменшує вміст сірки і залишає без змін вміст кремнію і фосфору.

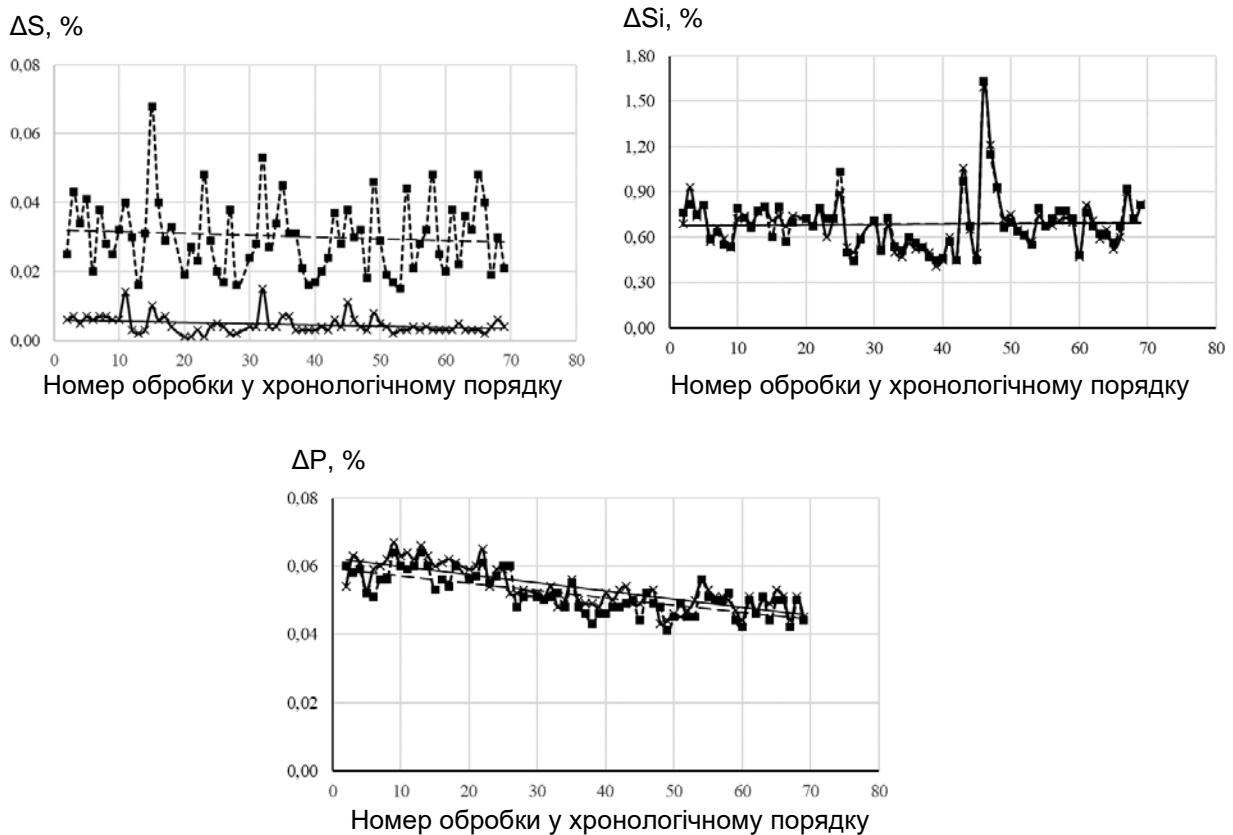


Рис. 1 – Вміст сірки, кремнію, фосфору у пробах чавуну до (пунктирна) та після (суцільна) десульфурації зернистим магнієм на Тайюанському меткомбінаті (КНР)

Висновок. Аналіз отриманих результатів показав, що у процесі десульфурації чавуну магнієвим реагентом зменшується вміст сірки, а вміст кремнію та фосфору після обробки залишається на порівнянному з вихідним хіманалізом рівні. Технологічна ланка "позапічна обробка чавуну-киснево-конвертерний цех" дозволяє першочергове видалення сірки реагентом для десульфурації і подальше видалення кремнію та фосфору у ванні конвертера.

Список літератури

1. А.Ф. Шевченко, И.А. Маначин, А.С. Вергун и др. Внепечная десульфурация чугуна в ковшах. Технология. Исследования. Анализ. Совершенствование: Монография. Днепропетровск: Дніпро–VAL, 2017. 256 с.

УДК 669.162

Г. Ю. Крячко, Є. М. Сігарьов, І. М. Матина

Дніпровський державний технічний університет, Кам'янське

ФАКТОРИ ОБМЕЖЕННЯ ФОРСОВАНОЇ РОБОТИ ДОМЕННИХ ПЕЧЕЙ

Актуальною задачею залишається обґрунтований, на основі оцінки технологічних можливостей доменних печей різного об'єму, вибір корисного об'єму нових або реконструйованих печей. Авторами доповіді з використанням літературних та промислових даних здійснено вибір найбільш представницьких показників, за допомогою яких можлива порівняльна оцінка роботи доменних печей різного об'єму, а також спроба визначити та класифікувати фактори обмеження форсованої роботи печей збільшеного об'єму.

Складовою аналізу результативності роботи доменних печей (ДП) є оцінка їх продуктивності за допомогою показників, віднесених до геометричних розмірів печі. При порівнянні результативності роботи ДП різного об'єму принципово важливим є вибір критерію оцінки продуктивності. В дальньому зарубіжжі набув поширення показник питомої продуктивності $P_{р0}$, який являв собою відношення добової продуктивності печі P_d до її робочого об'єму — об'єму робочого простору від колошника до рівня повітряних фурм. Суттєвим недоліком цього показника фахівці, зокрема П.Г. Рубін, небезпідставно вважали неврахування об'єму горна печі — важливої частини профілю, в якій відбуваються завершальні стадії доменного процесу. Тому на теренах колишнього

СРСР повсюдне застосування отримав показник, названий КВКО — коефіцієнт використання корисного об'єму ($KVKO = V_k / П_d$, м³·доб/т), де V_k — корисний об'єм печі від вісі чавунних льоток до колошника включно з об'ємом до кромки розподільника шихти в крайньому опущеному стані.

Надалі поряд з КВКО використання отримав обернений йому показник $П_{КО} = 1 / KVKO = П_d / V_k$ [1], названий питомою продуктивністю печі. З появою робіт [2, 3] з'явилася гадка про «неадекватність» оцінки питомої продуктивності та інтенсивності плавки, що розраховується на одиницю об'єму печі, замість цього пропонувалося розраховувати показники продуктивності печі на одиницю площі перетину горна.

Дійсно, такі показники питомої продуктивності та інтенсивності плавки мають поширення, однак їх суттєвим недоліком якраз є те, що площа горна не є основним розміром ДП, оскільки при однаковій його площі можуть суттєво розрізняватись, як так званий робочий надфурменний об'єм $V_{РО}$, так і загальноприйнятий корисний V_k .

Основним розміром печі, як показано в [4], є повний об'єм її робочого простору від нижньої кромки розподільника шихти в нижньому положенні до лежачі, який визначає вартість огороження печі – кожух, систему охолодження, футерівку, розміри і вартість несучих металокопункцій, що в цілому становить п'яту частину капітальних витрат на будівництво і обладнання всього доменного комплексу. Опирання на площу горна як основний розмір ДП при визначенні продуктивності, як пропонується в [2, 3], створює ілюзію досконалості профілів всіх радянських печей в процесі збільшення їх розмірів.

Сподівання на зниження витрати коксу за рахунок зростання об'єму ДП не завжди може бути реалізоване. Виходячи з теоретичних уявлень [2] зниження питомих теплових втрат зі збільшенням об'єму печі повинно бути очікуваним явищем. На практиці теплові втрати печей різного об'єму в залежності від стану огороження і режиму ведення процесу мають суттєві відхилення від теоретичних припущень.

До питання про порівняння роботи ДП різного об'єму неодноразово повертались автори численних досліджень. Кращі показники роботи доменних печей обмеженого об'єму пояснювали більшою відносною часткою площі горна, що брала участь в горінні коксу, меншими розмірами в перетині і більш інтенсивним протіканням відновлювальних процесів в шахті, співпадінням проекції рудної лінзи з фурменними вогнищами, кращим використанням енергії пічних газів через відсутність необхідного надмірного розвитку центрального потоку газів, зниженням протяжності окислювальних зон по відношенню до радіуса ДП.

В подальшому аналізі в якості представницького розміру ДП автори доповіді використували корисний об'єм, який на об'єм зумпфу менше повного. В якості комплексного параметра, який одночасно характеризує результативність та ефективність плавки, розраховували коефіцієнт рівня технології (КРТ), що дорівнює співвідношенню питомої продуктивності $P_{ко}$ (т/м³·доб) і витрати коксу K (т/т чавуну). КРТ враховує зміни, як в продуктивності, так і витраті коксу і в достатній мірі відображає стан технології підготовки і проплавлення шихти.

Показано, що поєднання позитивних параметрів профілю (обмежені висота і перетин) з підвищеною якістю стисненого дуття обумовило беззаперечну перевагу компактних доменних печей перед агрегатами більшого об'єму. Показано беззаперечну перевагу компактних доменних печей з корисним об'ємом менше 1500 м³ в порівнянні з печами більших об'ємів, що свідчить про недосконалість спрощеного підходу до оцінки продуктивності печей, заснованому на поняттях балансової і газодинамічної складових, оскільки при визначенні цих складових важко врахувати всі фактори впливу.

Встановлено і класифіковано фактори обмеження інтенсифікації процесу в доменних печах середнього і великого об'ємів. Головними зовнішніми факторами є якісні характеристики коксу, залізорудних матеріалів і дуття, більш конкретно, гаряча міцність коксу, багатство сировини залізом і спроможність повітродувних машин забезпечувати дуття потрібних ступенів стиснення. До головних конструкційних факторів подолання суттєвих обмежень в експлуатації печей з корисним об'ємом більше 1500 м³ є раціональні профіль, співвідношення площ вихідного перетину повітряних фурм і перетину горна, а також використання безконусних завантажувальних пристроїв.

Встановлено і класифіковано фактори обмежень у використанні доменних печей збільшеного об'єму. В залежності від дії цих факторів поділено їх на три групи — зовнішні, конструкційні і суто внутрішні, обумовлені змінами структури стовпа шихти під впливом збільшення об'єму печей.

Список літератури

1. Волков, Ю. П., Шпарбер, Л. Я., Гусаров, А. К. Технолог-доменщик. Справочное и методическое руководство. - М.: Metallurgiya, 1986. - 263 с.
2. Курунов, И. Ф. Оценка производительности и интенсивности хода доменных печей различного объема // И. Ф. Курунов // Изв. Вузов. Черная металлургия. - 1991. - № 5. - С. 12-14.
3. Курунов, И. Ф., Филатов, С. В. Оценка эффективности работы доменных печей и перспективы технологии доменной плавки // Металлург. - 2014. - № 5. - С. 44-47.

4. Кузнецов, М. С., Крячко, Г. Ю., Сігарьов, Є. М. Зміни у проектуванні і роботі накопичувальної частини доменних печей в процесі удосконалення технології плавки / Теорія і практика металургії - 2022. - № 1. - С. 5-14.
<https://doi.org/10.34185/tpm.1.2022.01>

УДК 669.162.63

**І. О. Маначин^{1,2}, А. П. Шевченко¹, О. Є. Меркулов¹, О. М. Башмаков³, Б. В. Двоскін¹,
В. Г. Кисляков¹**

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

² Український державний університет науки та технології, Дніпро

³ «ТІТАНПРОЕКТ», Запоріжжя

ОЦІНКА ЗІСТАВЛЕННЯ ПОКАЗНИКІВ ПОЗАПІЧНОЇ ДЕСУЛЬФУРАЦІЇ ЧАВУНУ ЗА РІЗНИМИ ТЕХНОЛОГІЯМИ

Світова практика виробництва сталі за останні 20 років характеризується широким застосуванням методів позапичної десульфурзації чавуну та його підготовки для конвертерного переділу [1-6]. Аналіз використовуваних методів десульфурзації в ковшах [1-8] показує, що найбільшій популярності набули три технологічні напрямки позапичної десульфурзації чавуну:

- коінжекція суміші вапна та магнію через занурену фурму;
- моноінжекція зернистого магнію без додаткових компонентів;
- KR-процес - механічне перемішування у ковші під синтетичним шлаком (СаО + СаF₂).

Перші два процеси належать до найбільш сучасних та техніко-економічно ефективних, забезпечуючи зниження вмісту сірки в чавуні до 0,001-0,002% при мінімальних витратах реагенту (0,5-3,5 кг/т) із повним циклом обробки від 20 до 35 хвилин [1,4,6,7,8] (див. Таблиця 1).

KR-процес відноситься до застарілих технологічних методів десульфурзації чавуну і застосовується в основному на підприємствах Китаю [1,7,8], забезпечуючи, зокрема, зниження вмісту сірки в чавуні до $\leq 0,002\%$.

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2023

Таблиця 1 - Техніко-економічні показники найбільш застосовуваних у світовій практиці технологій ковшової десульфурації чавуну

№№ п/п	Показники	Коінжекція (СаО+Mg), Камет-сталь (Україна)	Моноінжекція Mg, Корп. CSC (Тайвань)	KR– процес (СаО+F ₂). Корп. CSC (Тайвань)
1.	Маса чавуну в ковшах, т	225	260	260
2.	Питомі витрати реагентів, кг/т чавуну:			
	– вапно металургійне	–	–	9,5
	– вапно порошкове молоте	–	–	2,0
	– вапно молоте флюїди-зироване	–	–	3,12
	– плавиковий шпат	–	–	0,5
	– магній зернистий	0,52	0,43	–
	– відходи СаО–вмісні	–	1,0	–
	Всього реагентів	3,64	1,43	12,0
3.	Показник β – витрата реагентів на видалення сірки, кг/кг	10,4	1,25	34,3
4	- D Mg (Ст.D/q Mg)	11,0	<u>14,1–29,8</u> 22,5	<u>4,8-19,4</u> 10,3
5.	Тривалість операції вдування реагентів (або перемішування), хв.	12,5	6,5	12,0
6.	Температура чавуну:		1327	1332
	- вихідна	1273		
	- після обробки	1261	1319	1290
7.	Втрати температури чавуну протягом періоду десульфурації., °С	12	8	42
8	- Δt/т, °С/мин	0,82		
9	Додаткове шлакуоутворення в ковші, кг/т чавуну	7,28	3,8	24,0
10.	Втрати чавуну, кг/т чавуну:			
	– з попередньо скачуваним шлаком	–	–	7
	– с додатково утворюваним шлаком	3,62	1,43	12,0
12.	Основні витрати на десульфурацію чавуну, дол./т чавуну:			
	а) на знесірчуючі реагенти	3,44	1,51	1,95
	б) на втрати чавуну с попередньо скачуваним шлаком	–	–	1,75
	в) на втрати чавуну з додатково утворюваним шлаком	0,91	0,35	3,00
	г) на компенсацію втрат температури чавуну	0,24	0,16	0,84
	д) на вогнетривкі фурми	0,12	0,12	0,09
	е) на скачування шлаку (після десульфурації) та його транспортування	0,52	0,35	0,70
	ж) витрати по переділу	0,42	0,20	0,30
	Всього витрат на десульфурацію, дол./т чавуну	5,65	2,75	8,63
13.	Перевищення витрат у порівнянні з моноінжекцією магнію, дол./т чавуну	2,90	–	5,88
14.	Співвідношення витрат	2,05	1	3,14

Достоїнством цієї технології є її простота, хоча це може здатися обманливим, оскільки ця технологія вимагає:

- обов'язкового переднього видалення шлаку;
- використання плавикового шпату (CaF_2) - матеріалу, що екологічно заборонений;
- дуже великих витрат реагенту - до 10-14 кг/т чавуну;
- значної тривалості циклу операцій десульфурації чавуну - до 40-60 хвилин;
- значного додаткового утворення шлаку та втрат чавуну разом з цим шлаком (понад 20 кг/т та понад 10 кг/т відповідно);
- суттєвих втрат температури чавуну (40°C і більше);
- з точки зору тривалості циклу десульфурації чавуну, KR-процес не вписується в цикл конвертерного плавлення;
- найвищих експлуатаційних та капітальних витрат при використанні KR-процесу.

Зазначені і інші недоліки KR-процесу в решті-решт призводять до того, що він на практиці є одним із найбільш витратних та неефективних технологічних і технічних рішень. Це пояснює те, що в останні роки найбільше поширення отримують технології інжекційної десульфурації чавуну, і KR-процес практично не використовується в країнах Європи, Америки та Африки.

Список літератури

1. Шевченко А.Ф., Маначин И.А., Вергун А.С. и др. Внепечная обработка чавуну в ковшах. Технологи, исследование, анализ, совершенствование. – Днепр. – 2017. – 252 с.
2. Смирнов А.Н., Зборщик А.М. Внепечная обработка чавуну и стали. - Донецк. ДНТУ. – 2013. -183 с.
3. Кудрин В.А. Внепечная обработка чавуну и стали. - Москва: Metallurgizdat. – 1993. – 335 с.
4. Шевченко А.Ф., Большаков В.И., Башмаков А.М. Технология и оборудование десульфурации чавуну магнием в большегрузных ковшах. Киев. Наукова думка. – 2011. – 207 с.
5. Воронова Н.А. Десульфурация чавуну магнием. Москва, Metallurgizdat. – 1982. – 239 с.
6. Зборщик А.М., Куберский С.В., Косолап А.В. Эффективность использования реагентов в современных процессах внепечной десульфурации чавуну. Бюлл. Черная металлургия. – Москва, Черметинформация. – 2011. - № 12. – С. 35-41.
7. Шевченко А.Ф., Маначин А.И., Двоскин Б.В. и др. Оценка и промышленная проверка показателей процессов ковшевой десульфурации чавуну различными режимами. - Сборник научных трудов «Вестник КГИУ». - 2022. – С. 10-28.

8. Шевченко А.Ф., Маначин И.А., Шевченко А.М. Процессы внепечной десульфурации чавуну. Черные металлы. – 2015. - № 3. - С.9-15.

УДК 669.162.63

І. О. Маначин^{1,2}, А. П. Шевченко¹, М. О. Рибальченко²

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

²Український державний університет науки та технології, Дніпро

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ ВЗАЄМОДІЇ ОКСИДУ КАЛЬЦІЮ ТА СІРКИ У РОЗПЛАВІ ПРИ ІНЖЕКЦІЙНИХ ПРОЦЕСАХ ДЕСУЛЬФУРАЦІЇ ЧАВУНУ З ВДУВАННЯМ ВАПНА

При визнанні переваг та позитивних аспектів українського процесу позапічної десульфуратії чавуну вприскуванням зернистого магнію [1,3,4] без будь-яких додаткових засобів, варто звернути увагу на те, що оксид кальцію є однією з найбільш поширених речовин, яка надійно утворює сульфід кальцію. Тому він бере участь практично в усіх процесах виплавки чавуну та сталі, а також позапічної обробки, доробки та рафінування розплавів [1-9].

З усіх реальних реакцій взаємодії CaO та $[\text{S}]$ потенційні можливості оксиду кальцію не використовуються у повному обсязі. Тим часом використання високоякісного помеленого вапна ($\text{CaO}_{\text{акт.}} < 92-94\%$, в.п.п. $> 0,8\%$, волога - відсутня, $\text{SiO}_2 > 1,2\%$) у процесах коінжекції разом з магнієм є нераціональним, оскільки використовуване вапно виняткової якості виступає як пасивуюча домішка, що забезпечує вприскування магнієвого реагента у технологіях країн Західної Європи. З урахуванням поширеної практики використання порошкового вапна виключно високої якості, доцільно оцінити ефективність використання цього вапна у процесах інжекційної десульфуратії чавуну.

Доступні експериментальні дані щодо продування чавуну флюїдизованим вапном в ковшах Алчевського металургійного комбінату [6,7] мають значний інтерес для вдосконалення технології видалення сірки з чавуну вапном. Під час обробки чавуну у ковшах із масою розплаву 250-280 та вприскуванням 0,6-18,5 кг/т чавуну, вміст сірки у чавуні знижувався від 0,023-0,074% до 0,003-0,045%. Тривалість вприскування становила 4-16 хвилин. Зниження температури чавуну під час процесу десульфуратії становило 12-42°C (залежно від тривалості вприскування та споживаної кількості вапна). Витрати вприскування азоту під час процесу вприскування складали 50-60 $\text{нм}^3/\text{год}$.

Отримані фактичні дані дозволили створити розрахункове вираження залежності ступеня десульфурзації від споживаної кількості вапна

$$\text{Ст.}D = 0,00574q_{\text{вап.}} - 0,4155 q_{\text{вап.}} + 15,83 q_{\text{вап.}} \quad (1)$$

Радикальне підвищення ефективності взаємодії оксиду кальцію з сіркою чавуну може бути досягнуто за допомогою вприскування вапна (з необхідною концентрацією реагенту у носії газу 40-50 кг/м³) та попередньої подачі, наприклад, алюмінію у рідкий чавун. Відповідно до термодинамічних показників, введення алюмінію до схеми взаємодії оксиду кальцію з сіркою збільшує абсолютні значення енергії Гіббса в 2,7 рази. У цьому випадку взаємодія вапна з сіркою чавуну відбувається за схемою $\text{CaO} + [\text{S}] + 2/3[\text{Al}] \leftrightarrow \text{CaS} + 1/3\text{Al}_2\text{O}_3$.

Споживання алюмінію для реалізації цієї схеми визначається кількістю видаленої сірки, яка була розрахована при умові використання 80% алюмінію. Згідно з цим для зниження S з 0,035 до 0,01 буде потрібно витратити 0,25 кг алюмінію на 1 тону чавуну.

Встановлено, що в однакових умовах знесірчення чавуну вприскуванням вапна в потоці азоту за попереднього введення алюмінію до рідкого чавуну підвищує ступінь використання вапна та відповідно підвищує ефективність десульфурзації чавуну. Одночасно розширюються можливості отримання чавуну з низьким та особливо низьким вмістом сірки за допомогою інжекційного процесу введення високоякісного вапна.

Список літератури

1. Шевченко А.Ф., Маначин И.А., Вергун А.С. и др. Внепечная обработка чавуну в ковшах. Технологи, исследование, анализ, совершенствование. – Днепр. – 2017. – 252 с.
2. Смирнов А.Н., Зборщик А.М. Внепечная обработка чавуну и стали. - Донецк. ДНТУ. – 2013. -183 с.
3. Кудрин В.А. Внепечная обработка чавуну и стали. - Москва: Metallurgizdat. – 1993. – 335 с.
4. Шевченко А.Ф., Большаков В.И., Башмаков А.М. Технология и оборудование десульфурации чавуну магнием в большегрузных ковшах. Киев. Наукова думка. – 2011. – 207 с.
5. Воронова Н.А. Десульфурация чавуну магнием. Москва, Metallurgizdat. – 1982. – 239 с.

6. Зборщик А.М., Куберский С.В., Косолап А.В. Эффективность использования реагентов в современных процессах внепечной десульфурации чавуну. Бюлл. Черная металлургия. – Москва, Черметинформация. – 2011. - № 12. – С. 35-41.
7. Zborshchik, A.M., Kuberskii, S.V., Dovgalyuk, G.Y. et al. Effectiveness of fluidized lime in the desulfurization of hot metal in 300-t casting ladles. Steel Transl. 41, 741–744 (2011). <https://doi.org/10.3103/S096709121109021X>
8. Шевченко А.Ф., Маначин А.И., Двоскин Б.В. и др. Оценка и промышленная проверка показателей процессов ковшевой десульфурации чавуну различными режимами. - Сборник научных трудов «Вестник КГИУ». - 2022. – С. 10-28.
9. Шевченко А.Ф., Маначин И.А., Шевченко А.М. Процессы внепечной десульфурации чавуну. Черные металлы. – 2015. - № 3. - С.9-15.
10. I.A. Manachin, A.F. Shevchenko. Desulfurization of Hot Metal by the Injection of High-Quality Lime Powder. Steel in Translation 48, 517-522, 2018.

УДК 669.162.21.27.012.3

І. Г. Муравйова, М. Г. Іванча, В. Р. Щербачов, В. І. Вишняков

Інститут чорної металургії (ІЧМ) ім. З.І. Некрасова НАН України, Дніпро

МЕТОД ВИЗНАЧЕННЯ ПОЛОЖЕННЯ І ФОРМИ ПЛАСТИЧНОЇ ЗОНИ ДОМЕННОЇ ПЕЧІ З УРАХУВАННЯМ ПОКАЗНИКІВ РОЗПОДІЛУ ТЕМПЕРАТУР ГАЗОВОГО ПОТОКУ ПО РАДІУСУ КОЛОШНИКА

Ефективність доменної плавки та якість чавуну, який виплавляється, багато в чому, визначаються характеристиками структури стовпа шихтових матеріалів, що формується у процесі завантаження доменної печі. Аналіз результатів, отриманих провідними спеціалістами світу, та особистий досвід досліджень роботи доменних печей показав, що розробка нових науково обґрунтованих способів управління процесом плавки, які забезпечують досягнення високої її ефективності, повинна у максимально можливій мірі враховувати закономірності та особливості формування структури стовпа шихти у доменній печі, одним з найважливіших елементів якої є пластична зона [1 - 3].

Ґрунтуючись на результатах раніше виконаних аналітичних досліджень, а також на накопиченому практичному досвіді запропоновано новий метод визначення параметрів пластичної зони (форми, товщини та положення) у доменній печі, оснащених

засобами вимірювання температури газового потоку над поверхнею засипу (або температури поверхні засипу).

Розроблений метод базується на систематизованій сукупності математичних моделей, у тому числі, розроблених ІЧМ, а також на новому способі визначення ліній розм'якшення та плавлення у доменній печі з використанням інформації про розподіл температури газового потоку над поверхнею засипу шихти (температури поверхні засипу). Основним прийнятим припущенням нового методу є те, що форма лінії плавлення подібна до кривої розподілу температур газового потоку по радіусу колошника.

Запропонований метод передбачає застосування вказаного способу визначення меж пластичної зони та розрахунки характеристик розподілу компонентів шихти в кільцевих зонах печі, складу сформованих сумішей шихтових матеріалів та їх високотемпературних властивостей за допомогою нижчеперелічених математичних моделей та методів:

- комплексної математичної моделі завантаження шихтових матеріалів у доменну піч та розподілу їх на поверхні засипу;
- математичних моделей плавлення та розм'якшення залізовмісних компонентів шихти;
- математичної моделі визначення структури стовпа шихти у сухій зоні доменної печі;
- методу визначення площі поверхні плавлення (запропонований Г.В. Гуденау), удосконаленого шляхом урахування сумарної кількості тепла, що утворюється в нижній частині доменної печі та витрачається на розплавлення залізовмісних матеріалів [4].

Для визначення меж пластичної зони, перш за все, за допомогою вказаних вище математичних моделей розраховуються: площа поверхні плавлення, характеристики розподілу компонентів шихти в кільцевих зонах печі, температури розм'якшення та плавлення сумішей, що утворюються в цих зонах. Отримані в результаті моделювання значення цих параметрів є початковою інформацією для визначення меж пластичної зони в об'ємі печі.

При визначенні координат лінії плавлення за наявності термопар у нижній частині кладки шахти доменної печі положення кореня пластичної зони задається відповідним області знаходження максимального значення температури кладки. Координати точок лінії плавлення (кількість розрахункових точок лінії плавлення відповідає кількості кільцевих зон колошника печі) визначаються, виходячи із обумовленого вище

припущення, що форма лінії плавлення подібна до кривої розподілу температур газового потоку над поверхнею засипу (поверхні засипу). На початковому етапі лінія плавлення відображається у вигляд ламаної, де довжина відрізка у конкретній кільцевій зоні відповідає площі плавлення в цій зоні. У свою чергу, вказана площа визначається в залежності від температури газового потоку в цій зоні та величини рудного навантаження в ній з урахуванням знаку зміни температур газового потоку в суміжних зонах, у напрямку від периферійної зони до осьової. Далі точки згладженої лінії плавлення визначаються, як точки перетину відрізків ламаної з променями, які проведено з точки умовного перетину утворюючої шахти печі з віссю печі до середніх ліній кільцевих зон. В інший спосіб лінія плавлення може бути сформована за допомогою програмних засобів комп'ютерної графіки, виходячи з умов подібності цієї лінії до кривої розподілу температур газового потоку (поверхні засипу) на колошнику печі та рівності площі поверхні обертання лінії, що формується, розрахунковій площі поверхні плавлення.

Визначеним координатам точок лінії плавлення у кільцевих зонах печі відповідають температури плавлення сумішей компонентів шихти, які формуються у цих зонах у результаті процесів завантаження шихтових матеріалів у піч та їх розподілу на поверхні засипу.

У варіанті відсутності термопар кладки шахти у нижній зоні доменної печі для визначення положення лінії плавлення приймається припущення про лінійний характер розподілу температур по висоті печі та температури горнового газу по радіусу на рівні фурм, яка зменшується від температури на фурмах (максимальна величина - теоретична температура горіння) до величини близько 1350 – 1400 °С в осі печі. Визначення положення лінії плавлення в виконується на основі розрахунку розподілу компонентів в зонах печі, температур плавлення їх сумішей з використанням масштабного коефіцієнта:

$$k_i = \frac{(T_{i_{nz}} - T_{i_z})}{(l_{i_{nz}} - h_i)}, \quad (1)$$

де k_i - масштабний коефіцієнт для i -ої кільцевої зони, °С/м; $T_{i_{nz}}$ - температура плавлення суміші залізорудних матеріалів в i -ій кільцевій зоні, °С; T_{i_z} - температура газу над поверхнею засипу (температура поверхні засипу) в i -ій точці, °С; $l_{i_{nz}}$ - вертикальна координата i -ої точки лінії плавлення, м; h_i - вертикальна координата i -ї точки виміру температури газу над поверхнею засипу (температури поверхні засипу), °С.

Положення та форма лінії розм'якшення, у значній мірі, визначаються розподілом залізовмісних компонентів i , відповідно, розподілом температур зміни їх фазового стану. Лінія розм'якшення може бути визначена, як крива, що з'єднує точки, відповідні температурам початку розм'якшення матеріалів, в кільцевих зонах печі. Координати цих точок розраховуються з використанням масштабного коефіцієнту, що характеризує зміну температур в цих зонах по висоті.

Товщина пластичної у контрольованих зонах печі визначається, як різниця координат відповідних точок ліній плавлення та розм'якшення:

$$\Delta H_{i_{пз}} = \frac{T_{i_{пз}} - T_{i_{п}},}{k_i}, \quad (2)$$

де $\Delta H_{i_{пз}}$ – товщина пластичної зони у i -й кільцевій зоні, м; $T_{i_{пз}}$ – температура плавлення у i -й кільцевій зоні, °C; $T_{i_{п}}$ – температура початку розм'якшення у i -й кільцевій зоні, °C; k_i – масштабний коефіцієнт для i -ої кільцевої зони, °C/м.

На рисунку 1 наведено приклад застосування запропонованого методу для розрахунку параметрів і визначення конфігурації пластичної зони доменної печі об'ємом 1700 м³.

Перелік посилань

1. Доменне виробництво Японії в новому столітті, дослідження та технічні розробки // Новини чорної металургії за кордоном. 2007. – №4. - С. 22 - 31.
2. Influence shape of Cohesive Zone на Gas Flow і Permeability в Blast Furnace Analyzed by DEM - CFD Model. Shigeru UEDA, Tatsuya KON, Hiroyuki KUROSAWA, Shungo NATSUI, Tatsuro ARIYAMA та Hiroshi NOGAMI. ISIJ International, Vol. 55 (2015), No. 6, pp. 1232 – 1236.

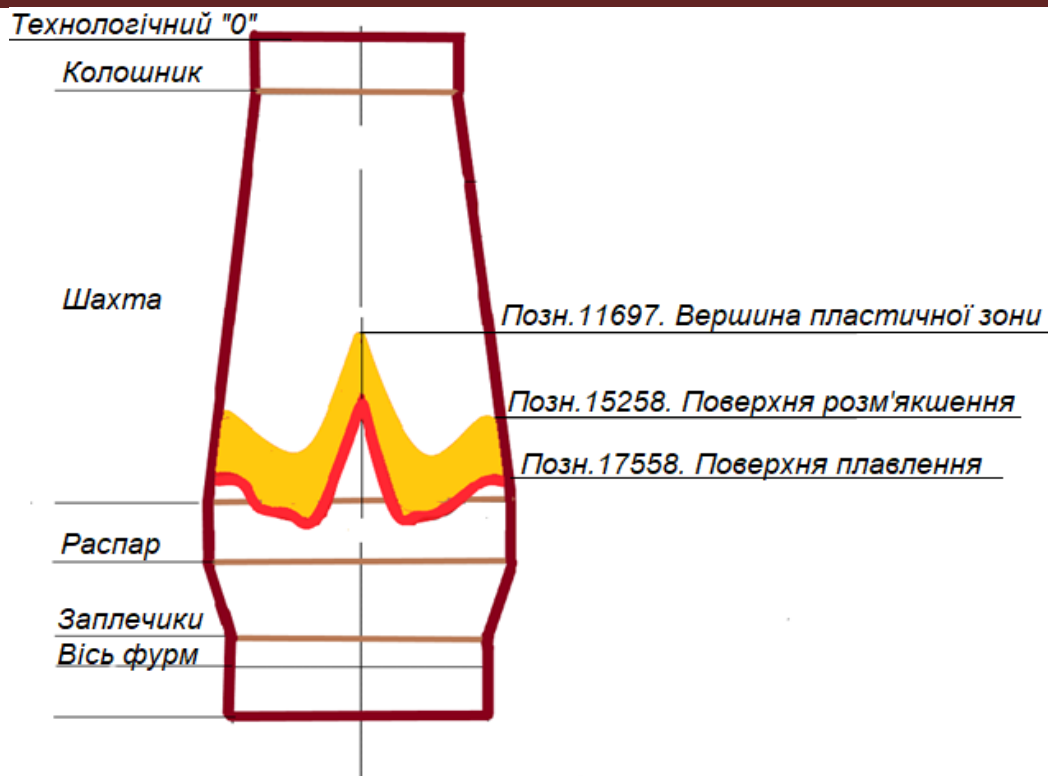


Рис. 1 - Конфігурація пластичної зони доменної печі об'ємом 1700 м³, визначена за допомогою запропонованого методу

3. Snigdha Ghosh, Nurni Nilekantan Viswanathan_and N. Bharath Ballal. Flow Phenomena в Dripping Zone of Blast Furnace - A Review. Steel research int. 87 (2017) No. 9999.

4. Гуденау Г. В. Фізичні умови в галузі пластичної зони доменної печі. Частина 1. Основні принципи моделі / Гуденау Р. У., Стендиш М., Герлах У. – Чорні метали, 1992. – №8. - С. 34 - 41.

УДК 669

В. І. Мусійко, О. М. Стоянов, Є. В. Синегін

Український державний університет науки і технологій, Дніпро

ОТРИМАННЯ СТАЛІ З НИЗЬКИМ ВМІСТОМ ШКІДЛИВИХ ДОМІШОК

Дослідження останніх років показали, що дуже великі резерви підвищення якості готової сталі і підвищенні фізико-механічних властивостей криються в області досягнення низького вмісту в ній шкідливих домішок - S, P, N, O, Cu і інших кольорових

металів. У даний час розроблені і освоєні промислові технології що дозволяють зменшити концентрацію шкідливих домішок до величин, які раніше були недосяжні: сірки менше за 0,005 %, фосфору менше за 0,005-0,008 %, азоту менше за 0,004%, знижувати вміст небезпечних неметалічних включень.

При розв'язанні загальної проблеми підвищення якості твердої сталі і розробки конкретних технологій її отримання потрібно враховувати, що шкідливі домішки звичайно взаємно посилюють негативний вплив кожної на властивості металу.

У зв'язку з цим і умовами практики виробництва в більшості її випадків потрібне комплексне зниження вмісту шкідливих домішок: сірки, фосфору, азоту, водню, кисню. У окремих випадках необхідне зменшення концентрацій однієї або двох домішок.

Для видалення різних шкідливих домішок сприятливі різні термодинамічні умови, що визначає комплексність і багатоступеневість технології отримання чистої сталі.

Бажаний теоретично граничний вміст домішок в твердому залізі при звичайних умовах не повинен перевищувати межі розчинності і складає $[S] < 0,003\%$, $[N] < 0,001\%$, $[O] < 0,0001\%$, $[H] < 0,00001\%$.

Досягнення так низьких концентрацій домішок в практиці або поки неможливо, або не економічно. Тому важливо і економічно доцільне використання в практиці методу усунення впливу шкідливих домішок і небезпечних неметалічних включень шляхом модифікування РЗМ. Цей метод полягає в глобуляризації неметалевих включень, усуненні або різкому зменшенні їх небезпечних видів шляхом забезпечення в рідкому і затвердіваючому металі певних оптимальних співвідношень залишкового вмісту домішок, що визначає фізичний стан і умови формування, виділення включень.

Для усунення плівкових нітридних включень необхідно мати певне співвідношення $[N]$ і $[Al]$. Нитковідні включення сульфідів марганцю зникають при $[S] < 0,006\%$ і оптимальному співвідношенні $[Ca]$ і $[S]$. Практично повне усунення особливо небезпечних глиноземних стрічкових включень досягається при певному співвідношенні $[Al]$ і $[Ca]$, що забезпечує отримання рідких, легко коагулюючих алюмінатів кальцію, що видаляються.

Все вищевикладене в комплексі говорить про необхідність інноваційного підходу до процесів отримання «чистої» сталі, починаючи з позадоменної обробки чавуну, технології малошлакової конвертерної плавки і процесами позапічної обробки сталі на УКП та агрегатах вакуумування.

К. Г. Нізяєв¹, О. М.Стоянов¹, Т.А. Шашкін¹, L. Raymakers²

¹Український державний університет науки і технологій, Дніпро

²Rayding LinQ-U BV, Нідерланди

РЕЦИКЛІНГ СТАЛЕПЛАВИЛЬНИХ ШЛАКІВ В МЕТАЛУРГІЙНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

Проблема раціонального використання матеріальних ресурсів в умовах металургійного виробництва є завданням, що дозволяє розв'язати проблему конкурентоздатності продукції й одночасно поліпшити екологічну обстановку в регіоні.

Одним зі шляхів розв'язку поставленого завдання є вторинне використання сталеплавильного шлаку в аглодоменному виробництві. Зокрема, за річної продуктивності конвертерного цеху 1 млн. т на рік кількість шлаків, що утворюється, становить близько 110-120 тис. т.

У теперішній час сталеплавильні шлаки піддають частковій переробці, що полягає в магнітній сепарації з метою утилізації залізовмісних компонентів. При цьому такі корисні з'єднання присутні в конвертерному шлаках, як оксиди кальцію, марганцю не знаходять подальшого застосування.

Пряме використання конвертерного шлаків у складі шихти доменної плавки сполучене з рядом труднощів: висока температура плавлення, що приводить до заростання горна доменної печі; низька міцність матеріалу у зв'язку із присутністю незв'язаного оксиду кальцію, що у свою чергу погіршує хід доменної печі.

Для одержання шлаків із заданими фізико-хімічними властивостями, які б задовольняли вимогам аглодоменного виробництва необхідно підготовляти шлаки шляхом уведення в нього стабілізаторів на стадії випуску з конвертера. Таке технологічне рішення дає можливість використання стабілізаторів шлаків у кількості необхідному для зв'язування вільного оксиду кальцію з одночасним зниженням температури плавлення шлаків. При цьому для проходження фізико-хімічних процесів взаємодії стабілізатора й шлаків використовується фізичне тепло шлаків.

Авторами роботи в напівпромисловій лабораторії виконаний комплекс високо-температурних досліджень по одержанню стабілізованого конвертерного шлаку. Виконані дослідження показали принципову можливість одержання шлаків (СКШ) із заданими фізико-хімічними властивостями: температура плавлення не більш 1350 °С; стан шлаків – склоподібний; хімічний склад, % CaO не менш 35, SiO₂ 12-14, MnO 4-5, Fe_{заг} 30-35.

Виконані розрахунки коефіцієнтів заміни флюсів і агломерату в доменній плавці на СКШ. Так використання СКШ у складі шихти доменної плавки дозволить замінити агломерат з коефіцієнтом 0,5 і повністю виключити з складу шихти вапняк. Крім цього, при витраті СКШ 100 кг/т чавуну вноситься додатково 28 кг/т оксидів кальцію, що дозволить замінити в шихті доменної плавки офлюсований агломерат.

УДК 669

К. Г. Нізяєв¹, О. М. Стоянов¹, Є. В. Синегін¹, А.В. Скрипник¹, С. Б. Бойченко²

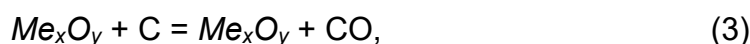
¹Український державний університет науки і технологій, Дніпро

²Jansen Steel Tubes, Швейцарія

ВЗАЄМОДІЯ ОКСИДІВ ВОГНЕТРИВУ З ВУГЛЕЦЕМ

Для вогнетривів системи оксид-вуглець (MeO – C) велике значення мають реакції взаємодії вуглецю з оксидом в присутні кисню. В загальному виді систему можна представити як потрійну M–O–C.

Взаємодія оксидів металу (в складі вогнетриву) з вуглецем проходить по реакції $Me + C = Me + CO$, яку слід розглядати як результуючу двох сумісних реакцій:



Умовою рівноваги системи, тобто реакції (3), є однаковий склад рівноважної газової фази ($CO + CO_2$) рівнянь (1) и (2).

Склад газової суміші ($CO + CO_2$) для наведених реакцій змінюється з температурою, а для реакції (2) - ще й в від залежності загального тиску в системі.

Якщо Me, MeO и C є твердими фазами і в системі не виникають тверді розчини, рівновага реакції (3) характеризується одним ступенем свободи. Тому при фіксованому тиску в системі температура, при якій реакція (3) знаходиться в рівновазі, має суворо визначене значення і називається температурою початку відновлення оксиду металу вуглецем – $T_{н.в.}$.

По В.П. Єлютину, оксиди металів взаємодіють з вуглецем при температурі:

$$T_{н.в.} = 0,467T_{пл} + 250, \quad (4)$$

де $T_{пл}$ - температура плавлення оксиду.

Температура початку взаємодії відповідає початку хімічної активності, тобто при досягненні цієї температури вірогідність відриву частки від поверхні кристалу і переходу її в газову фазу різко підвищується. Температура Бочвара–Таммана, при якій стає помітною дифузія в решітці твердого тіла і протікає хімічний процес, дорівнює $\sim 0,5$ температури плавлення оксиду. Цю температуру ще називають «реакційною» температурою речовини.

Процес прямої взаємодії оксиду з вуглецем виникає на початковому етапі взаємодії та протікає до тих пір, поки існує безпосередній контакт. Такий контакт в реальних твердих тілах складає дуже незначну частку їх повної поверхні, і в наслідок зміни об'єму в ході реакції контакт між частками додатково погіршується, особливо для реакцій, при яких виникає газоподібний продукт. Потім відновлення здійснюється непрямим шляхом через газову фазу. В цьому випадку швидкість взаємодії значно збільшується, оскільки в реакції приймає участь практично вся поверхня зерен дисперсного оксиду.

На початкових етапах взаємодії оксиду з вуглецем для реакції (3) термодинамічна температура $T_{н.в.}$ може бути знайдена з рівняння залежності зміни ізобарно-ізотермічного потенціалу реакції від температури. За термодинамічну температуру початку взаємодії приймають температуру, при якій величина $\Delta G_T = 0$.

Дослідження взаємодії вуглецю з оксидами, що містяться у вогнетриві, має важливе значення для визначення механізму руйнування футеровки сталеплавильних агрегатів під дією високих температур. Як правило, периклазовуглецеві вогнетриви містять в собі наступні оксиди: MgO, CaO, SiO₂, Al₂O₃, FeO, при цьому вміст перерахованих оксидів (без урахування MgO) не перевищує 1–2 %. Тому доцільно, в першу чергу, розглядати механізм взаємодії вуглецю з MgO. Взаємодія вказаних компонентів з вуглецем можлива при наявності хімічно активного кисню, дифузія якого, наприклад, до поверхні контакту MgO з вуглецем, є лімітуючою ланкою процесу. Дифузія кисню у вогнетрив визначається за рівнянням:

$$D = D_0 \times \exp\left(-\frac{E}{RT}\right), \quad (5):$$

де D_0 – передекспоненціальний множник, м²/с;

E – енергія активації, кДж/кмоль;

R – газова стала.

Вирішуючи рівняння (5) для температурних умов експлуатації футеровки сталеплавильних агрегатів, отримуємо наступні значення коефіцієнту дифузії кисню (табл.1).

Таблиця 1

Коефіцієнт дифузії кисню в об'єм вогнетриву при різних температурах

Температура, °C	$D_0 \times 10^4, \text{ м}^2/\text{с}$	$E \times 10^{-3}, \text{ кДж/кмоль}$	$D, \text{ м}^2/\text{с}$
1300	$2,5 \times 10^{-6}$	261,6 *	$0,5 \times 10^{-20}$
1400			$1,68 \times 10^{-20}$
1500			$4,86 \times 10^{-20}$
1600			$12,5 \times 10^{-20}$
1700			$29,4 \times 10^{-20}$

* - в інтервалі температур 1300 – 1750 °C [44].

Залежність коефіцієнту дифузії D від температури середовища має наступний вигляд (рис.1).

Залежність коефіцієнту дифузії від температури

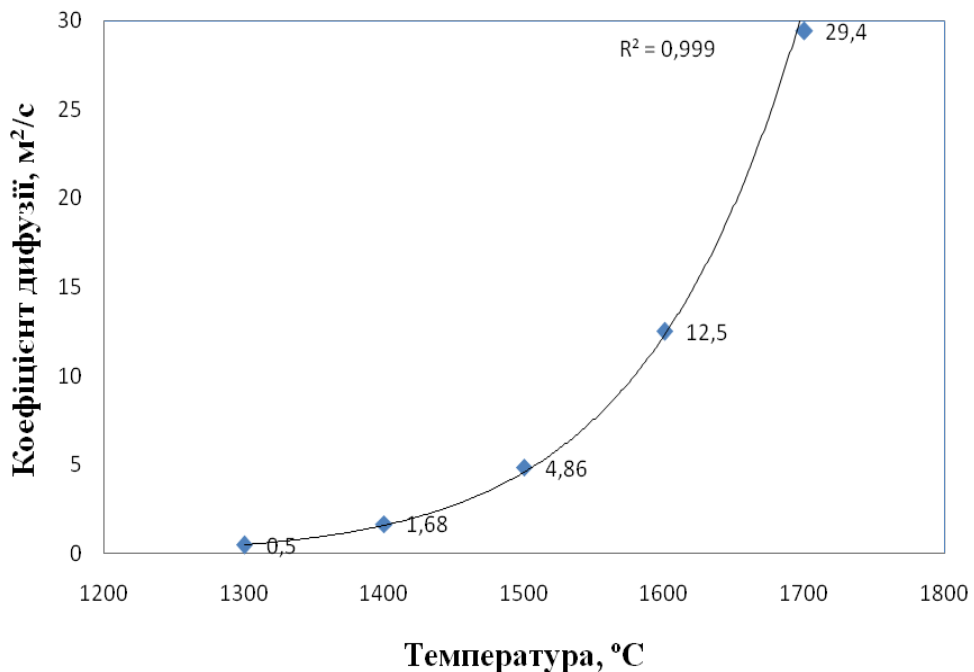


Рис.1. Залежність коефіцієнту дифузії D від температури середовища

Як видно з рис.10.1, при підвищенні температури процесу відбувається значне зростання коефіцієнту молекулярної дифузії.

Встановлено, що з підвищенням температури процесу швидкість проникнення кисню в вогнетрив значно зростає, що підвищує можливість відновлення MgO зі зростанням кількості окисленого вуглецю вогнетриву.

УДК 669.14.018.

Р. В. Подольський, О. А. Сафронова, О. Є. Меркулов, Г. А. Кононенко

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

СИСТЕМАТИЗУВАННЯ ШЛЯХІВ ЗМЕНШЕННЯ ЗНОШУВАННЯ ЗАЛІЗНИЧНОЇ РЕЙКИ

Безпека руху поїздів, збереження людей і вантажів в значній мірі залежать від якості, стійкості та надійності металопродукції залізничного призначення. В сучасних умовах експлуатації залізничного транспорту навантаження на вісь можуть досягати 35т, а кліматичні умови експлуатації - область дуже низьких температур.

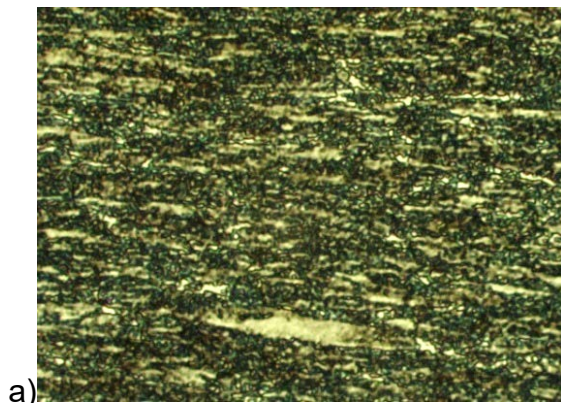
У зв'язку з розвитком техніки до конструкційних сталей пред'являють все більш високі технічні вимоги. Сталі, що використовуються для виготовлення відповідальних деталей, поряд з високою міцністю повинні володіти необхідною стійкістю, щоб чинити опір динамічному впливу. Іншими словами, матеріал повинен мати високу надійність та довговічність [1]. Перлітна сталь широко використовувалася в залізничній системі, але звичайна перлітна сталь схильна до утворення різних дефектів, таких як викришування головки в реальних умовах контакту рейок з колесами, що може привести до поломки рейки і потребувати великих витрат часу і коштів на технічне обслуговування [2-5].

Залізничні рейки – це деталі залізничних вузлів, що зазнають знакозмінні навантаження, метал повинен володіти високим опором втомі, а деталі, що труться – опором зношуванню. Саме характеристики опору зношуванню відіграють велику роль в роботі системи колесо-рейка-та визначають довговічність роботи цих деталей.

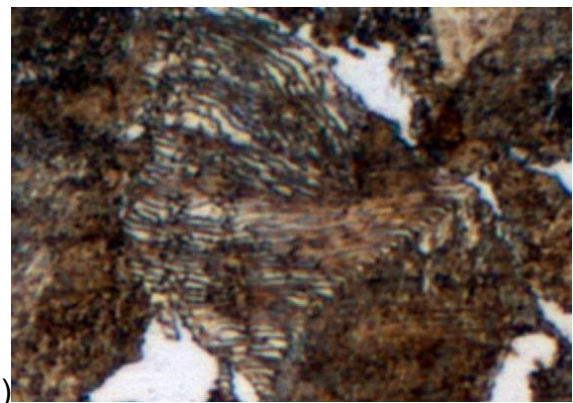
На механічні властивості сталі впливає зміна вмісту вуглецю, легування, диспергування структурних складових, подрібнення зерна, наклепання. Відомо, що підвищення границі плинності і міцності супроводжується, в основному, зниженням пластичності, ударної в'язкості і в'язкості руйнування [6]. Забезпечення високої міцності сталі без втрати пластичності і в'язкості є досить важким і суперечливим завданням матеріалознавства. Тому при розробці хімічних складів конструкційних сталей і режимів їх термічної обробки потрібно розглядати в першу чергу такі способи, при яких пластичні і в'язкі властивості зменшуються мінімально.

Експлуатаційні властивості залізничних рейок, виготовлених з конструкційних сталей, в першу чергу залежать від механічних властивостей [7]. На підставі проведеного аналізу НТД встановлено, що передові вимоги до залізничних рейок регламентують їх виробництво саме з перлітних рейкових сталей. Слід зазначити, що зносостійкість залізничних рейок в системі колесо–рейка є однією з найважливіших характеристик її працездатності. Зносом прийнято вважати зміну профілю поверхні по колу катання колеса поверхні головки рейки від сил взаємодії колеса з рейкою в процесі експлуатації [8-10]. Твердість традиційно використовувалася для оцінки зносостійкості перлітних рейкових сталей. Це не означає, що висока твердість є прямою причиною високої зносостійкості. У перлітних сталях зносостійкість зростає в міру збільшення вмісту вуглецю і зменшення міжпластинчастої перлітної відстані. Перліт складається з пластин твердого розчину α -заліза і карбїду заліза, що чергуються, і має відстань між пластинами, яка змінюється в залежності від температури утворення в міру охолодження рейки після прокатки. У міру збільшення швидкості охолодження відстань між рейками перліту зменшується, отже, збільшується твердість, яка забезпечується в рейках з загартованою головкою. Збільшення вмісту вуглецю збільшує об'ємну частку карбїдів заліза, які є твердими і мають тенденцію приймати орієнтацію, паралельну зі зношеною поверхнею.

Це поєднання проілюстровано на рисунку 1. Збагачений дислокаціями шар з ущільненою структурою твердого карбїду сам по собі, ймовірно, підвищує зносостійкість.



x1000



x1000

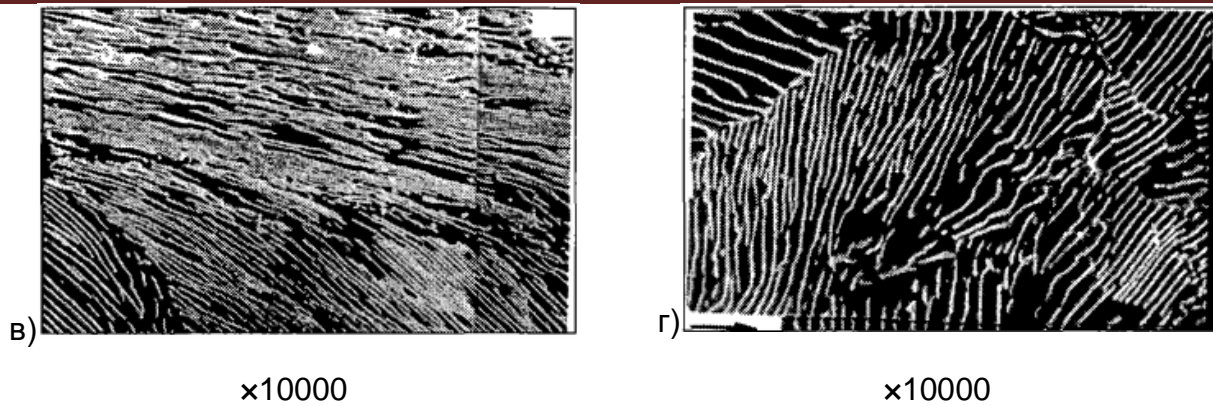


Рисунок 1 - Вплив деформації зношуванн на перлітну мікроструктуру: мікроструктура зношеної поверхні (А, В [11]), об'ємна мікроструктура (Б, Г [11])

Література

1. Гуляев А. П. *Металловедение* / А. П. Гуляев. – М.: Металлургия. 1977. – 646 с.
2. Ueda. M.; Matsuda. K. Effects of carbon content and hardness on rolling contact fatigue resistance in heavily loaded pearlitic rail steels. *Wear* 2020. 444–445. 203120. [CrossRef]
3. Kumar. A.; Dutta. A.; Makineni. S.; Herbig. M.; Petrov. R.; Sietsma. J. In-situ observation of strain partitioning and damage development in continuously cooled carbide-free bainitic steels using micro digital image correlation. *Mater. Sci. Eng. A* 2019. 757. 107–116. [CrossRef]
4. Sourmail. T.; Caballero. F.; Garcia-Mateo. C.; Smanio. V.; Ziegler. C.; Kuntz. M.; Elvira. R.; Leiro. A.; Vuorinen. E.; Teeri. T. Evaluation of potential of high Si high C steel nanostructured bainite for wear and fatigue applications. *Mater. Sci. Technol.* 2013. 29. 1166–1173. [CrossRef]
5. Jiapeng L.. Yingqi L.. Yinhua Z.. Smanio. V.. Yue H.. Lubing S.. Haohao D.. Wenjian W.. Fengshou L.. Shaobo Z.. Tong S. Dry rolling/sliding wear of bainitic rail steels under different contact stresses and slip ratios. *Material.* 2020. 13. 4678. doi:10.3390/ma13204678
6. Инглиш А. Т.. Бакофен У. А. Влияние технологи обработки металлов на их сопротивление разрушению / А. Т. Инглиш. У. А. Бакофен // *Разрушение. Разрушение металлов.* Т. 6. – М.: Металлургия. 1976. – С. 90 – 143.
7. Константинов В. М. Анализ путей повышения хладостойкости ряда углеродистых и низколегированных конструкционных сталей / В. М. Константинов. А. И. Галимский. Б. Б. Хина // *Металлургия: республиканский межведомственный сборник научных трудов.* – Минск: БНТУ. 2015. – Вып. 36. – С. 177 – 185.

8. Колесная сталь / Узлов И.Г., Гасик М.И., Есаулов А.Т. и др. – К.: Техніка. 1985. – 168 с.
9. Ларин Т. В. Повышение износостойкости паровозных деталей / Т. В. Ларин. В. П. Девяткин. Н. А. Малоземов // Труды ЦНИИ МПС. Трансжелдориздат. - 1955. - Вып. 103. - С. 7-118.
10. Ларин Т. В. О механизме износа железнодорожных колес / Т. В. Ларин. В. П. Девяткин // Трение и износ в машинах. АН СССР. - 1956. - Сб. XI. - С. 33-35.
11. The Comparative Wear Performance of Premium and Bainitic Rail Steels Under Heavy Axle Loads / Sawley K., Jimenez R. – К.: Association of American Railroads Transportation Technology Center. Inc.. 2000. – 57p.

УДК 536.2

Ю. М. Радченко, О. В. Гупало, М. О. Штацький

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

РЕКОНСТРУКЦІЯ КАМЕРНОЇ ПЕЧІ ПЕРІОДИЧНОЇ ДІЇ

Зниження загальних обсягів виробництва призвело до того, що підприємства працюють не на повну потужність. 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.

Одним з ефективних способів скорочення енерговитрат в цих умовах є вдосконалення теплового обгороджування печей на основі застосування сучасних вогнетривких матеріалів для футерування [1–3].

В роботі досліджувалась установка для виготовлення сталевих відводів, що являє собою комбінований агрегат (піч-прес) для нагріву трубних заготовок з наступною деформацією на оправці. Піч працює кожен день в одну зміну. Як впливає з досвіду експлуатації печі, температура на внутрішній поверхні кладки досить швидко зростає до робочої (850 °С), а після завершення роботи – піч охолоджується до наступного ранку природним шляхом.

Питання про вибір товщини кладки зазвичай вирішується з врахуванням теплового режиму роботи печі. Якщо піч працює періодично, то окрім теплоти, яка втрачається через кладку теплопровідністю, потрібно мати на увазі і теплоту, що витрачається на розігрівання захололої кладки.

За допомогою комп'ютерної програми, що розроблена авторами, виконано розрахункове дослідження роботи печі за чотирма варіантами (існуючий та три проектні). Узагальнені дані по варіантам представлено на рис. 1, 2.

Для існуючих умов роботи (120 мм – вогнетрив, 60 мм – теплова ізоляція) розрахунки показали, що піч виходить на сталий циклічний режим роботи починаючи з третьої доби тижня. Тобто кожного ранку піч знаходиться у теплому стані. Температура поверхні кладки з середини на рівні 350 – 360 °С, а з зовні – 80 – 85 °С. У той же час, за дві неробочі доби (субота та неділя) піч повністю охолоджується.

Підрахунок теплових втрат за робочу зміну (8 годин) показав, що втрати теплоти теплопровідністю через кладку складають 37,4 МДж, а масою футерівки печі акумулюється 126,9 МДж. До початку нової робочої зміни, ця акумульована теплота продовжує втрачатися у повітря цеху – 72,6 МДж. Таким чином, для компенсації цих витрат потрібно спалювати 30,73 м³ природного газу.

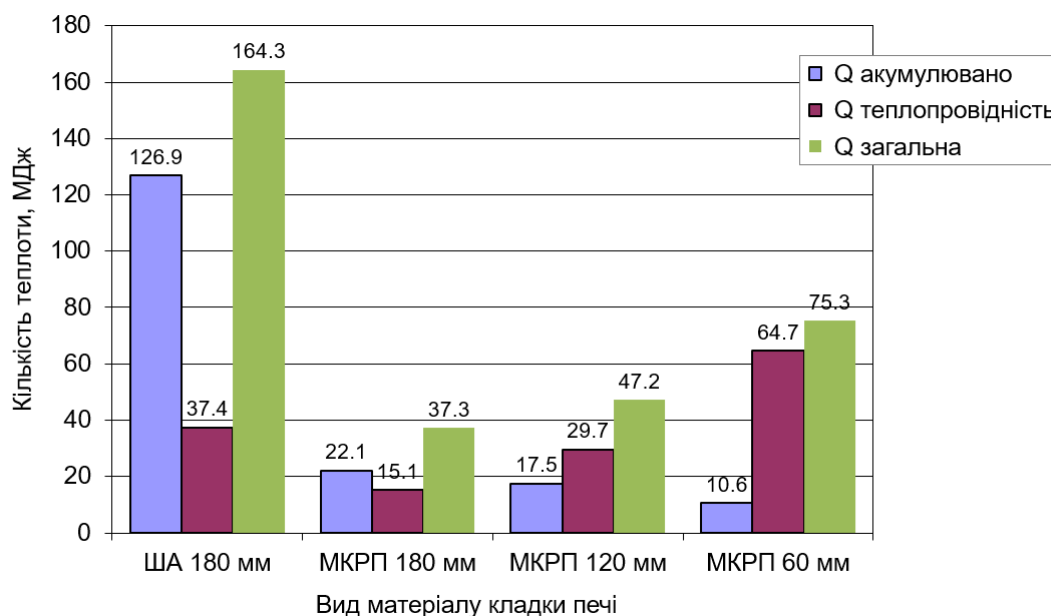


Рис. 1 – Добові втрати теплоти піччю по варіантам

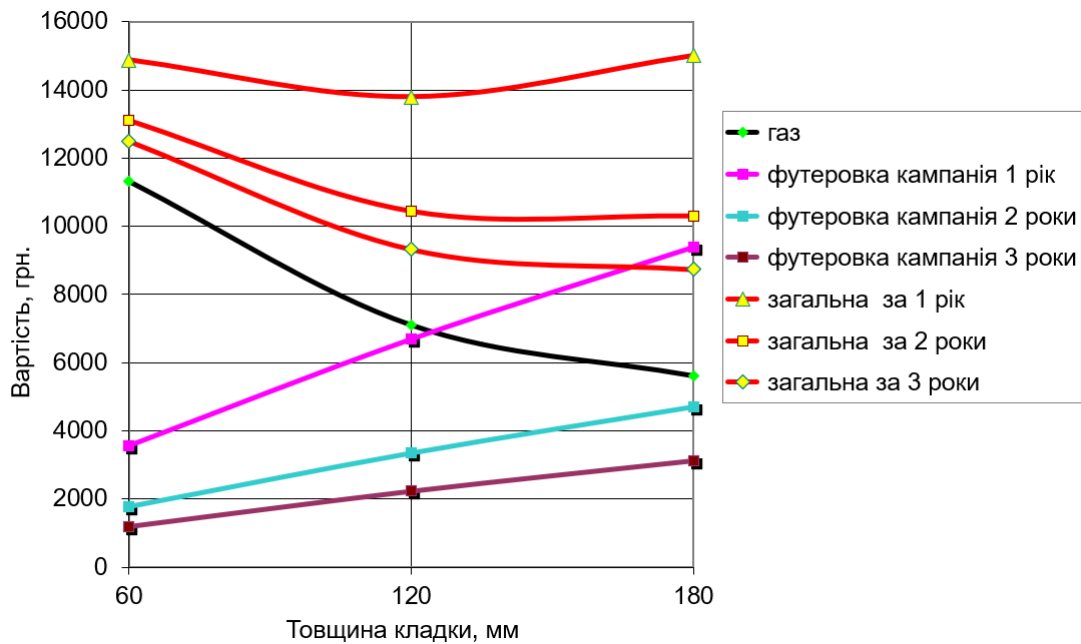


Рис. 2 – Загальні витрати на підтримку робочого стану печі

За першим варіантом була розрахована кладка печі з теплоізоляційної плити МКРП-340 товщиною 180 мм (три шари по 60 мм). Потім, враховуючи технічну характеристику матеріалу та спираючись на попередні результати розрахунків, обчислили ще два варіанти, для яких прийняли товщину плити 120 мм та 60 мм.

На відміну від комбінованої шамотно-діатомової, футеровка з МКРП-340 працює в сталому циклічному режимі вже з першої робочої доби при будь якій товщині стін. При цьому вона повністю охолоджується за дві неробочі доби.

Зменшення товщини шару МКРП призводить до помітного підвищення теплових втрат теплопровідністю, при відносно незначному скороченні акумульованої теплоти. Крім того, значно зростає температура зовнішніх поверхонь.

Висновки

Заміна кладки з цегли на футерування з плити МКРП-340 економічно доцільна в усіх випадках. Проте, на вибір того чи іншого варіанту суттєво впливає термін служби футерування печі. Огородження з МКРП-340 товщиною до 60 мм обумовлює максимальні експлуатаційні витрати при будь-якій тривалості кампанії печі. При кампанії до двох років, збільшення товщини стін зверх 120 мм не дає будь якого помітного ефекту. При кампанії печі від трьох років і більше, стіни з МКРП товщиною 180 мм забезпечують мінімальні загальні експлуатаційні витрати. Для умов розглянутої печі, при строку

служби футеровки в один рік – спостерігається чіткий мінімум витрат при товщині кладки в 120 мм. Отримані результати можуть змінюватися в залежності від тривалості робочого часу, вартості матеріалів і, головним чином, вартості природного газу.

Список літератури

1. Губинский, В. И. Современные способы энергосбережения в нагревательных печах металлургии и машиностроения / В. И. Губинский, П. М. Ревун, Ю. Н. Радченко // Металлургическая теплотехника: сб. науч. трудов НМетАУ. – Днепропетровск: НМетАУ, 2001. С. 191-196.

2. Губинский, В. И. Опыт применения волокнистых материалов для футеровки печей трубного производства / В. И. Губинский, А. А. Згура, А. В. Красин // Металлургическая теплотехника : сб. науч. трудов НМетАУ.– Днепропетровск : НМетАУ, 2003. – С. 64-69.

3. Еремин, А. О. Энергосбережение в термических камерных печах с глубоким охлаждением кладки между нагревами металла / А. О. Еремин, Т. Н. Шемет, О. Л. Еремина // Металлургическая теплотехника : сб. науч. трудов НМетАУ. – Днепропетровск : ЧП Грек О.С., 2006. – С. 139-151.

УДК 621.771.26.04.002.003.12

В. Г. Раздобрєєв, К. Ю. Ключніков, О. І. Лещенко, Д. Г. Паламар

Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова Національної Академії Наук України,
м. Дніпро

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ОСНОВНИХ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ПРОЦЕСУ ВОЛОЧІННЯ В ЗДВОЄНИХ РОЛИКОВИХ ВОЛОКАХ НА ДИНАМІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПРОЦЕСУ

Основні недоліки процесу волочіння в монолітних волокнах найбільш всього виявляються при чорнових операціях формозміни і полягають в порівняно низькій продуктивності, високих витратах на підготовку поверхні вихідної заготовки, необхідності використання дорогих мастил, низької стійкості і високої трудомісткості виготовлення робочого інструменту. При виробництві фасонних профілів – це неможливість отримання тонкостінних профілів і профілів з малими радіусами закруглення, недостатне

опрацювання поперечного перетину металу, що деформується, отриманого ливарними методами [1].

В останні роки одним з найбільш перспективних і поширених процесів виробництва металопродукції з дроту є його волочіння в прокатних клітках з непривідними валками – роликками (ці кліті отримали назву роликкових волок, клітей або голівок). В даний час роликкові волоки використовують при виробництві дроту різного призначення в широкому діапазоні профілерозмірів, при цьому найбільшого поширення вони набули при волочінні прямокутних, трапецієвидних та круглих профілів. Великий практичний інтерес, що проявляється до волочіння в роликкових волоках, обумовлений рядом переваг даного способу, що поєднує в собі особливості процесів волочіння і плющення [1, 2].

Істотне зменшення потужності, що витрачається на подолання сил тертя, призводить до зменшення величини переднього натягу, необхідного для здійснення процесу волочіння. Сила волочіння при деформації металу в роликковій волоці знижується на 10-30 %, що дозволяє у ряді випадків зменшити число переходів в традиційних (з використанням монолітних волок) маршрутах волочіння, інтенсифікуючи тим самим технологічний процес. Зменшення величини напруг, що розтягують метал в осередку деформації при волочінні в роликках покращує схему напруженого стану і дозволяє здійснювати деформацію матеріалів із зниженими пластичними властивостями, що робить волочіння в роликкових волоках більш переважним в порівнянні із звичайним волочінням при обробці металів і сплавів, які важко деформуються. Особливий інтерес представляють роликкові волоки із зсувом пар вертикальних і горизонтальних роликів (тип R), встановлених в одному корпусі (їх ще називають здвоєні роликкові волоки) [1, 2]. Ці волоки використовують для отримання: фасонного або круглого дроту; прутків та дроту прямокутного перерізу; дроту контактного з міді та її сплавів; фасонних профілів високої точності з увігнутими і опуклими поверхнями; холоднодеформованого арматурного прокату; труб та інших довгомірних виробів [1-3].

Процес виробництва фасонних профілів високої точності, методом волочіння в здвоєних роликкових волоках, має наступні переваги:

- дозволяє здійснювати холодну деформацію в плоских зазорах, з вільним перебігом металу в зазорі, що виключає проблему виникнення підрізів, закатів і вусів на готовому профілі, що підвищує якість отримуваних профілів;
- підвищення точності отримуваних профілів за рахунок усунення осьових люфтів в роликкових вузлах;

- механізми групового синхронного радіального регулювання робочих роликів підвищують точність профілів, що виготовляються, і скорочують тривалість налаштування роликів калібрів;

- деталі всіх вузлів роликів пристроїв уніфіковані і виконані однаково для горизонтальних і вертикальних пар робочих роликів.

На динамічні характеристики процесу волочіння в роликів волоках (напруга і сила волочіння) впливають такі технологічні чинники, основними з яких є: властивості міцності металу або сплаву, що деформується; ступінь деформації за перехід; геометрія інструменту; властивості, що визначають умови тертя на контакт; хімічний склад металу і інструменту, вигляд підзмащувального шару і тип мастила; стан і чистота поверхні інструменту і металу; сила протинатягу; швидкість волочіння; масштабний чинник. З врахуванням впливу цих чинників сила протягання має бути мінімальною в кожному даному процесі, оскільки вона визначає величину допустимого одиночного обтискання, продуктивність процесу і його енерговитрати, властивості деформованого металу.

Для визначення силових умов і впливу основних технологічних параметрів процесу плющення-волочіння на характеристики процесу виконали аналітичні дослідження холодного плющення – волочіння. Для визначення величини напруги натягнення, необхідної для деформації металу в роликів волоці використовували вирази, які наведені в роботі [4]. Вихідні дані для аналітичних досліджень холодного плющення – волочіння (волочіння в роликів волоках) прийняті наступні: марка сталі – Ст 08сп; розміри підкату до деформації в непривідних валках – 2,03×5,82 мм; діаметр валків – 35 мм; швидкість плющення - волочіння – 0,5 м/с. Отримані в ході аналітичних досліджень залежності силових умов та впливу основних технологічних параметрів процесу плющення-волочіння підкату зі сталі Ст 08сп на характеристики процесу порівнювали з аналогічними залежностями для підкату зі сталей марок 10, 20, 40 та 30ХГСА, які наведені в роботах [1, 4].

В результаті аналітичних досліджень показано, що значення сили і напруги волочіння змінюються прямо пропорційно зміні величин границі міцності і текучості металу, що деформується.

Підтверджено, що зі збільшенням величин границі міцності металу і модуля зміцнення значення напруги волочіння збільшується прямо пропорційно, при цьому із збільшенням часткових обтискань інтенсивність зміни збільшується.

Показано, що вплив тертя на процес протягування крізь роликів волоки виявляється не настільки однозначно. Завдяки ефекту обертання роликів, який компенсує

втрати на тертя в зонах відставання і випередження, збільшення коефіцієнта тертя не настільки суттєво підвищує напругу протягання, як при волочінні. Основний ефект тертя виявляється в умовах служби інструменту.

Визначено, що сила протинатягу, збільшуючи долю подовжньої напруги, що розтягує метал, підвищує значення напруги і сили волочіння. Це призводить до необхідності знижувати величини одиничних і сумарних обтискання для збереження умов стабільності протікання процесу. Для вирішення цієї задачі рекомендовано використовувати подвійний інструмент при кожному переході в лінії волочильного стану.

Встановлено, що із збільшенням ступеня деформації в непривідних валках напруга волочіння, необхідна для здійснення процесу плющення-волочіння, також збільшується. Вплив хімічного складу матеріалу (марки сталі), що деформується, визначається величиною базового значення границі плинності і величиною коефіцієнта наклепу, що і визначає величину границі плинності для заданих умов деформації.

Визначено, що вплив параметра відношення радіусу валка до висоти профілю до деформації в роликовій волоці (R / h_0) на напругу волочіння полягає в тому, що із збільшенням діаметру ролика (відношення R / h_0 збільшується) напруга волочіння зменшується.

Список літератури

1. Гулько В. И. Производство профилей и проволоки в роликовых волоках / В. И. Гулько, В. А. Войцеховский, А. К. Григорьев. – Ижевск: Удмуртия, 1989. – 132 с.
2. Песин А.М. Плющение стальной ленты / А.М. Песин, В.М. Салганик, К.Ю. Куранов. – Магнитогорск: МГТУ, 2004. – 157 с.
3. Ресурсо- и энергосбережение в металлургии. Разработка машин и технологий металлургии при инновационном риске. Кн. 2 / [С.П. Буркин, Е.А. Коршунов, В.В. Шимов и др.]; под ред. С.П. Буркина. – Екатеринбург, 2010. – 560 с.
4. Лещенко А.И. Определение тягового напряжения при волочении профилей в двухроликовой волоке / А.И. Лещенко, В. Г. Раздобреев, К. Ю. Ключников, П.В. Токмаков. – Обработка материалов давлением: сборник научных трудов. – Краматорск: ДГМА, 2013. – №2(35). – С. 136-141.

В. О. Рубан, О. М. Стоянов, Є. В. Синегін

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

**МЕТОДИКА ПРОВЕДЕННЯ ФІЗИЧНОГО МОДЕЛЮВАННЯ ЗМІНИ РЕАКЦІЙНОЇ
ЗОНИ ПІД ЕЛЕКТРОДОМ НА УСТАНОВЦІ «КІВШ-ПІЧ»**

Властивості електричної дуги мають значний вплив на теплові процеси установки «ківш-піч» (УКП), підвищуючи передачу теплоти від дуги до рідкої ванни. Режим роботи трансформатора УКП визначає довжину дуги: більший ступінь трансформатора збільшує напругу та струм, збільшуючи довжину дуги. Під дією електричної дуги відбувається зміщення шлаку з піделектродної зони, занурюючи дугу в розплав металу до рівня гідростатичного тиску. Найбільш вірогідною формою реакційної зони, що утворюється під впливом електричної дуги в точці дотику з металевою ванною під електродом, є лунка у вигляді кульового сегменту «меніску» [1].

Велика кількість авторів займалась проведенням досліджень процесів, які пов'язані з перенесенням енергії, маси, імпульсу та заряду в плазмі електричної дуги [2–7]. Очевидно, що при зміні геометричних параметрів лунки буде змінюватись ефективність теплопередачі від дуги до металу.

Отже, для визначення сумісного впливу імпульсу електричної дуги і вдування газу каналом графітованого порожнистого електрода (ГПЕ) були заздалегідь проведені розрахунки параметрів лунки, яка утворюється лише під дією електричної дуги під час позапічної обробки сталі на УКП. Глибину лунки розраховано за формулою 1:

$$h_{\text{мен.}} = 3 \cdot 10^{-3} \cdot I_{\text{д}}, \text{ м}, \quad (1)$$

де $I_{\text{д}}$ – сила струму дуги, кА.

Радіус кола, що утворює основу лунки розраховано за формулою 2:

$$r_{\text{к}} = r_{\text{е}} + L_{\text{д}} \cdot \sin\theta, \text{ м}, \quad (2)$$

де $r_{\text{е}}$ – радіус електрода, м; θ – кут нахилу стовпа дуги до осі електрода; $L_{\text{д}}$ – довжина дуги, м.

Оскільки для визначення радіусу необхідно знати довжину дуги, її значення можна отримати за допомогою формули 3:

$$L_{\text{д}} = \frac{U_{\text{д}} - a}{b} \cdot 10^{-3}, \text{ м}, \quad (3)$$

де a – сума катодного та анодного падіння напруги за даними різних дослідників складає 17 В та 22 В; b – градієнт потенціалу у стовпі дуги $b = 1,0$ В/мм, для закінчення розплавлення сталі, $b=0,8$ В/мм для окисного та відновлювального періодів.

Наступним етапом було розраховано критерії подібності за якими розроблено план експерименту та створено експериментальну установку для ізотермічного моделювання [1].

Проведені дослідження включали варіювання таких параметрів, як висота шару шлаку, висота розташування ГПЕ над рівнем дзеркала металу, а також режими подачі газу електродом. Висота шлаку змінювалась в межах від 6 до 14 мм, що відповідає товщині шлаку на прототипі від 100 до 200 мм. Висота розташування ГПЕ над рівнем дзеркала металу становила 70% від висоти шлаку. Режимми подачі газу електродом варіювались в діапазоні від 0,13 до 0,5 м³/год, що відповідає витратам газу на прототипі від 3 до 20 м³/год. Під контролем знаходилися наступні параметри: тиск газу, висота розташування ГПЕ, товщина шлаку і глибина утвореної лунки.

Ця методика є основою для подальших досліджень і може бути використана при проведенні аналогічних досліджень

Література

1. Ruban, V., Investigating cavity formation in an electric arc zone during out-of-furnace processing of steel / V. Ruban, O. Stoianov, K. Niziaiev, Y. Synehin, S. Zhuravlova, K. Malii // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. – 2023. – № 4/1. – С. 134–142. doi: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2023.284884>
2. Крикент И. В. Численное моделирование сильноточного дугового разряда в установке ковш–печь постоянного тока / И. В. Крикент, И. В. Кривцун, В. Ф. Демченко, В. П. Пиптюк // Современная электрометаллургия. – 2013. – № 3. – С. 45–49.
3. Смирнов, А.Н. Процессы непрерывной разливки: монография / А.Н. Смирнов, В.Л. Пилюшенко, А.А. Минаев С.В. Момот, Ю.Н. Белобров. – Донецк: ДонНТУ, 2002. – 536 с.
4. Ushio, M. Mathematical modeling of flows field and heat transfer in high-current arc discharge / M. Ushio, J. Szekely, C.W. Chang // Ironmaking and Steelmaking. – 1981. – № 6. – S. 279–286.
5. Alexis J. Modeling of heat transfer from an electric arc – a simulation of heating. Part I / J. Alexis, M. Ramirez, G. Trapaga, P. Jonsson // 57th Electric Furnace conf. proc.: ISS (Warrendale, November 14-16, 1999). – Warrendale, 1999. – S. 279–287.

6. Alexis J. Modeling of a DC electric arc furnace – heat transfer from the arc / J. Alexis, M. Ramirez, G. Trapaga, P. Jonsson // ISIJ Intern. – 2000. – 40, № 11. – S. 1089–1097.
7. Fan H.G. A unified model of transport phenomena in gas metal arc welding including electrode, arc plasma and molten pool / H.G. Fan, R. Kovacevic // Ibid. – 2004. – 37. – S. 2531–2544.

УДК 669.184

В. О. Рубан, О. М. Стоянов, Є. В. Синегін

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ ЗМІНИ РЕАКЦІЙНОЇ ЗОНИ ПІД ЕЛЕКТРОДОМ НА УСТАНОВЦІ «КІВШ-ПІЧ»

Вдосконалення технологій позапічної обробки сталі на установці «ківш-піч» є невід'ємною складовою розвитку металургійного виробництва. Для оптимізації будь-яких технологічних процесів, на одному із етапів досить важливим є проведення фізичного моделювання. На основі проведених досліджень за допомогою ізотермічної моделі, які направлені на вивчення формування реакційної зони під графітованим порожнистим електродом (ГПЕ) отримано дані, що описують поведінку металевої ванни і шлакового покриву [1].

Проведення даного дослідження фільмувалось за допомогою камери яку встановлено фронтально на границі метал-шлак та за допомогою камери встановленої знизу під моделлю ковша. Відзняті відеофайли, були розкадровані та проаналізовані, завдяки чому, отримано дані щодо впливу висоти шару шлаку та інтенсивності подачі газу каналом порожнистого електрода на глибину лунки металу та площу її поверхні.

Спираючись на проведений аналіз отриманих даних, запропоновані раціональні витрати газу, що вдувається через ГПЕ, які склали від 3 до 6 м³/год при висоті шлакового покриву 100 мм і від 6 до 10 м³/год при висоті шлаку 200 мм. Дані обмеження обумовлені наступним:

- металева ванна знаходиться у спокійному стані, що унеможливорює сильне заглиблення лунки та її «захливання» металом.

– шлаковий покрив навколо електрода не розривається завдяки чому реакційна зона під електродом закрита. Це унеможливорює теплові втрати в атмосферу печі.

Визначено зміну глибини і площі лунки сформованої у реакційній зоні під електродом. Так при висоті шлакового покриву 100 мм і витратах газу 3–6 м³/год глибина лунки склала від 66 до 85 мм, а площа – від 0,21 до 0,23 м². При висоті шлакового покриву 200 мм і витратах газу 6–10 м³/год глибина лунки – від 65–82 мм, а площа – 0,29–0,35 м².

Виходячи із зазначеного вище, дотримання запропонованої інтенсивності вдування газу каналом порожнистого електрода сприяє збільшенню площі лунки металу в 1,1–1,7 рази, що має позитивний вплив на передачу теплоти випромінюванням або теплопередачою до металевій ванни під час роботи ГПЕ на установці «ківш-піч».

Література

1. Ruban, V., Investigating cavity formation in an electric arc zone during out-of-furnace processing of steel / V. Ruban, O. Stoianov, K. Niziaiev, Y. Synehin, S. Zhuravlova, K. Malii // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. – 2023. – № 4/1. – С. 134–142. doi: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2023.284884>

УДК 669

Р. М. Руденко, К. І. Чубін, М. Р. Руденко, М. А. Кашесв, О. А. Чубіна

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

КОЛОСНИК ДЛЯ АГЛОМЕРАЦІЙНОЇ МАШИНИ ЗІ ЗНИЖЕНИМ ОПОРОМ

Метою роботи є розробка конструкції колосника візка агломераційної машини з підвищеним ступенем самоочищення.

Вступ. Одним із недоліків роботи агломераційних машин в умовах металургійного підприємства України є робота на тонкодисперсних шихтах без укладання зворотної фракції агломерату крупністю 15-25 мм [1]. При цьому тонкодисперсна шихта в момент завантаження і спікання, а також дрібна фракція агломерату попадають в простір між робочими частинами колосника кріпильної частини і підколосниковими балками [2]. В результаті чого блокується рух колосників у вертикальній площині. Констру-

ктивно кріпильна частина виконана таким чином, що в момент установки в колосниковому полі утворюється простір обмежений контактними поверхнями колосника і підколосниковими балками з одним входом.

Основний матеріал. Аналіз особливості типових конструкцій колосників агломераційних машин надав можливість встановити місця зменшення площі контактних поверхонь колосника і підколосникових балок. Це можливо за рахунок виконання зівів замків нижніх упорів клиноподібної форми. Було запропоновано зниження площі паралельних контактних поверхонь. Це повинно підвищити ступінь виходу твердих частинок з міжколосникового простору.

Іншим технічним рішенням є перенесення плоскопаралельних контактних поверхонь з головної частини колосника на кріпильну частину. В результаті чого робоча частина складає всю довжину колосника. Переріз робочої частини запропоновано виконати у формі овалу. Зменшення радіусу направлено вниз колосника. Це призведе до збільшення площі активного перетину системи колосникових грат. Для виходу твердих частинок з простору між колосниками і підколосниковими балками запропоновано зменшити товщину нижніх упорів.

Такі рішення збільшать кількість газу, що проходить через живий перетин системи колосникових грат агломераційної машини та підвищить більш рівномірний його розподіл в площині кріпильної частини. А перенесення контактних поверхонь на кріпильну частину забезпечить вертикальний рух колосника відносно спікального візка.

Спікальний візок дозволяє рухатись колосникам в вертикальній площині агломераційної машини в момент повороту в головній та в хвостовій частині. Практично в цих місцях відбувається очищення міжколосникового простору від залишків агломераційної шихти, що не пройшла стадію агломерації та частинок агломерату дрібної фракції.

В запропонованій конструкції колосника, що складає колосникову решітку агломераційної шихти процес видалення дрібних частинок відбувається на всьому протязі руху спікальних візків агломашини. Навіть під час агломерації, в робочому і холостому положенні, між головним і холостим радіусами, за рахунок клиноподібних профілів кріпильної частини відбувається очищення.

Висновки. Запропонована конструкція колосника агломераційної машини за рахунок зниження опору дозволить збільшити кількість газу, що проходить через систему колосникових грат та підвищить ступінь самоочищення і термін експлуатації.

1. Бондаренко В.Д., Руденко Н.Р. Исследование влияния активного сечения колосниковой решетки на показатели агломерационного процесса и разработка рациональной конструкции колосников // Теория и практика металлургии. - 2005. - № 1-2. - С. 24-27.

2. О возможности дальнейшего совершенствования конструкций агломерационных лент /Е.Ф. Вегман, А.Р. Жак, Е.А. Романчиков и др. // Сталь. -1994. - № 3. - С. 7-12.

УДК 669

**Є. В. Синегін¹, К. Г. Нізяєв¹, С. В. Журавльова¹, Р. Є. Острянін¹, М. О. Дей¹,
М. О. Еконго²**

¹Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

²DHM GROUP, м. Дніпро

МЕТОДИ ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ПЕРЕМІШУВАННЯ МЕТАЛУ В КРИСТАЛІЗАТОРІ МБЛЗ

Методи електромагнітної обробки сталі почали активно розвиватися на початку 70-х рр. минулого сторіччя і сьогодні є невід'ємною частиною технології безперервного розливання сталі у всіх країнах світу. Широкого вжитку магнітогідродинамічна (МГД) обробка розплаву набуває і у кольоровій металургії, зокрема з метою отримання металевих суспензій. Експлуатаційні характеристики мідних сплавів після МГД обробки збільшуються на 30 %, в алюмінієвих сплавах зменшується на 80 % кількість голкових неметалевих включень та у 6 разів їхня довжина, зносостійкість антифрикційних алюмінієвих сплавів збільшується у 2,5÷6 разів [1].

Вплив електромагнітного поля на рідкий метал виявляється як на макро- так і на мікрорівні. На макрорівні електромагнітну енергію використовують для плавки металу та його нагрівання електричним струмом, переміщення металевого розплаву під дією електромагнітних сил, накладання тиску на рідкий метал, у тому числі у передкристалізаційний період.

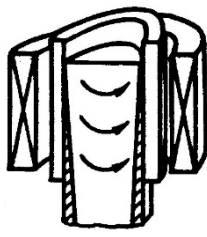
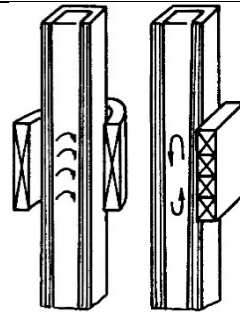
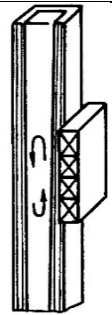
На мікрорівні магнітні поля безпосередньо впливають на атоми хімічних елементів, що входять до складу сплавів, та надають їм різних прискорень, зумовлюють ди-

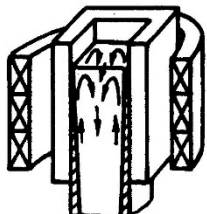
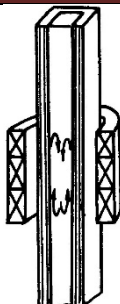
польні взаємодії в системах з феромагнітними і парамагнітними фазами та орієнтацією феромагнітних часточок уздовж силових ліній поля, змінюють величину коефіцієнта молекулярної дифузії елементів у рідкому металі та величину критичного зародка при кристалізації металу. Все це дає змогу керувати рухом металу, тиском, тепло- та масообміном в об'ємі металевого розплаву, змінюючи структуру і властивості литих заготовок. Безперечною перевагою МГД обробки є її безконтактний характер і низька інерційність [2].

При ЕМП відбувається низка важливих процесів зокрема: інтенсифікація тепло- і масообміну в об'ємі металу, що твердіє; вирівнювання температурного і концентраційного градієнту; інтенсифікація теплообміну з твердою кіркою; руйнування дендритів на фронті кристалізації; поліпшення умов асиміляції неметалевих включень шлаковою фазою. Дослідами на сплавах кольорових металів доведена можливість модифікування емульсованих неметалевих включень. За характером впливу ЕМП на технологію безперервного розливання розрізняють шість принципів методів індукційного ЕМП для сортових, блюмових та слябових МБЛЗ у кристалізаторі, зоні вторинного охолодження (ЗВО) та зоні остаточного тверднення (ЗОТ) (таблиця 1) [1, 2, 3].

ЕМП в кристалізаторі полем, що обертається (*mold electromagnetic stirring – MEMS*) – різновид індуктивного перемішування спрямований на створення обертального руху рідкого металу у кристалізаторі. Слід зауважити, що на сортових і блюмових МБЛЗ обертальний рух металу завжди ініціюється обертальним магнітним полем, а на слябових використовується два генератори лінійного магнітного поля різної направленості.

Таблиця 1. Особливості та результати використання пристроїв ЕМП

Тип МБЛЗ	Кристалізатор	ЗВО	ЗОТ
Сортова, блюмова	 MEMS	 SEMS	 FEMS

Слябова	 FC MEMS, EMBR	 SEMS	-
Марки сталі	низьколеговані, пружинні, холоднокатані та середньовуглецеві	нержавіючі та інструментальні	пружинні, шарикопідшипникові, спеціальні високовуглецевисті
Мета ЕМП			
– неметалеві включення	+		
– шпаристість	+		
– газова пори	+		
– прориви кірки	+		
– внутрішні тріщини	+	+	
– стовпчаста структура	+	+	
– осьова ліквация	+	+	+
– центральна пористість	+	+	+
– V-подібна ліквация			+

За рахунок обертання сталі неметалеві включення та газу із меншою у порівнянні з металом густиною спрямовуються до центральної частини безперервнолітої заготовки (БЛЗ), звідки конвекційними потоками переносяться до дзеркала металу і асимілюються шлаком. Крім того, вимушена конвекція призводить до ламання гілок дендритів, пригнічуючи розвиток зони транскристалізації. Уламки дендритів, що відіграють роль штучних зародків, додатково подрібнюють структуру, зменшуючи осьову ліквацию та центральну пористість. Поліпшення умов теплообміну рідкої фази із кіркою заготовки збільшує товщину кірки на виході з кристалізатора, зменшуючи імовірність проривів кірки під кристалізатором та вірогідність утворення внутрішніх тріщин [3, 4].

Другою системою ЕМП, що застосовується переважно на слябових МБЛЗ, є системи електромагнітного гальмування (*electromagnetic brake* – EMBR). Метою якої є гальмування струменя сталі, що витікає з кристалізатора. Гальмування струменя дозволяє зменшити вірогідність проривів за рахунок поліпшення умов первинного охолодження сталі, а також зменшує глибину занурення газових і неметалевих включень у рідку сталь [2, 3, 4].

Використання системи керування потоками у кристалізаторі (*fluent control mold electromagnetic stirring* – FC MEMS) показує хороші результати у комплексі із застосуванням безнапірних заглибних стаканів. Метою FC MOLD є зменшення ефекту розмивання кірки заготовки потоками металу, що витікає з отворів заглибного стакану перпендикулярно стінкам кристалізатора. Основний ефект – поліпшення умов формування твердої кірки заготовки [3, 4].

На етапі вторинного охолодження заготовки застосовують системи електромагнітного перемішування із обертальним або лінійним магнітним полем (*strand electromagnetic stirring* – SEMS). Їх мета – пригнічення розвитку стовпчастих кристалів, а також усереднення хімічного складу та температури рідкої фази [1, 3, 4].

ЕМП на фінальній стадії тверднення (*final electromagnetic stirring* – FEMS) та її перспективний аналог електромагнітний бустер (комплекс у складі FEMS та «м'якого» обтиснення) зазвичай використовують з метою пригнічення осьової ліквідації та усадочної шпаристості. Наразі використання FEMS обмежено через труднощі у визначенні його розташування та режимів роботи [3, 4].

Використання МГД-систем вельми доцільно і за розливання сталі на МБЛЗ валкового типу. Їх використання спрямоване на виконання трьох основних задач технології: організація перемішування металу у проміжному ковші; організація підводу рідкої сталі у міжвалковий простір; запобігання бічного витікання металу з міжвалкового простору. Розташування цих систем обмежується промковшем, заглибним стаканом та кристалізатором [5].

Перелік посилань

1. The Effects of Electromagnetic Stirring on Solidification Structure of Continuously Cast SUS430 Stainless Steel Slabs / H. Takeuchi, H. Mori, Y. Ikehara [et al.] // Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. – 1981. – №2. – P. 109-116.
2. Основи металургійного виробництва металів і сплавів: Підручник / Д.Ф. Чернега, В.С. Богушевський, Ю.Я. Готвянський [та ін.]; За ред. Д.Ф. Чернеги, Ю.Я. Готвянського. – К.: Вища школа, 2006. – 503 с.
3. Воронов В.Ф. Повышение качества стали и снижение эксплуатационных затрат при использовании индукционного перемешивания / В.Ф. Воронов, А.Г. Шалимов // Труды VIII конгресса сталеплавильщиков. Нижний Тагил, 18-22 октября 2005 г. – М.: ОАО «Черметинформация», 2005. – С. 562-568.

4. Электромагнитные воздействия на жидкий и кристаллизующийся металл при непрерывной разливке стали: перспективы использования мирового опыта и отечественных разработок в металлургии Украины / В.И. Дубоделов, М.С. Горюк, А.Н. Смирнов, А.Ф. Колесниченко // 50 лет непрерывной разливке стали в Украине: Сб. научн. тр. / под редакцией Д.А. Дюдкина, А.Н. Смирнова. – Донецк: «Ноулидж», 2010. – С. 529.

5. Горюк М.С. Перспективи застосування оригінального магнітодинамічного обладнання в технологіях валкового лиття / М.С. Горюк, В.К. Погорський, М.А. Слажнев // Литейное производство: технологии, материалы, оборудование, экономика и экология: Материалы II международной научно-практической конференции. Киев, 19-21 ноября 2012 г. – Киев, 2012. – С. 77-79.

УДК 539.5

А. Л. Сиротенко¹, С. М. Зінченко²

¹Український державний університет науки і технологій м. Дніпро

² Нікопольський регіональний центр моніторингу освіти та соціального партнерства

УДУНТ, м. Нікополь

ЗАЛЕЖНІСТЬ МІЖ ВПЛИВОМ ДОМІШОК НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ТИТАНУ ТА ЯКІСТЮ ВИРОБНИЦТВА ХОЛОДНОДЕФОРМОВАНИХ ТРУБ

Технологічні процеси виробництва холоднодеформованих труб із титану та його сплавів широко застосовуються у мировій практиці. При цьому проблеми підвищення якості титанових труб при холодній пільгерної прокатці висувують ряд актуальних задач щодо дослідження впливу домішок на структуру та властивості титану.

Структура та механічні властивості титану залежать від присутніх в ньому домішок. Ці домішки розділяються на два класи: перший клас – домішки, що утворюють з титаном розчини впровадження (O, N, C, H); другий клас – домішки, що утворюють з титаном розчини заміщення (Fe та Si).

Залізо утворює з α - та β -Ті тверді розчини заміщення та стабілізує β -фазу. Зі зниженням температури розчинність заліза зменшується та при температурі 500 °С стає меншою 0,01%. Залізо здійснює значно менший вплив на властивості титану, ніж домішки впровадження.

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2023

В системі Ti-Si утворюється декілька силіцидів, найближчий по складу до титана – Ti_5Si_3 . Кремній знижує температуру поліморфного перетворення титану. Розчинність кремнію в α -Ti складає 0,45% при 860 °C та 0,30% при 750 °C.

Кремній впливає на механічні властивості титанових труб, як і залізо.

Залізо та кремній спеціально вводять в титанові сплави як легуючі елементи. Частіше легують титанові сплави кремнієм, тому що він підвищує їх жароміцність.

Кисень стабілізує α -фазу, підвищує температуру поліморфного перетворення. Кисень знижує пластичні властивості титану в області малих концентрацій (до 0,2%), в інтервалі 0,2-0,5% кисень мало впливає на пластичність, а при більшому його вмісті титан цілком втрачає здатність до пластичного деформування.

Пластичні властивості титанових труб при введенні азоту зменшуються, а більше 0,2% – настає крихке руйнування.

Вуглець підвищує температуру поліморфного перетворення титану. Вуглець здійснює на властивості титанових труб менший вплив, ніж кисень та азот.

Водень відноситься до числа найбільш шкідливих домішок в титані та його сплавах, тому що викликає водневу крихкість.

Порівняльні результати стійкості інструменту (калібрів та оправок) титанових труб, у яких були присутні домішки (Fe і Si) при дворядній прокатці на станах ХПТ ПрАТ «СЕНТРАВІС ПРОДАКШН УКРЕЙН», були у 5 – 7 разів більше.

Таблиця 1 – Стійкість калібрів і оправок титанових труб з домішками при холодній дворядній прокатці на станах ХПТ

Марка сталі труб	Калібри (тис, м)			Оправки (тис, м)		
	ХПТ32-4В	ХПТ55-4В	ХПТ90-4В	ХПТ32-4В	ХПТ55-4В	ХПТ90-4В
Сплави титану	20-30	35-40	25-50	1,5-2,5	4,0-6,0	8,0-10,0

Подальшу роботу вбачаємо в удосконаленні проектування холодної пильгерної прокатки труб зі сплавів титану та технологічних прийомів, які сприяють покращенню їх фізико-механічних властивостей на основі розвитку методів розрахунку з використанням інтенсивної пластичної деформації.

Список літератури

1. Зильберг Ю. В. Теория обработки металлов давлением: Монография. / Ю.В. Зильберг – Днепропетровск: Пороги, 2009. – 434 с.
2. Данченко В.Н. Холодная пильгерная прокатка труб. / В. Н. Данченко, Я. В. Фролов, В.Ф. Фролов – Днепропетровск: Пороги, 2005. – 255 с.
3. Атанасов В. Р. Развитие процессов пильгерной прокатки прецизионных труб : Монография. / В.Р. Атанасов, Ю.М. Беликов, А.А. Терещенко – Днепропетровск : Січ, 2014. – 136 с.
4. Сравнение свойств – Титан, сплав титана. Марочник стали и сплавов [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://www.splav-kharkov.com/choose_type_class.php?type_id=17

УДК 669.184

Є. М. Сігарьов, Ю. С. Лобанов, М. Р. Руденко, Д. В. Єськов
Дніпровський державний технічний університет, Кам'янське

ТЕМПЕРАТУРНО-КОНЦЕНТРАЦІЙНІ ФАКТОРИ ФОРМУВАННЯ ГАРНІСАЖНОГО ПОКРИТТЯ

Як відомо, гарнісажний шар на поверхні футерівки конвертера оплавляється та змивається шлаковим розплавом зазвичай у першу третину продувки конвертерної ванни. Знос робочого шару футерівки з периклазовуглецевих вогнетривів обумовлений безперервним переміщенням зневуглецьованої при контакті з киснем або оксидами заліза зони вглиб робочого шару вогнетривів. При швидкості руху шлаку вздовж поверхні вогнетривів менше ніж 0,05 м/с, що має місце лише на початку продувки ванни, в умовах коли швидкість окиснення вуглецю, особливо в периферійних ділянках ванни, достатньо мала, знос вогнетривів залежить від зовнішнього масопереносу. Протягом основної частини продувки ванни знос вогнетривів не залежить від інтенсивності перемішування ванни і ланки зовнішнього масопереносу.

Глибина фільтрації середньоосновного первинного ($B=2,7$) шлаку в $MgO-C$ вогнетрив з вмістом вуглецю більше 6 мас.% не перевищує 0,5 мм, в той же час для кислих шлаків ($B=1,0$) цей показник складає 4,0-5,0 мм. Тому важливим завданням є зме-

ншення швидкості масопереносу у шлаку у перший період плавки. Це можливо за рахунок підвищення в'язкості шлаку, зменшення площі контакту останнього з футерівкою та збільшенням крайового кута змочування, захисту футерівки шаром шлакового гарнісажу належної міцності та товщини.

Встановлено вплив товщини гарнісажного шару на поверхні футерівки не тільки на тривалість кампанії конвертера по футерівці, а й на технологічні параметри конвертерної плавки, пов'язані зі шлаковим режимом та тепловтратами. При розрахунку матеріального балансу конвертерної плавки необхідно враховувати змивання частини сформованого шлакового гарнісажу з відповідним збільшенням поточної маси шлаку та зміною його хімічного складу. Зі збільшенням маси гарнісажу у шлаку слід очікувати зростання питомих витрат металошихти, що пов'язано з додатковими втратами заліза з корольками та додаткових витрат кисню на продувку ванни.

Механізм формування гарнісажного шару в основному визначається аеродинамічними умовами взаємодії газового струменя зі шлаковою ванною, обсягом та фракційним складом потоку шлакових крапель, умовами їх відриву від поверхні ванни та перенесення на поверхню футерівки.

У переважній кількості відомих моделей та підходів до опису механізму формування шлакового гарнісажу не враховується, або не уточнюється вплив зменшення товщини футерівки конвертера на швидкість нарощення гарнісажного шару. Не враховується і можливість переміщення (сповзання) крапель шлаку, нанесеного для формування гарнісажного шару, по вертикальній поверхні вогнетривів до моменту перколяції шлаку. Це не дозволяє у повній мірі оцінити фактичну товщину шару у визначених зонах та розробити способи її надійного забезпечення. До одних із способів нанесення гарнісажного шару необхідної (розрахункової) товщини віднесено використання нетрадиційних конструкцій гарнісажних фурм, у тому числі багатоярусних [1], призначених для примусового перенаправлення частини винесеного з ванни потоку шлакових крапель у необхідному напрямку на «проблемні» зони футерівки. Необхідно також врахувати вплив градієнту температур та кількість твердих тугоплавких частинок різних фракцій [2] на зміну температури крапель шлаку, що переносяться на футерівку. Температура робочої поверхні вогнетриву (1540-1590 °C), характер теплообмінних процесів у робочому просторі агрегата [3] будуть суттєво впливати умови «налипання» крапель та швидкість перколяції шлакового шару, що контактує з футерівкою.

Авторами доповіді уточнено методику розрахунку впливу тиску додаткових газових струменів на зворотній газшлаковий потік, що утворюється при вдуванні газо-

вих струменів з наконечника фурми у рідку ванну. Розрахунки виконані для двохярусної гарнісажної фурми. При площі кола перетину бокових струменів з врахуванням d_x та з врахуванням довжини кола внутрішньої поверхні стін 250-т конвертера (L) поверхня поясу внутрішньої робочої поверхні конвертера у площині контакту із боковим струменем $S'_{\text{пов}}$ складає: на початку кампанії по футерівці: для $d_{\text{конв}} = 4,2$ м ($d_x = 1,23$ м на відстані $x = 2,1$ м) : $S'_{\text{пов}}^{4,0} = 12,78$ м² при $L = 13,04$ м; наприкінці кампанії для $d_{\text{конв}} = 6,1$ м (для $d_x = 1,92$ м на відстані $x = 3,2$ м) : $S'_{\text{пов}}^{6,0} = 31,4$ м² при $L = 14,98$ м відповідно, а покривається струменями (K_n) лише $4,68$ м², або приблизно 30%. Це підтверджує можливість локалізації у просторі й використання впливу бокових газових струменів на траєкторію руху шлакових крапель та їх розташування на вертикальній поверхні футерівки. Сила тиску потоку азоту з бокового газового струменя другого ярусу фурми на краплю шлаку, що переноситься у газошлаковому потоці на відстані « x » від зрізу бокового сопла у $0,5$ м для краплі $d_k = 3$ мм складе $F_{0,5(3)} = 0,045$ Н. Площа поверхні вогнетриву, що буде покрита краплею складатиме, наприклад, для краплі шлаку діаметром $d_k = 3$ мм $S_3 = 7,065 \cdot 10^{-6}$ м²; а для $d_k = 5$ мм $S_5 = 19,625 \cdot 10^{-6}$ м² відповідно. Крапля шлаку $d_k = 3$ мм матиме кінетичну енергію у $0,047$ Дж та після контакту з вогнетривом в залежності від градієнту температур досягне умов первинної кристалізації, або стікатиме під впливом сил тяжіння у напрямку до шлакової ванни. Для створення додаткових центрів кристалізації запропоновано внесення у рідку шлакову ванну частинок тугоплавких модифікаторів різних фракцій.

Авторами доповіді розроблено методику розрахунку впливу кількості тугоплавких частинок (модифікаторів) у краплях шлаку різних діаметрів, що переносяться на поверхню вогнетриву по ходу роздування шлакової ванни, на зміну температури крапель від моменту їх вильоту з ванни до контакту з футерівкою.

Досліджено вплив крайового кута змочування шлаковими краплями з модифікаторами різних фракцій, на площу їх розтікання по поверхні футерівці кисневого конвертера, незахищеної гарнісажем та при наявності на останній гарнісажного шару товщиною 5-30 мм. Виконані розрахунки відстані зміщення крапель, за рахунок сил тяжіння, по вертикальній стіні конвертера від початкової точки контакту з футерівкою. Вивчено комплексний вплив поверхневого натягу, крайового кута змочування, діаметру крапель та вмісту в них тугоплавких модифікаторів на розрахункову відстань переміщення крапель шлаку по поверхні вогнетривів.

Список літератури

1. Гарнісажна фурма із змінним розташуванням ярусів: пат. 130174 Україна. Заявл. 05.06.2018; опубл. 26.11.2018, Бюл. № 22.
2. Спосіб нанесення шлакового гарнісажу на футерівку конвертерів комбінованого дуття: пат. 129813 Україна. Заявл. 29.05.2018; опубл. 12.11.2018, Бюл. №21.
3. Горбунов А.Д., Сигарев Е.Н., Семенова Д.А. Теплообмен в рабочем пространстве конвертера при вдувании азотных струй в шлаковую ванну // Технічна теплофізика та промислова теплоенергетика. - Вып. 7(22). – 2015. – С.64-73.

УДК 669.16

Є. М. Сігарьов, Д. В. Єськов, І. М. Матина, Д. А. Коваленко

Дніпровський державний технічний університет, Кам'янське

ОБҐРУНТУВАННЯ ОПТИМАЛЬНОГО СКЛАДУ ШЛАКУ КОВШОВОЇ ДЕСУЛЬФУРАЦІЇ ЧАВУНУ

Одним з перспективних напрямків зменшення втрат заліза при рафінуванні переробних чавунів на установках десульфурації (УДЧ) перед конвертерною переробкою є коригування в'язкості та поверхневого натягу ковшового шлаку, що формується по ходу операції. Завдання вирішується за рахунок оптимізації хімічного складу шлаку за умов збереження його десульфуруючої зданості. Відомо, що найбільш легкоплавкі евтектики $(\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2+\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2+\text{тридиміт}; \text{CaO}\cdot\text{SiO}_2+\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2+2\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiO}_2)$, на відміну від покровних шлаків ковшової десульфурації чавуну з інжекцією як магнію, так і сумішей на основі CaO та магнію, плавляться при температурі ~ 1300 °C.

Маса сірки, що може бути видалена зі шлаком («продуктивність» шлаку по сірці) відрізняється від «сульфідної ємності» шлаку, отриманої розрахунками з використанням термодинаміки. Незважаючи на існування різноманітних механізмів та причин втрат заліза при ковшовій десульфурації: винесення Fe у потоці відхідних газів; вильот крапель Fe за межі ковша при руйнуванні спливаючих газових пазирів на границі ме-

тал-газ; затування шлаку у металеву ванну потоками у барботажній зоні із захопленням рідкого металу; видалення Fe зі шлаком, що скачують з поверхні ванни після обробки, найбільші втрати (0,4-2,6% від маси металу) обумовлені саме останнім варіантом.

До початку вдування реагентів-десульфураторів на поверхні ковшової ванни залишається шар міксерного (МШ) або доменного шлаку (ДШ) зазвичай в кількості 1200 та 1500 кг відповідно. МШ ПрАТ «Камет-Сталь» мають хімічний склад, %: 20-26,4 CaO, 41-51,4 SiO₂, 2,7-6,0 MgO, 4,7-18,0 Al₂O₃, 2,9-10,0 MnO, 5-8 FeO_x. ДШ ПрАТ «Камет-Сталь» має, у середньому, наступний хімічний склад, %: 48,2 CaO, 39,7 SiO₂, 5,5 MgO, 5,0 Al₂O₃, 0,09 MnO, 0,37 FeO_x. Шлаки з поверхні ванни перед обробкою чавуну не скачують. По ходу вдування вглиб ванни магнію (при моноінжекції) або суміші CaO+магній (при коінжекції) видалення сірки відбувається за рахунок утворення MgS_{ТВ} та MgS_{ТВ} й частково CaS_{ТВ}, що переходять у шар покровного шлаку. Внаслідок протікання масообмінних процесів CaO→MgS_{ТВ}→CaS→MgO хімічний склад та фізичні властивості шлаку безперервно змінюються.

Авторами доповіді досліджено умови зміни та характеристики шлаку десульфурації чавуну на УДЧ у 230-т заливальних ковшах конвертерного цеху ПрАТ «Камет-Сталь». Коінжекційною технологією проведення обробки передбачено вдування углиб розплаву чавуну (у середньому 200 т) суміші флюїдизованого вапна та диспергованого магнію. Передбачена і можливість введення розріджувачів шлаку, але у зв'язку з їх високою вартістю та відповідним зростанням собівартості обробки, такий варіант не застосовується.

Вміст заліза у ковшових шлаках УДЧ ПрАТ «Камет-Сталь» сягає 68-80% від маси кінцевого шлаку. Актуальним питанням є вибір дешевих недефіцитних розріджувачів-модифікаторів шлаку. У технологічному маршруті виробництва сталі на ПрАТ «Камет-Сталь» задіяні агрегати «ківш-піч» (АКП); відходами доведення сталі на яких є малоокиснений шлак (ШАКП₁) з підвищеним вмістом CaO. Склад шлаку ШАКП₁, %: 65-68 CaO, 24-26 SiO₂, 4,4-5,3 MgO, 2,21-4,23 Al₂O₃, 0,1-0,13 P₂O₅. Використання шлаку ШАКП₁ у якості модифікатору ДШ або МШ, що залишаються на поверхні чавуну перед вдуванням десульфураторів, та/або введення його по ходу вдування суміші CaO+Mg, за попередніми оцінками, сприятиме вирішенню екологічних завдань (утилізації відходів) та зменшенню собівартості обробки і втрат заліза. У шлаках з основністю CaO/SiO₂ нижче 0,93 (що відповідає молярному співвідношенню CaO/SiO₂=1) утворення CaS

уповільнене внаслідок відсутності вільних іонів O^{2-} й потребує додаткових витрат вапна. Введення ШАКП₁ з вмістом $CaO > 60\%$ здатне забезпечити економію коштовного флюїдизованого вапна.

Дослідженнями механізму рафінування чавуну показано, що максимальною рідкотекучістю володіють легкоплавкі шлаки евтектичного складу, а їх адсорбційна ємність залежить від ступеня структурно-хімічного розпорядження [1]. Відомо, що присадки MgO та Al_2O_3 знижують температуру плавлення шлаку у визначених інтервалах їх вмісту.

Авторами доповіді виконані розрахунки змін хімічних складів ДШ, МШ та ковшового шлаку УДЧ ПрАТ «Камет-Сталь» при введенні ШАКП₁, визначені плавкість та їх в'язкість після модифікування. Виконаний порівняльний аналіз змін фізико-хімічних властивостей вказаних вище шлаків ПрАТ «Камет-Сталь» та шлаків УДЧ і кінцевих шлаків АКП (ШАКП₂) одного з Європейських металургійних підприємств (МПЄ), що використовує коінжекційну технологію десульфурації чавуну на основі $CaO+Mg$. ШАКП₂ відрізняється підвищеним вмістом Al_2O_3 та має наступний склад, %: 57,3 CaO , 4,9 SiO_2 , 6,7 MgO , 24,6 Al_2O_3 , 0,5 P_2O_5 . Розрахунки виконані для умов комбінованого використання шлаків ПрАТ «Камет-Сталь», шлаків МПЄ, введення ШАКП₁, ШАКП₂ у різних поєднаннях, при витраті CaO та Mg на обробку чавуну 460 та 120 кг відповідно. На даному етапі досліджень FeO_x зі складу шлаку виключено, хоча останні має істотний вплив на в'язкість, поверхневий натяг та плавкість досліджених модифікованих шлаків.

Виконано прогнозування сульфідної ємності (C_s) на основі хімічного складу модифікованих шлаків з врахуванням оптичної основності (Λ), запропонованої Duffy та Ingram. Для розрахунку оптичної основності використані моделі, запропоновані Hao & Wang, Sosinsky & Sommerville, Young зі співавторами, Zhang зі співавторами. При розрахунках Λ та визначенні змін фізико-хімічних властивостей враховували основні компоненти шлаків (CaO , SiO_2 , Al_2O_3) та наявність до 10% MgO .

Хоча різні моделі дають відмінні результати, для модифікованих введенням ШАКП шлаків значення $\log C_s$ у діапазоні від -2,3 до -5,15, що корелює з даними відомих робіт. Визначений ступінь впливу на C_s змін температури та вмісту (CaO). Зважаючи на те, що шлаки десульфурації зазвичай не є гомогенними [2] та містять певну кількість твердого CaS , прогнозування C_s недостатньо точно для промислових умов але є можливим при використанні для оптимізації хімічного складу покривного шлаку на УДЧ. В'язкість та плавкість досліджених шлаків визначали з використанням потрійних діаграм. За результатами виконаного для наведених вище умов аналізу встановлено, що

для збільшення обсягу рідкого покривного шлаку вміст MgO має бути в межах 8,6-9,8%, а вміст Al₂O₃ складати 12-15% при CaO/SiO₂ більше 1,1.

Список літератури

1. Анализ рафинировочных процессов ковшевой обработки стали / Буга И.Д., Троцан А.И., Белов Б.Ф., Носоченко О.В. [и др.] // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2010. – №3. – С. 16-20.

2. Сігарьов Є.М., Кочмола Д.С., Чубін К.І. Вплив покривного шлаку на перебіг ковшової десульфурзації чавуну // *Теорія і практика металургії*. - №1-2. – 2018. – С. 67-75.

УДК 621.74.047:621.746.27

**О. М. Смірнов, А. Ю. Семенко, Ю. П. Скоробагатько, М. С. Горюк, Ю. О. Смірнов,
В. В. Буряк, Д. І. Гойда, А. О. Горшков, Л. М. Лакомська**

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

e-mail: semenko.au@gmail.com

ПЕРСПЕКТИВИ ЗАСТОСУВАННЯ ЗОВНІШНІХ ФІЗИЧНИХ ДІЙ У КРИСТАЛІЗАТОРІ, ЗОНІ ВТОРИННОГО ОХОЛОДЖЕННЯ ТА ЗОНІ ФІНАЛЬНОГО ТВЕРДНЕННЯ БЕЗ- ПЕРЕРВНОЛИТОЇ ЗАГОТОВКИ

Сучасні тенденції розвитку процесів одержання безперервнолитих заготовок мають на меті поліпшення якості лиття, підвищення продуктивності процесу, ресурсо- та енергозбереження. Для досягнення зазначених цілей можна виділити наступні кроки, що ґрунтуються на застосуванні зовнішніх фізичних дій: забезпечення по можливості малонапорного надходження розплаву з проміжного ковша через занурений сталерозливний стакан до кристалізатора машини безперервного лиття заготовок (МБЛЗ) або гальмування високошвидкісних потоків розплаву безпосередньо у кристалізаторі; забезпечення підведення розплаву по всій ширині кристалізатора; збільшення тепловідводу в кристалізаторі; вплив на формування поверхні безперервнолітої заготовки в кристалізаторі; забезпечення видалення газових та неметалевих включень з рідкометалевої ванни в зоні кристалізатора; збільшення тепловідводу в зонах

вторинного охолодження та фінального тверднення безперервнолитої заготовки; вплив на внутрішню структуру заготовки, подавлення ліквідаційних процесів у зонах вторинного охолодження та фінального тверднення безперервнолитої заготовки; м'яке обтиснення безперервнолитої заготовки та максимально можливе наближення її геометрії до кінцевого продукту в зонах її вторинного охолодження та фінального тверднення.

Широко застосовуються на практиці ряд способів та пристроїв для забезпечення необхідних режимів надходження розплаву в кристалізатор МБЛЗ. Їх застосування визначаються маркою сплаву, типорозміром одержуваної заготовки, вимогами щодо якості її поверхні, структури і властивостей, продуктивністю процесу тощо. Метою є передусім підвищення ККД кристалізатора (збільшення тепловідводу), скорочення технологічної довжини МБЛЗ, зменшення собівартості продукції, створення передумов для можливої механічної обробки тверднучої гарячої заготовки одразу після її виходу з кристалізатора. Зокрема, для деяких видів металопродукції діючі стандарти провідних промислово розвинених країн світу передбачають обов'язкове застосування електромагнітного перемішування на різних стадіях формування заготовки.

При виготовленні заготовок значної ширини і водночас відносно малої товщини (тонкі сляби або смуга і листова продукція, одержані литтям у двовалковий кристалізатор) актуальним є вирішення проблеми розосередження рідкометалевого потоку по всій ширині порожнини кристалізатора або міжвалкового зазору. Для цього застосовують спеціальні щілиноподібні розливні стакани типу «бобровий хвіст» або електромагнітні системи, дія яких ґрунтується на використанні ефекту Гартмана.

Також при виробництві слябів через значний металостатичний напір при розливанні та високу лінійну швидкість розплаву часто застосовують електромагнітні пристрої для гальмування потоку (EMBR), які можуть бути вбудовані безпосередньо в кристалізатор, однак у будь-якому разі є вельми складними та дорогими за вартістю.

При одержанні сортових заготовок у кристалізаторі МБЛЗ використовуються передусім системи, що забезпечують видалення газів і неметалевих включень за рахунок застосування вібрації, пульсаційного (газоімпульсного) або електромагнітного перемішування.

Також електромагнітні системи можуть застосовуватися для відтиснення поверхні заготовки від стінок кристалізатора, а комплексне застосування систем електромагнітного перемішування у кристалізаторі, зонах вторинного охолодження і фінального тверднення заготовки має на меті подавлення структурної та фізико-хімічної не-

однорідності по перерізу і довжині заготовки (запобігання ліквідації і сегрегації, зменшення – аж до по можливості повного усунення – розмірів зони стовпчастих кристалів, забезпечення ізотропії властивостей тощо).

Попередні дослідження співробітників ФТІМС НАН України дозволили створити необхідні передумови застосування різноманітних технічних рішень, у т. ч. з використанням електромагнітних полів і спеціалізованих МГД-пристроїв, для стабілізації температурних та гідродинамічних параметрів надходження рідкого металу з проміжного ковша через занурений сталерозливний стакан до кристалізатора МБЛЗ.

За результатами проведеного аналізу можна стверджувати, що у кристалізаторі МБЛЗ доцільне використання МГД-пристрою, який завдяки особливостям своєї конструкції поєднує функції гальмування рідкометалевого потоку та його перемішування. Завдяки цьому суттєво зменшиться глибина проникнення високотемпературного струменя розплаву у тіло тверднучої заготовки, що дозволить скоротити технологічну довжину МБЛЗ. Зокрема, таким чином буде більш ефективно використано можливості кристалізатора в частині відведення тепла, які до сьогодні через високу динаміку розливання реалізовані не більше ніж на 70-80%.

В зоні фінального тверднення заготовки доцільно застосувати систему валків для її м'якого механічного обтиснення (SMR). Це дозволить суттєво наблизити конфігурацію заготовки до вимог щодо геометрії кінцевого продукту, поліпшити якість поверхні, зменшити кількість підповерхневих дефектів, вплинути на процеси структуроутворення, ліквідації і сегрегації у центральній частині перерізу заготовки. Також завдяки проведенню обтиснення щойно сформованої гарячої тверднучої заготовки, значно скоротяться подальші часові та енергетичні витрати на операції її нагріву-охолодження під прокатування.

Одним з підходів до вирішення проблеми поліпшення якості тверднучої заготовки є вивчення перспектив застосування електромагнітних бустерів – спеціальних пристроїв, які у поєднанні з механічним обтисненням тверднучої заготовки використовують електричний струм і явище надпровідності для створення сильних магнітних полів (індукція ~10 Тл). Такі схрещені поля створюють в рухомому злитку електромагнітну силу, яка спрямована вздовж осі заготовки протилежно напрямку лиття і у кілька разів перевершує гравітаційну складову процесу кристалізації. В результаті створюється рух рідкої фази з міждендритного простору, і порожнечі, що утворилися в окремих місцях заготовки через «перехоплення» рідкої лунки і в цілому є наслідком нерівномірності фронту кристалізації, заповнюються рідкою фазою. В результаті спільної дії обтискних валків і електромагнітної сили ефект обтиснення посилюється, що особливо

важливо при розливанні блюмів, оскільки їх каркас має значно більшу жорсткість, ніж у сляба, що істотно збільшує необхідне зусилля обтискання. На сьогодні в Україні подібні розробки взагалі відсутні, тому слід вважати за доцільне проведення попередніх теоретичних розрахунків, математичного і фізичного моделювання щодо техніко-економічної перспективності застосування таких пристроїв.

УДК 621.74.047:621.746.27

**О. М. Смірнов¹, В.Є. Ухін², А. Ю. Семенко¹, Ю. П. Скоробагатько¹, Ю. О. Смірнов¹,
М. С. Горюк¹, Д. І. Гойда¹, Л. С. Воронько¹**

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

²ТОВ «ШЕФФІЛД РЕФРАКТОРІС УКРАЇНА», Дніпро

e-mail: semenko.au@gmail.com

ШЛЯХИ ОПТИМІЗАЦІЇ УМОВ РОЗЛИВАННЯ РІДКОЇ СТАЛІ І ФОРМУВАННЯ БЕЗ- ПЕРЕРВНОЛИТИХ ЗАГОТОВОК В КРИСТАЛІЗАТОРІ МБЛЗ

Відомо, що картина руху розплаву в кристалізаторі МБЛЗ багато в чому визначається інтенсивністю та характером поведінки падаючого струменя, який витікає з проміжного ковша через занурений сталерозливний стакан. При цьому потрапляння струменя в кристалізатор супроводжується перемішуванням (бурлінням) металу біля поверхні та у об'ємі рідкометалевої лунки (рис.), що погіршує роботу змащення, сприяє зтягуванню в метал бульбашок газу та шлакових включень, ускладнює роботу пристрою для автоматичного контролю рівня металу та ін. Найбільш сильний вплив ефекту падіння струменя в рідкометалеву ванну кристалізатора спостерігається при розливанні сортових заготовок на високошвидкісних МБЛЗ.

Використання системи «стопор-моноблок» – «стакан-дозатор» – «занурений стакан» дозволяє більш точно й вчасно регулювати витрату металу під час розливання в автоматичному режимі, не змінюючи швидкість витягування заготовки. При цьому забезпечується збереження сталого рівня металевого розплаву в кристалізаторі, що найбільш точно враховує особливості формування скоринки заготовки про всій довжині гільзи при поточній швидкості лиття.

Відсутність необхідності регулювання швидкості розливання рівнем металу в проміжному ковші МБЛЗ дозволяє підтримувати в ньому оптимальну кількість розплаву, що стабілізує також температуру розливання. Підведення струменя сталі за допомогою зануреного стакана під рівень металу в кристалізаторі запобігає бурлінню на поверхні лунки, а можливість істотного збільшення внутрішнього діаметра стакана-дозатора (у порівнянні з вільним витіканням) у кілька разів знижує швидкість його заростання відкладеннями корунду. Крім цього, розливання закритим струменем дозволяє застосовувати спеціальні шлакоутворюючі суміші, які забезпечують покращення якості поверхні заготовки.

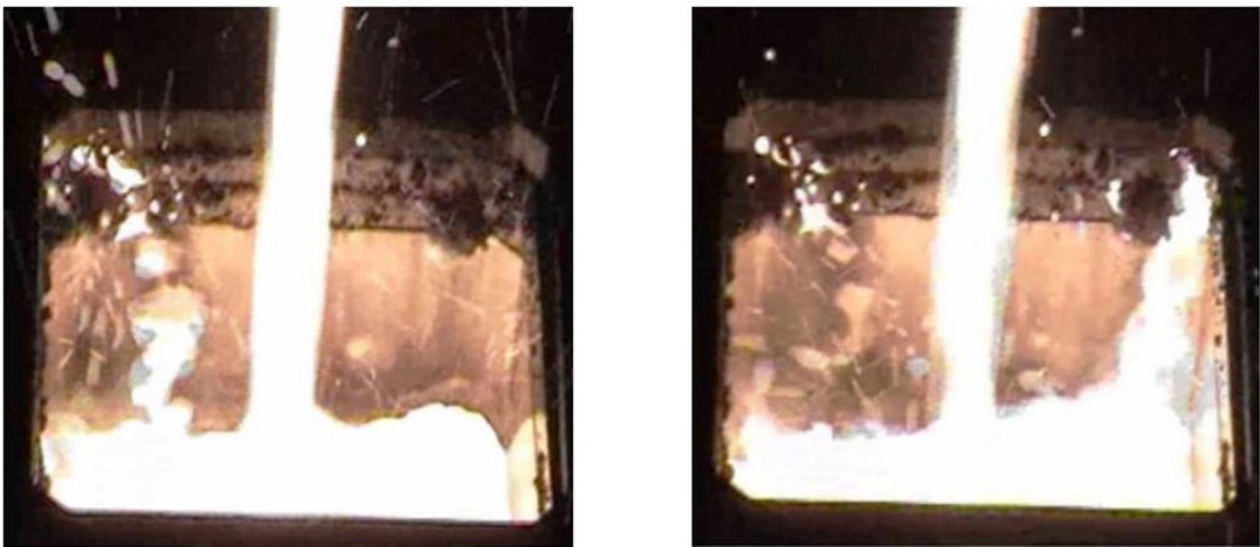


Рис. – Бурління поверхні металу спричинене падінням струменю розплаву в кристалізатор

Додатково підвищити якість безперервнолитих заготовок можливо за рахунок застосування МГД-пристроїв, зокрема електромагнітних перемішувачів (ЕМП). Механізм такого впливу є результатом складної взаємодії металургійних, фізико-хімічних, гідродинамічних та електромагнітних факторів. Застосування ЕМП дозволяє покращити якість підповерхневої і осьової зони безперервнолитих заготовок, оскільки електромагнітна дія чинить термосиловий вплив на формування кристалічної структури, переміщення неметалевих включень, хімічну сегрегацію, поведінку газових включень. Конструкція, основні електричні параметри ЕМП та варіюються в широких межах залежно від марки сталі, типу заготовки, умов її розливання, стадії застосування електромагнітного поля по зонах МБЛЗ тощо. Внаслідок цього характер і кінцевий результат електромагнітної дії також може бути різним. Основний ефект ЕМП у кристалізаторі

пов'язаний зі зміною гідродинамічного стану в рідкій ванні кристалізатора під впливом примусових конвективних потоків. Тому деякою мірою перераховані вище негативні явища можливо послабити або ж навіть повністю нівелювати застосуванням ЕМП, зокрема, за рахунок забезпечення формування висхідних потоків уздовж фронту твердіння або створенням обертового руху розплаву в горизонтальній площині кристалізатора. Оскільки максимальні температури рідкої сталі утримуються у верхній частині кристалізатора на рівні меніска, для забезпечення ефективного тепловідводу з урахуванням температурно-часових параметрів заповнення кристалізатора можна регулювати висоту встановлення ЕМП уздовж вертикальної осі кристалізатора, а також пов'язані з цим режими його роботи.

УДК 621.74:669.04

О. М. Смірнов¹, С.В. Семірягін², Ю. П. Скоробагатько¹, А. Ю. Семенко¹, М. С. Горюк¹, А. О. Горшков¹, Ю.Ю. Куліш¹, Є.О. Карпухін¹

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

²ТОВ НВП «Дніпроенергосталь», м. Запоріжжя

e-mail: yulka.ukr@gmail.com

ВИКОРИСТАННЯ ЗОВНІШНІХ ЕНЕРГЕТИЧНИХ ВПЛИВІВ ДЛЯ ПОКРАЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ Al-Zn-Mg

Розвиток високотехнологічної техніки та зростаюча потреба у нових функціональних литих матеріалах з суттєво покращеною структурою і кардинально підвищеними, у т. ч. особливими, властивостями сприяє створенню нових технологій їх одержання. Застосування традиційних науково технічних рішень для вирішення цих проблем призвело до того, що досягнутий рівень властивостей існуючих металевих матеріалів такого призначення у кілька (а іноді – й у кілька десятків) разів менший за теоретично можливі показники.

Сучасна наука розглядає всі металеві розплави як сукупність динамічних мікрогруповань (кластерів), склад і розміри котрих визначаються взаємодією компонентів сплаву на макрорівні, температурою розплаву та зовнішніми факторами [3, 4]. Крім того, припускають існування квазімолекулярних комплексів, які мають міцні внутрішні

та послаблені зовнішні зв'язки [5]. Така гіпотеза знаходить своє підтвердження в різних основних фізичних властивостях розплаву (густина, поверхнева енергія, електропровідність) одного хімічного складу, але приготовленого при різних умовах. Тому будова розплаву обумовлює певну поведінку його складових не тільки в рідкому стані, але і при кристалізації, частково визначає характер та інтенсивність гідродинамічних потоків в об'ємі заготовки, що твердне, зародження включень, ріст кристалів, дифузію елементів, домішок і інше, і як наслідок може визначати рівень властивостей сплаву в твердому стані.

Для впливу на такі рідкометалеві системи з метою покращення якості металопродукції застосовують різні методи фізико-хімічної обробки. При цьому в якості дієвих чинників застосовують не лише спеціальні методи позапічної обробки металевих розплавів, але й спосіб отримання литої заготовки, наприклад, лиття в металеву форму як один із ефективних варіантів прискорення охолодження зливка, що забезпечує подрібнення структури і зростання властивостей.

В основі представленої роботи лежить комплексне використання зовнішніх енергетичних впливів (схрещених електромагнітних полів та ініційованих ними керованих магнітогідродинамічних течій) на рідкометалеві системи при їх електрофізичній термосилової обробці, введенні до них металевих і неметалевих добавок, приведення матричного розплаву до рівноважного мікрооднорідного стану, забезпечення протікання фізико-хімічних та міжфазних взаємодій.

В якості багатофункціонального агрегату, в якому здійснювався запропонований спосіб обробки розплаву, обрано магнітодинамічну установку (МДУ) моделі МДН-6А з місткістю тигля до 250 кг алюмінієвого розплаву та електричною потужністю до 40 кВт. Обраний агрегат здатен забезпечити накопичення розплаву, його тривале зберігання, регульований індукційний нагрів, усереднення хімічного складу та температури за рахунок контрольованого електромагнітного перемішування, проведення підготовчих операцій, зокрема, рафінування рідкого сплаву від водню (шляхом продування аргонном) та неметалевих включень (шляхом багаторазової фільтрації струмонесучого рідкого металу через пінокерамічний фільтр), МГД-термосилову обробку розплаву та його подальше кероване електромагнітне розливання, у т. ч. з використанням дії електромагнітного тиску на утворюваний вилівок.

В якості досліджуваного розплаву використовували алюмінієвий сплав системи Al-Zn-Mg марки АЦ4Мг (0,3% Si, 0,5% Fe, 0,3% Cu, 0,2-0,5% Mn, 1,5-2,0% Mg, 3,5-4,5% Zn, Al – решта). Властивості сплаву АЦ4Мг, у т. ч. механічні, залежать від складу, вмісту домішок, способу лиття, одержаної структури, і коливаються у певному діапазоні.

Дослідження структури сплавів проводили на світловому металографічному мікроскопі НЕОРНОТ 32 при збільшеннях до $\times 500$ разів без використання імерсійного мастила. Травлення металографічних шліфів проводили в 0,1% розчині Na(OH) у воді (за кімнатної температури, витримка 10 хв., промивка в струмені води, висушка теплим повітрям).

Отримані результати металографічного аналізу та механічних властивостей дозволяють зробити наступні висновки:

1. Форма, розміри та розподіл по усьому об'єму сплаву АЦ4Мг первинних дендритів твердого розчину на основі алюмінію дозволяють стверджувати, що проведена МГД-обробка призводить до формування більш рівновісних і дисперсних дендритів, ніж у вихідному стані (без обробки).

2. У всіх досліджених зразках сплаву евтектична складова структури є виродженою: кристали алюмінію кристалізуються на поверхні первинних дендритів, а кристали сполуки Mg_2Zn кристалізуються незалежно, в переохолодженому розплаві, у вигляді плоских кристалів. Вочевидь це є наслідком проведеної МГД-обробки.

3. У всіх досліджених зразках при литті в металевий кокіль під час кристалізації формується коміркова структура. Межі комірок декоровані світлою складовою (після травлення), яка, ймовірно, є локальною областю з підвищеною концентрацією домішок або легуючих компонентів.

4. При деяких режимах МГД-обробки в структурі сплаву з'являються високодисперсні (8 мкм) кристали правильної прямокутної форми (в об'ємах тетрагональної форми), рівномірно розповсюджені по усьому об'єму сплаву, що відкриває можливість підвищення характеристик міцності вихідного стану сплаву АЦ4Мг. Найбільше значення σ_b (279,4 МПа) перевищує верхню межу міцності сплаву АЦ4Мг за стандартом (265 МПа).

5. Проведена МГД-обробка рідкого стану сплаву АЦ4Мг суттєво впливає на його структурні складові після кристалізації, що відкриває перспективу прогнозованого регулювання характеристик міцності та пластичності з метою створення виливків підвищеної надійності у виробках авіа- та космічного будування, автомобільної та інших видів промисловості, які широко використовують сплав АЦ4Мг.

**ОЦІНКА ТЕПЛОФІЗИЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ШЛАКОВИХ СУМІШЕЙ СТАЛЕПЛА-
ВИЛЬНОГО ВИРОБНИЦТВА**

Для інженерних розрахунків, пов'язаних з оцінкою теплових витрат та вибору оптимальних теплових режимів металургійних агрегатів необхідних для нагрівання і розплавлення багатокомпонентних оксидних систем (флюси, шлаки, агломерати та ін.) необхідно мати інформацію про їх теплофізичні властивості (ентальпія, теплоємність, температура плавлення, коефіцієнтів температуро- та теплопровідності та ін.). У довідниковій літературі наводяться в основному дані про найпростіші за складом і найпоширеніші в металургійних технологіях матеріали [1-3], але мало даних про властивості шлаків металургійного виробництва. Насамперед це пов'язано зі складністю та трудоємністю експериментального визначення теплофізичних властивостей шлаків та їх розплавів, що передбачає використання сучасного лабораторного устаткування.

Сучасна технологія виплавки сталі передбачає позапічну обробку напівпродукту, що випускається з плавильного агрегату, як правило, на установці піч-ківш (УПЛ). Шлак зазвичай відсікають при випуску (або видаляють після випуску) з агрегату, а в ковші наводять рафінувальні шлаки, при цьому використовують певні сипучі мінеральні матеріали – тверді шлакоутворюючі суміші (ТШС). Склад ТШС і черговість їх подачі в ківш повинні забезпечувати максимально швидке формування шлаку, так як при серійному литті тривалість позапічної обробки обмежена часом подачі плавки на машину безперервного лиття злитків (МБЛЗ). Тому моделювання процесів шлакоутворення та рафінування сталі на УКП з використанням ТШС різного складу неможливе без знання їх фізико-хімічних та теплофізичних властивостей.

Одними з затребуваних теплофізичних властивостей ТШС та їх компонентів є питома теплота плавлення (λ) та питома теплоємність (C).

Попередніми дослідженнями встановлено перспективність використання при прогнозуванні термодинамічних характеристик складних оксидних систем моделі їх розупорядкованої структури, яка враховує параметри міжатомної взаємодії ΔZ^Y , d [4, 5].

На підставі кореляційно-регресійного аналізу зв'язку питомої теплоти плавлення складних оксидів та питомої теплоємності за даними [1-3] з параметри міжатомної взаємодії ΔZ^Y , d встановлено відповідні рівняння виду:

$$\lambda = 675,4 - 2797,2 \cdot \Delta Z^Y, \left(\frac{\text{кДж}}{\text{ке}} \right), \quad (1)$$

$$C = A_0 + A_1 \cdot d + A_2 \cdot Z^Y, \left(\frac{\text{кДж}}{\text{ке} \cdot \text{К}} \right), \quad (2)$$

де A_0, A_1 і A_2 – константи що змінюються в залежності від температури в діапазоні 373÷1873К.

Таким чином, розроблено моделі для прогнозування теплофізичних властивостей ТШС та компонентів за їх складом з використанням модельних параметрів структури. Отримані моделі дозволять оцінювати відсутні у довідниковій літературі властивості ТШС та його компонентів різного складу.

Список літератури

1. Матвеев М. А. Расчеты по химии и технологии стекла / Матвеев М. А., Матвеев Г. М., Френкель Б. Н. –М.: Госстрой издат. -1972. -240
2. Эллиот Д.Ф. Термохимия сталеплавильных процессов / Эллиот Д.Ф., Глейзер М., Рамакришна В. –М.: Metallurgia. -1969. -252 с.
3. Доменное производство / [Баных А.М., Грузин П.Л., Гора А.П. и др.] -Т.2. - М.: Metallurgizdat. -1963. -646 с.
4. Приходько Э. В. Прогнозирование физико-химических свойств оксидных систем / Приходько Э. В., Тогобицкая Д.Н., Хамхотько А.Ф., Степаненко Д.А. – Днепропетровск: Пороги. – 2013. – 339 с.
5. Хамхотько А. Ф. Новый подход к оценке термодинамических свойств металлургических оксидных систем / А. Ф. Хамхотько, Д. Н. Тогобицкая, А. И. Белькова // Сб. н. т. ИЧМ «Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии». – К.: Наукова думка. - 1999. – Вып. 3. – С. 125-132.

Ю. О. Ступак

Український державний університет науки і технологій, Дніпро

НАВЧАЛЬНІ ВІДЕОМАТЕРІАЛИ ЯК ЕФЕКТИВНИЙ ЗАСІБ У ПІДГОТОВЦІ ТА ПІДВИЩЕННІ КВАЛІФІКАЦІЇ ФАХІВЦІВ З МЕТАЛУРГІЇ

Кіно (відео) вперше почали застосовувати в навчальних цілях трохи менше 100 років тому, майже одразу після його появи. За цей час накопичений величезний досвід, в т.ч. в галузі «навчального кіно». За радянських часів спеціалізованими студіями («Київнаучфільм», Дніпропетровська лабораторія з виробництва технічних засобів навчання та інші) за участі провідних вчених та фахівців відповідних галузей виготовлялися і масово використовувалися на всіх рівнях освіти навчальні фільми, які демонстрували учням та студентам за допомогою проекційної техніки. Такі фільми можливо, збереглися й дотепер в окремих навчальних закладах. Але вони, нажаль, у переважній більшості є морально та фізично застарілими, у чому можна переконатися, знайшовши окремі оцифровані копії у мережі Ютуб (наприклад [1-3]). В новітній історії серед провідних розробників навчального відеоконтенту фахівці [4] зазначають навчальні відеокурси від корпорацій Microsoft, а також проекти провідних університетів світу, таких як МТІ (Масачусетський технологічний інститут), Гарвардський та Стенфордський університети (edX, coursera тощо).

Дослідження, проведене автором [5], дозволяє констатувати, що виробництво нових навчальних фільмів, і не тільки в галузі металургії, з різних причин в Україні наразі централізовано не здійснюється. Певний «вакуум» в цій царині фрагментарно і хаотично заповнюють відеоматеріали, підготовлені як фахівцями відомих корпорацій (наприклад [6, 7]), так і аматорами. Останні можуть мати вельми сумнівну якість (з наукової та методичної точок зору) і давати хибне уявлення про суть процесу (технології) або ж не давати взагалі нічого. Огляд сучасних публікацій з цієї проблематики в україномовному сегменті Інтернету показав, що застосування відео в навчальному процесі має свою специфіку в залежності від сфери застосування, але може бути затребуваним і корисним у будь-якій галузі освіти – від вивчення іноземних мов і медицини до лабораторних занять з хімії та підготовки кваліфікованих робітників.

Іншими дослідженнями за участі автора [8, 9], що були здійснені в різні роки на декількох підприємствах м. Нікополь, було з'ясовано, що випускники вишів, потрапляючи на підприємства, виявляються значною мірою не готовими до ефективної роботи.

Серед основних «претензій» роботодавцями були названі такі (наводяться в порядку зменшення значущості) [7]:

- недостатні навички комунікації та роботи в команді;
- низький рівень ініціативності щодо власного вдосконалення;
- слабкі здібності продукувати нові ідеї та пропозиції щодо вдосконалення технологій та обладнання;
- недостатній рівень практичної фахової підготовки та деякі інші.

На думку автора однією з причин низької здібності випускників вишів продукувати нові ідеї та пропозиції щодо вдосконалення технологій та обладнання на виробництві є недостатні обсяги практик на підприємствах під час навчання, які на сьогодні перетворилися в кращому випадку на формальні ознайомчі екскурсії для студентів. Наслідком цього є те, що студенти, потрапивши на виробництво, мають вельми поверхневе уявлення про сутність та специфіку тих чи інших процесів, устрій обладнання тощо. На жаль, сучасний стан речей не дозволяє сподіватися на радикальне вирішення названої проблеми найближчим часом. Але ж покращити ситуацію з якістю навчання студентів можливо і таку можливість на думку автора надає використання відеоматеріалів навчального призначення. Бажано – власної розробки, що є певною запорукою відповідності контенту кінцевим цілям навчання з тих чи інших фахових дисциплін, про що свідчать здобутки автора, що висвітлювалися на окремих конференціях [5, 10] та використовуються ним в навчальному процесі зі студентами при вивченні окремих освітніх компонент ОПП Металургія, що розроблена і реалізується на Нікопольському факультеті УДУНТу [11].

Для прикладу на рис. 1 наведені відеофрагменти технологічного процесу підготовки ливарних форм на лінії ХТС (рис. 1, а) та розливки сталі в ці форми (рис. 1, б) на одному з металургійних підприємств м. Нікополь.

Досвід автора в сфері відеозйомки на діючих виробництвах та монтажу навчальних відеоматеріалів дозволяє зробити декілька важливих узагальнень. По-перше, використання відео з відповідними коментарями викладача є доволі ефективним засобом за будь-якої форми організації навчання, може покращити процес навчання студентів або підвищення кваліфікації персоналу на діючому підприємстві. Однією з обов'язкових умов при цьому є «рецензування» відзнятого відео фахівцями, що працюють на об'єкті зйомки та врахування їх пропозицій, критичних зауважень тощо. Ці фахівці можуть бути також співавторами сценарію навчального відео, яке планується відзняти на тому чи іншому агрегаті на замовлення підприємства чи з власної ініціа-

тиви. Найбільш доцільним слід визнати варіант взаємодії з підприємствами – потенційними роботодавцями щодо організації зйомок безпосередньо в умовах діючого виробництва, або максимально до них наближених (експериментальні та випробувальні лабораторії, дослідні ділянки тощо). Навчальні відеофільми можуть також створюватися зусиллями фахівців відповідних підприємств із залученням викладачів як експертів і «наукових редакторів».



а

б

Рис. 1. Відеофрагменти технологічного процесу підготовки ливарних форм на лінії ХТС (а) та розливки сталі в ці форми (б)

Список літератури

1. Навчальний фільм «Металлургия чугуна и стали». Мережа YouTube^{UA}. URL: <https://www.youtube.com/watch?v=oepjgrTQDZA&t=1254s> (дата звернення 28.08.2023).
2. Навчальний фільм «Дуговые сталеплавильные печи». Мережа YouTube^{UA}. URL: <https://www.youtube.com/watch?v=VoJdSH4hJDM&t=246s> (дата звернення 28.08.2023).
3. Навчальний фільм «Устройство и работа мартеновской печи». Мережа YouTube^{UA}. URL: <https://www.youtube.com/watch?v=lovpu9Vg-Oc> (дата звернення 28.08.2023).
4. Глинський Я.М., Федасюк Д.В., Ряжська В.А. Розроблення і використання електронних відеоресурсів навчального призначення // Інформаційні технології і засоби навчання, 2017, Том 58, №2. –С. 67-78.
5. Ступак Ю.О. Розробка і використання навчальних відеоматеріалів, відзнятих в умовах діючого виробництва / V Міжнар. конф. "Інноваційні технології в науці

та освіти. Європейський досвід" (29 листопада, 2022, Дніпро, Україна). Електронне видання. – Дніпро, Журфонд, 2022. –С. 88-99.

6. Відеоролик «Киснево-конвертерний цех – ПАТ «ММК ім. Ілліча» 2010 р. URL: <https://www.youtube.com/watch?v=98IST5CCzeQ&t=146s> (дата звернення 28.08.2023).

7. Відеоролик «Відділення безперервної розливки сталі ПАТ "АрселорМіттал Кривий Ріг" URL: https://www.youtube.com/watch?v=kvk8HgAW_UY&t=108s (дата звернення 19.11.2022).

8. Khokhlova T., Stupak Y. Personnel development given the specificity of enterprise's business processes / II Int. Conf. "Innovative Technologies in Science and Education. European Experience". (November 12 - 15, 2018, Helsinki, Finland). – Dnipro-Helsinki, 2018. –P. 195-199.

9. Хохлова Т.С., Ступак Ю.О., Савченко Г.Г. Зміст та якість базової освіти як суттєвий чинник якості підготовки фахівців у сучасному технічному закладі вищої освіти. Освітні обрії. №1(50). 2020. – С. 190-200. DOI: <https://doi.org/10.15330/obrii.50.1.190-200>.

10. Ступак Ю.О. Особливості використання навчального відео в умовах дистанційного навчання з використанням сервісу ZOOM (на прикладі дисциплін «Основи металургії» та «Основи обробки металів») / В мат-лах XVII Міжнар. конф. "Стратегія якості в промисловості і освіті" (05 - 08 червня, 2023, Варна, Болгарія). –Дніпро: Журфонд, 2023. – С. 307-313.

11. Освітньо-професійна програма «Металургія» першого (бакалаврського) рівня вищої освіти за спеціальністю 136 Металургія: Веб-сторінка Нікопольського факультету УДУНТ. –Дніпро, 2021. URL: <https://nmetau.edu.ua/ua/mfac/i3002/p4402> (дата звернення 30.08.2023).

УДК 669.02/09:669-154:669.17.517В

Д. М. Тогобицька, І. Р. Поворотня, Н. Є. Ходотова

Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАНУ, Дніпро, Україна

КОНЦЕПТУАЛЬНИЙ ПІДХІД ДО ВИРІШЕННЯ ЗАДАЧ ПРОГНОЗУВАННЯ КІНЦЕВИХ ПРОДУКТІВ СТАЛІ ПРИ ЇЇ ПОЗАПІЧНІЙ ОБРОБЦІ НА УКП

Збереження працездатності вітчизняної металургійної промисловості у аномальних умовах (змінна якість сировини та ненормовані її поставки, а іноді і їх відсутність;

нестабільність енергозабезпечення; зменшення чисельності провідних заводів, через військові дії), як економічного фундаменту держави та післявоєнне відновлення потужностей металургійних підприємств є першочерговою задачею науковців - металургів. Термін «якість металу», слід розуміти не лише як числові показники кінцевого металопродукту за хімічним складом, а як синергію усіх переділів з адекватно адаптованими технологічними схема виробництва в основі яких закладені стійкі прогнозні моделі основних властивостей усіх учасників (компонентів) виплавки залізобуглецевих сплавів (метал, чавун, феросплави, шлакоутворюючі суміші, рафінуючі та модифікуючі добавки), які саме і забезпечують одержання відповідного рівня якості згідно з встановленими стандартами.

Особливого значення для спрямованого формування конкурентоздатного продукту має раціональне використання цінних складових металевих розплавів, як спеціальних сталей, сплавів, так і чавунів, що формують матричну систему (металеву основу сплаву), легуючих та мікролеуючих підсистем, які відповідають за створення особливого комплексу фізико – хімічних та механічних властивостей, що дозволить підвищити продуктивність виробництва та одержати затребуваний змовником метал, навіть у вузьких діапазонах зміни хімічного складу.

У зв'язку з цим у роботі поєднано потенціал математичного апарату та інформаційних можливостей баз даних банку даних «Металургія» [1] на засадах концепції спрямованого хімічного зв'язку, яка розроблена Приходько Є.В. [2] задля вирішення проблеми спрямованого формування кінцевих розплавів по схемі «склад-технологія-структура-властивості», де кожна складова ланцюгу узгоджується з відповідною ланкою виробництва. Ідеологія представлення металевих розплавів згідно концепції спрямованого хімічного зв'язку ґрунтується на тезі: «металеві розплави розглядаються єдиною хімічною системою, зміна хімічного складу яких впливає на комплекс фізико-хімічних властивостей з урахуванням параметрів їх електронної структури (Z^Y – параметр зарядового стану системи, e ; d – середньозважена між'ядерна відстань, 10^{-1}нм ; ρ_l – спрямована зарядова щільність, $e/\text{нм}$; $\text{tg}\alpha$ – константа для кожного елемента, яка характеризує градієнт зміни радіусу іона при зміні його заряду)». Тобто металеві розплави не є звичайною механічною сумішшю елементів, а є поєднаними між собою тісними міжатомними зв'язками та виступають єдиним «організмом». Особлива цінність застосування такого підходу полягає у забезпеченні зниження факторного навантаження у ході моделювання за рахунок процедури «згортки» хімічного складу багатоконпонентних систем на основі параметрів міжатомної взаємодії при цьому враховується вклад кожного компоненту розплаву навіть у малих концентраційних долях, що

надає нові можливості щодо пошуку оптимального варіанту виплавки металу, зокрема позапічної обробки сталі на установці «ківш-піч» (УКП).

Трактування розподілу елементів у шлакометалевому розплаві нами базується на вираженні кінцевого вмісту елементів через початкові параметри металургійних розплавів у поєднанні з значимими технологічними параметрами позапічної обробки у конкретних умовах виробництва. Таким чином задача зводиться до реалізації алгоритму визначення коефіцієнтів розподілу кінцевих продуктів плавки, як функції відповідних співвідношень сукупностей властивостей металу, шлаку, добавок та технологічних параметрів: $Le = f(Z^Y, d, \rho_i, \text{tg}\alpha, \Delta e, \rho, T_{\text{пл.ф}}/T_{\text{сталі}}, P_T)$, де Δe – середньостатистичне число електронів, локалізованих на сполучних орбіталях в напрямку зв'язку К-А; ρ – показник стехіометрії оксидної системи, що дорівнює відношенню числа катіонів до числа аніонів; $T_{\text{пл.ф}}/T_{\text{сталі}}$ – співвідношення температури плавлення феросплаву до температури плавлення сталі; P_T – параметр технології для конкретних умов виробництва.

Такий підхід до розподілу елементів у шлакометалевому розплаві дозволив підкреслити важливість виявлених закономірностей та врахувати інформативні технологічні фактори впливу, на відміну від методів, де враховуються тільки балансові співвідношення між початково введеним та кінцевим вмістом добавки. Вказана схема відпрацьована на двох класах сталей різного цільового призначення, а саме підшипникових (ШХ15) та конструкційних (09Г2С), що відповідно виплавлялись у дуговій електросталеплавильній печі та конвертері з подальшим доведенням на УКП в умовах різних вітчизняних заводів [3]. Оцінка ефективності процесу використання добавок проводилась шляхом визначення віддаленості фактичного розподілу їх провідного елемента від лімітуючи рівноважних значень. Одержані в роботі результати є підґрунтям для виробки рекомендацій щодо вибору ефективних добавок та технологічного фактору і інтеграції у АСУТП сталеплавильного виробництва, що забезпечать одержання сталі з затребуваними металоспоживачами показниками.

Список літератури

1. *Тогобицька Д.М.* Банк даних «Металургія» – інформаційна основа прогнозування властивостей фізико-хімічних систем та їх розплавів / Тогобицька Д.М., Степаненко Д.О., Белькова А.І., Петров О.П., Ліхачов Ю.М. // Сучасні проблеми металургії. – 2021. – № 24. – С.140 – 148.
2. *Приходько Э.В.* Металлохимия многокомпонентных систем. – М.: Металлургия. – 1995. – 320 с.

3. Снігура І.Р. Фізико-хімічні передумови для розробки комплексних співвідношень властивостей металургійних розплавів з метою прогнозування закономірностей розподілу елементів при доведенні на УКП / І.Р.Снігура, Д.М. Тогобицька, В.П. Піптюк, С.В. Греков, О.П. Петров // Сб.н.пр. ІЧМ «Фундаментальні і прикладні проблеми чорної металургії». – Дніпро. – 2020. – Вип.34. – С.150 – 158.

УДК 669.18.046

Д. М. Тогобицька, А. І. Белькова, С.В. Греков, Н.Є. Ходотова

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

ФІЗИКО-ХІМІЧНІ КРИТЕРІЇ ДЛЯ ОЦІНКИ ЕФЕКТИВНОСТІ ДЕФОСФОРАЦІЇ СТАЛІ ЗА СУЧАСНИХ УМОВ УКРАЇНИ

У сучасній металургії ефективність дефосфорації сталі є одним з найважливіших факторів, що визначають якість і придатність одержуваних сталевих виробів. В процесі виробництва сталі, особливо при використанні сировини з підвищеним вмістом фосфору, концентрація цього елемента може перевищувати допустимі межі, що потребує додаткових зусиль щодо його видалення. Для зниження вмісту фосфору до прийняттого рівня застосовуються різні технології дефосфорації з використанням флюсів, присадок та термічних методів. Завдяки цьому одержувана сталь має оптимальні властивості для широкого спектру застосувань у різних галузях промисловості. У зв'язку з цим оцінка ступеня завершеності процесу дефосфорації з метою прийняття ефективних технологічних рішень є актуальним та необхідним засобом при управлінні.

У цій роботі запропоновано метод оцінки ефективності процесу дефосфорації сталі в сучасних умовах України. Для аналізу використано методику розрахунку параметрів теорії спрямованого хімічного зв'язку, що описують склад та структуру металевого та шлакового розплавів на рівні міжатомної взаємодії [1].

Виконані раніше дослідження показали, що розподіл фосфору при проведенні рафінування рідкого металу визначається двома групами факторів: інтегральними характеристиками взаємодіючих фаз і зарядовим станом дифузного елемента. Для характеристики зарядового стану фосфору використовуються його середній заряд та інтегральні характеристики - параметр Z^Y для металу і параметри De і r для шлакової фази. Кількісні співвідношення, що пов'язують ці параметри з характеристиками між-

фазного розподілу фосфору, абстраговані від концентрацій окремих компонентів у реагуючих фазах, та описують процеси дефосфорації як складову частину кооперативних іонообмінних процесів у такій системі. Таким чином, всі компоненти розплавів впливають на кінцевий результат таких процесів, причому цей вплив є змінним, що залежить від співвідношення концентрацій окремих компонентів.

В роботі проаналізовано дані хімічного складу типових марок сталі перед її доводкою в ковші на двох комбінатах, для яких розраховані хімічний еквівалент складу сталі Z^Y та відповідного шлаку De , показник стехіометрії шлаку r , а також ефективний заряд фосфору в металі. У термінах інтегральних параметрів Z^Y , De та r металургійні розплави описуються як хімічно єдині системи, а не суміш окремих компонентів або їх сполук.

Одним із показників оцінки ефективності процесу дефосфорації є коефіцієнт розподілу фосфору між металевою та шлаковою фазами $L_p = (P_2O_5)/[P]$. За величиною значення цього показника можна судити про ступінь завершеності процесу видалення фосфору зі сталі та вичерпання термодинамічного потенціалу можливості подальшої взаємодії компонентів у єдиній системі «метал-шлак».

В результаті обробки даних хімічного складу аналізованих марок сталі та відповідного шлаку виявлено закономірності впливу інтегральних характеристик розплавів на коефіцієнт розподілу фосфору між сталлю та шлаком у вигляді рівнянь. Так, наприклад, для марки сталі 480W рівняння має вигляд (R – коефіцієнт кореляції):

$$\lg L_p = 53 - 45,9 \cdot Z^Y - 0,88 \cdot De + 2,59 \cdot r \quad R=0,7 \quad (1)$$

З використанням параметрів міжатомної взаємодії у роботі [2] виконано дослідження впливу хімічного еквівалента складу шлаку на коефіцієнт розподілу фосфору за даними результатів робіт, що характеризують близький до рівноважного розподіл фосфору в системі «метал-шлак». Подана на рис. 1 залежність рівноважного коефіцієнта розподілу фосфору від хімічного еквівалента складу шлаку De має екстремальний характер.

Ефективність технології виробництва металу, що забезпечує реалізацію максимальної здатності рафінуючого шлаку, оцінюється за ступенем відхилення фактичного значення коефіцієнта розподілу фосфору від рівноважного. На рис.1 такий порівняльний аналіз зроблено для промислових конвертерних плавок марок сталі за сучасних умов України. З аналізу представлених даних випливає, що в реальних умовах плавки

розподіл фосфору для всіх марок сталі нижче рівноважного. Найкращий ступінь наближення до рівноваги фосфору спостерігається для марки сталі ШХ15, найгірша для 480W.

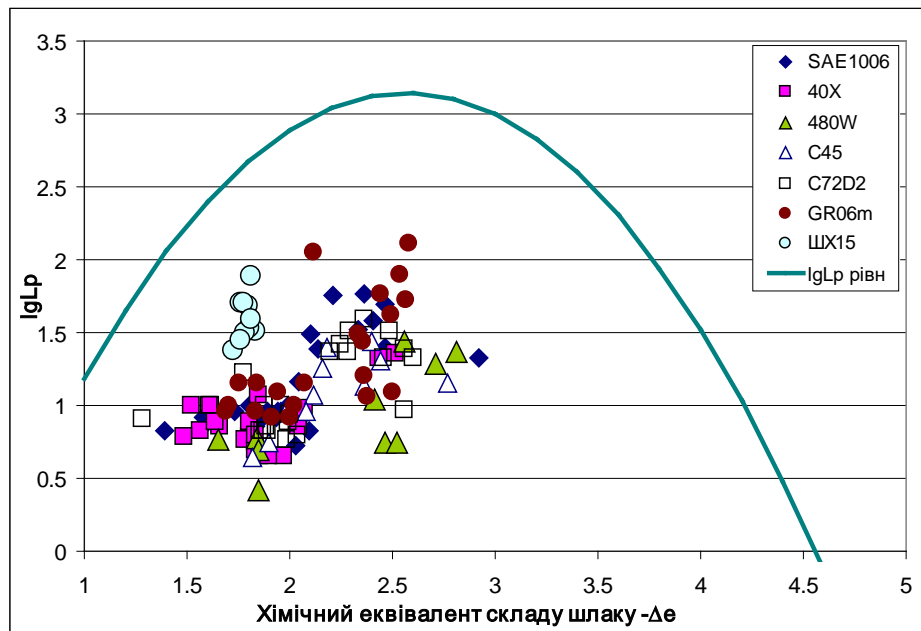


Рис. 1 – Оцінка ефективності процесу дефосфорації сталі за ступенем відхилення фактичного коефіцієнта розподілу фосфору від рівноважного у сучасних умовах виплавки сталі в Україні

Процес переходу іонів фосфору через границю «метал-шлак» значною мірою визначається активністю відповідних елементів у розплавах, що залежить від їх зарядового стану та загального складу взаємодіючих фаз. Як критерій оцінки ефективності процесу дефосфорації сталі пропонується використовувати параметр «перезарядки» іонів дифузного елемента DZ_e , рівний різниці зарядів елемента в металі $[Z_{eM}]$ та шлаку $(Z_{eШ})$: $DZ_e = [Z_{eM}] - (Z_{eШ})$. При цьому його вплив тим більший, чим більше відхилено систему від рівноваги.

Ця теза отримала підтвердження під час аналізу аналізованих марок сталі. Зокрема, найбільший ступінь впливу параметра «перезарядки» фосфору DZ_p виявлено для марки сталі 480W, що оцінюється за коефіцієнтом кореляції тісноти парного зв'язку R . Значення R^2 зв'язку $lgL_p=f(DZ_p)$ для сталі 480W найбільше $R^2=0,71$, що свідчить про незавершеність процесу дефосфорації цієї сталі при її виплавці в конвертері (рис.2). Введення в модель (1) параметра DZ_p як додатковий фактор покращує точність прогнозу:

$$lg L_p = 64 - 32,2 \cdot Z^Y + 6,1 \cdot \Delta e - 26,5 \cdot \rho + 13,7 \cdot \Delta Z_p \quad R=0,87 \quad (2)$$

Найкраща ефективність видалення фосфору зі сталі марки ШХ15 на додаток до даних рис. 1 підтверджується низьким ступенем зв'язку коефіцієнта розподілу фосфору з параметром його «перезарядки», для якої значення коефіцієнта кореляції $R^2=0,18$.

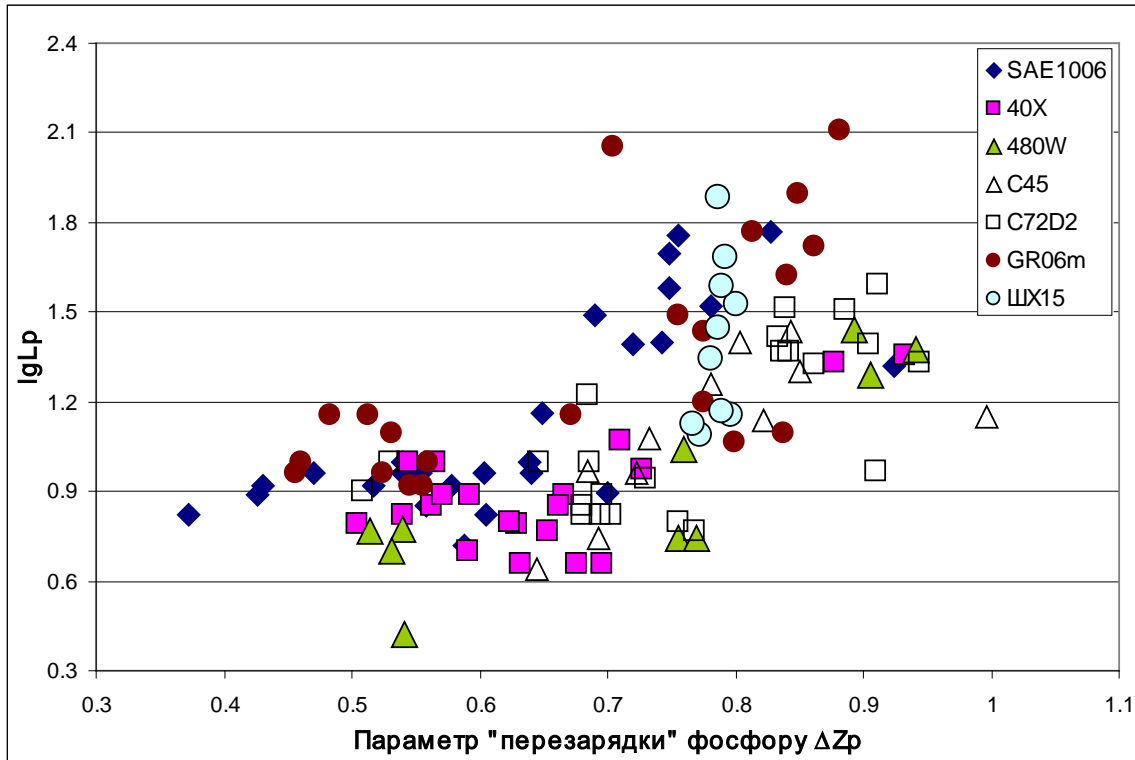


Рис. 2. Зв'язок коефіцієнта розподілу фосфору з параметром його «перезарядки»

Таким чином, використання параметрів міжатомної взаємодії при трактуванні хімічного зв'язку як спрямованого дозволяє з єдиних фізико-хімічних позицій інтерпретувати результати іонообмінних процесів між фазами, що реагують. Такий підхід дозволяє оцінити ступінь завершеності процесу дефосфорації з метою прийняття ефективних технологічних рішень, а також на новому рівні підійти до вирішення конкретних прикладних завдань, зокрема до оптимізації існуючих та розробки нових технологій та реагентів для отримання чистих по сірці та фосфору сталей.

Список літератури

1. Приходько Э. В., Тогобицкая Д. Н., Хамхотью А. Ф., Степаненко Д. А. Прогнозирование физико-химических свойств оксидных систем. – Днепропетровск: Пороги, 2013. – 339 с.

2. Приходько Э.В., Шеенко М.И. Равновесное распределение фосфора между металлом и шлаком и методика оценки степени его достижения // Известия ВУЗов. Черная металлургия.-1985.-№1.-С.6-9.

УДК 669.1.061.6

Л. Г. Тубольцев¹, О. Е. Меркулов¹, В. О.Петренко²

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

²Український державний університет науки і технологій, Дніпро

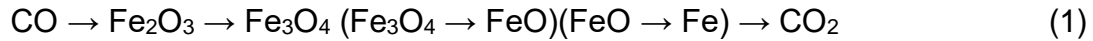
ЕКОЛОГІЧНІ ПЕРСПЕКТИВИ ЧОРНОЇ МЕТАЛУРГІЇ УКРАЇНИ

Вступ. Слід одразу звернути увагу, що металургія є базовою галуззю економіки більшості промислово розвинених країн, однак у загальному обсязі світових викидів парникових газів частка металургії становить 6%, транспорту – 23%, електроенергетики – 39%. В Україні у 2019 році частка чорної металургії у викидах CO₂ від загальних склала 23% [1]. Проте, обмеження щодо рівня використання вуглецю у виробництві, прийняті на найвищому законодавчому рівні в ЄС, найближчим часом вірогідно призведуть до закриття багатьох підприємств. ЄС планує запровадити спеціальний механізм (Carbon Border Adjustment Mechanism), відповідно до якого імпорт продукції, виробленої з вищими, ніж у ЄС, викидами CO₂, буде оподатковуватись додатковою платою [2]. У світі розглядаються можливості застосування технологій декарбонізації під час виробництва сталевих продукції для зменшення викидів вуглекислого газу, відповідального за парниковий ефект та глобальне потепління Землі, та поліпшення екологічної ситуації. Нагальним є використання альтернативних вуглецю відновників оксидів заліза, перспективних технологій та їх застосування у металургійному виробництві.

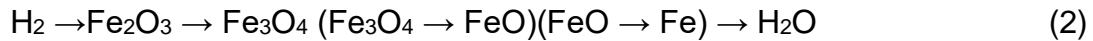
Термодинаміка відновлення оксидів заліза. Процеси відновлення оксидів металів газоподібними та твердими відновниками лежать в основі всіх металургійних технологій. Зазвичай, основним відновником у металургійних процесах використовується вуглець. Вуглець є єдиним елементом металевої ванни, що дає у звичайних умовах плавки газоподібні продукти окислення - {CO}, або суміші {CO} і {CO₂}. Іншим відновником може служити водень, але у звичайних умовах його продуктом є вода H₂O, яка при високих температурах переходить у газоподібний пар {H₂O}. Таким чином, во-

день також є перспективним екологічно безпечним відновником для здійснення металургійних процесів. Тому доцільно порівняти термодинаміку застосування вуглецю та водню як відновників оксидів заліза.

Відновлення оксидів заліза оксидом вуглецю та воднем проходить наступні стадії [3]:



Реакція відновлення оксиду заліза воднем проходить наступні стадії:



На першій стадії відновлення проходить перетворення оксиду Fe_2O_3 у Fe_3O_4 . Термодинамічний аналіз рівноважних концентрацій вуглецю (χ_{CO}) та водню (χ_{H_2}) показують, що при температурах 300-820⁰С застосування CO має переваги перед H₂, оскільки рівноважні концентрації χ_{CO} значно менші порівняно з (χ_{H_2}). Тому, з точки зору термодинаміки, в реальних умовах (до температур 820⁰С) для відновлення гематиту Fe_2O_3 до Fe_3O_4 доцільно застосовувати монооксид вуглецю CO. Проте і водень має хороші відновлювальні характеристики при температурах до 820⁰С, що дозволяє його застосовувати за таких умов.

При перетворенні оксиду Fe_3O_4 у FeO рівноважні концентрації вуглецю (χ_{CO}) та водню (χ_{H_2}) також показують, що до температур 820⁰С застосування CO має переваги перед H₂, оскільки рівноважні концентрації χ_{CO} дещо менші порівняно з χ_{H_2} . Підвищення температури прискорює процес відновлення. При температурах вище 820⁰С проявляється різний характер впливу CO та H₂ на процес відновлення оксидів заліза. До температури 820⁰С водень має меншу здатність до відновлення порівняно з CO, а вище цієї температури водень H₂ за відновлювальними властивостями переважає CO. Таким чином, термодинамічний аналіз показує, що при створенні реальних металургійних процесів слід враховувати особливості та відмінності поведінки вуглецю та водню як відновників, економічну доцільність, екологічні вимоги, особливості металургійних технологій та агрегатів.

Технічні рішення декарбонізації сталі у світовій практиці. Основною схемою виробництва сталі в Україні нині є технологія «доменна піч – кисневий конвертер» (BF-BOF), при застосуванні якої питомі викиди CO₂ в середньому становлять близько 2,0-2,2 т CO₂/т сталі. При модернізації доменного виробництва в Україні можуть бути використані найкращі відомі в світовій практиці технології виробництва чавуну та сталі (BF-BOF(BAT)) [4]. Вони можуть дозволити знизити викиди на 25-30%. Але цього недостатньо для того, щоб досягати необхідних цілей зниження викидів.

Технологія доменної плавки BF Top gas recycling (CCS) з використанням технології уловлювання, зберігання та використання доменного газу в суміжних технологічних процесах дозволяє зменшити викиди парникових газів до рівня 1,1 т CO₂/т сталі. Ця технологія (CCS) може стати одним з напрямків досягнення вуглецевої нейтральності у металургії.

Можливість досягнення вуглецевої нейтральності може надати технологія відновлювальної плавки (Smelting reduction). Ця технологія теоретично дозволяє замінити кокс вугіллям, виключити з виробничого процесу коксохімічний завод, аглофабрику, доменну піч та замінити їх двома агрегатами – відновлювальним реактором та плавильною піччю-газифікатором. Екологічний потенціал технології щодо зниження витрат енергії та зменшення викидів оцінюється біля 20%, при цьому застосування технології CCS дозволяє ще скоротити викиди парникових газів до рівня 0,2 т CO₂/т сталі.

Технологія використання заліза прямого відновлення (DRI) в електродугових печах (EAF) дозволяє знизити питомі викиди CO₂ до рівня близько однієї тонни CO₂/т сталі, а з застосуванням технології CCS викиди CO₂ можуть бути зменшені до рівня 0,5 т CO₂/т сталі. Однак, така технологія вимагає наявності залізорудної сировини з високим вмістом заліза та низьким вмістом домішок, наявності великих енергетичних потужностей, що обмежує можливості застосування.

Світова практика показує, що в результаті кількох років роботи і багатомільйонних інвестицій декарбонізувати сталь вдалося лише на 10%, в основному за рахунок збільшення частки металобрухту в шихті та купівлі «зеленої» електроенергії. Технологія виробництва сталі в електropечах з використанням металевого брухту дозволяє мати викиди CO₂ на рівні ~0,8 т CO₂/т сталі. Однак, в Україні застосування такої технології обмежено наявністю достатньої кількості металевого брухту.

Одним з напрямків декарбонізації виробництва сталі, який вже давно використовується в металургії, є технологія прямого відновлення заліза. Проте, технологія має викиди парникового газу на рівні ~1,6 т CO₂/т сталі і не забезпечує досягнення запланованих екологічних показників. У той же час застосування технології CCS у металургійних процесах дозволяє знизити викиди CO₂ на 55% до рівня 0,9 т CO₂/т сталі.

У металургійних колах давно обговорюють принципово нову технологію застосування водню для виробництва залізорудної сировини і, власне, металу. Основною перевагою від застосування водню в металургії є можливість відмовитися від використання вуглецевмісних видів палива (вугілля, кокс, природний газ). В Україні для ДП у перспективі можливо застосувати технологію з використанням відновлювальних та

енергетичних можливостей водню, що дозволить знизити викиди CO₂ на 10-20%. При цьому водяна пара, що утворюється, замінює викиди CO₂.

Використання водню в агрегатах прямого відновлення та агломерації може відновлювати до 50% заліза. Проте, згідно термодинамічним розрахункам, такі процеси дозволяють зменшити споживання енергії лише на 8-18%. Основні енергетичні витрати потребує відновлення FeO до Fe (біля 70%).

Водень, як енергетичний заміник може бути використаний практично у всіх технологіях металургійного виробництва. Однак поки що масове виробництво водню потребує великих затрат електроенергії і такі технології тільки почали розвиватися. Поки що водень обходиться дорожче, ніж паливо, що містить вуглецю. Розрахунки показують, що при ціні коксу 400 дол/т ціна водню не повинна перевищувати 1600 дол/т (співвідношення 1 до 4).

Перспективи відновлення металургії України. Війна з РФ кардинально змінила роботу чорної металургії України. Зруйновано більше половини металургійних потужностей. Проте, навіть у таких умовах галузь зберегла певний експортний потенціал, який поки що обмежений закритими морськими портами. Відновлення металургії України має пройти декілька етапів. Після закінчення військових дій на першому етапі протягом 2-3 років має бути здійснена відбудова зруйнованих підприємств. На цьому етапі важко сподіватися на поліпшення екологічної ситуації в чорній металургії.

На другому етапі протягом 3-5 років доцільно довести технічний рівень металургійного виробництва до енергетичних показників світового рівня, дозволить зменшити викиди парникових газів на 15-20%.

На третьому етапі до 2050 року необхідно довести показники декарбонізації виробництва сталі до мінімального можливого рівня, що забезпечить дотримання екологічних умов до визначених на той час у світовій металургії показників.

Висновки. Експертні оцінки показують, що в Україні на даний час використання вуглецю як відновника та як джерела енергії в металургійному виробництві в даний час є необхідним. При цьому досягти суттєвого зменшення використання вугілля та коксу у металургійному виробництві можливо лише у довгостроковій перспективі. На цьому шляху є ціла низка наукових, технічних та фінансових проблем, що потребують спільної роботи держави, металургійних підприємств та наукових організацій України.

Список літератури

1. Iron and Steel Technology Roadmap. *www.iea.org*. Retrieved from <https://www.iea.org/reports/iron-and-steel-technology-roadmap>. [Дорожня карта технологій чорної металургії. *International Energy Agency*: Веб-сайт: URL: <https://www.iea.org/reports/iron-and-steel-technology-roadmap>].
2. Carbon Border Adjustment Mechanism. *EC.EUROPA.EU*. Retrieved from https://ec.europa.eu/taxation_customs/green-taxation-0/carbon-border-adjustment-mechanism_en. [Механізм регулювання вуглецевих кордонів. *European Commission*]. Веб-сайт: https://ec.europa.eu/taxation_customs/green-taxation-0/carbon-border-adjustment-mechanism_en].
3. Thermodynamic analysis of iron oxide reduction processes with hydrogen and carbon monoxide. Retrieved from https://dspace.susu.ru/xmlui/bitstream/handle/0001.74/11112/2016_441_ivochkindv.pdf?sequence=1. [Термодинамический анализ процессов восстановления оксидов железа водородом и оксидом углерода. Веб-сайт: https://dspace.susu.ru/xmlui/bitstream/handle/0001.74/11112/2016_441_ivochkindv.pdf?sequence=1].
4. Best Available Techniques (BAT) Reference Document for Iron and Steel Production. (2010). Industrial Emissions Directive 2010/75/EU Integrated Pollution Prevention and Control. 2013. Retrieved from <http://eippcb.jrc.es>

УДК 303.669.1:33(477)

Л. Г. Тубольцев¹, В. О. Петренко², Т. А. Фонарьова²

¹Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова Національної академії наук України,
м. Дніпро

²Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

СИСТЕМНИЙ АНАЛІЗ В КОМПЛАЄНСІ МЕТАЛУРГІЙНОГО ВИРОБНИЦТВА

Застосування принципів комплаєнсу все більше розповсюджується на різні сфери промислового виробництва. Сучасним інноваційним підходом в металургійному виробництві є розробка комплаєнс-програми. Металургійне виробництво включає в себе процеси, де необхідно враховувати та дотримуватися багатьох вимог, які фіксуються як у внутрішньо-корпоративних та/або державних, так й у міжнародних документах, настановах, інструкціях, стандартах тощо. Відповідно, керівники всіх рівнів та

працівники металургійних підприємств, які діють на принципах комплаєнсу, приймають рішення та виконують свої обов'язки так, щоб унеможливити, або мінімізувати порушення, це призводить до забезпечення використання якісної сировини, відповідного дотримання протікання технологічних процесів, що, у свою чергу, дає можливість випускати стандартизовану, якісну металопродукцію та забезпечувати належні умови праці та захист навколишнього середовища. Таким чином утворюються умови для підвищення конкурентоздатності українського металургійного виробництва.

Для прийняття ефективних рішень на принципах комплаєнсу доцільно застосувати системний аналіз в металургійному виробництві. Чому це важливо та в чому переваги системного аналізу. Системний аналіз – сукупність методологічних засобів, які використовуються для підготовки та обґрунтування рішень зі складних проблем політичного, соціального, економічного, технічного та наукового характеру. Основою є системний підхід та ряд методів, математичних дисциплін і сучасної теорії управління.

[1]

Отже, цінність системного підходу, та системного аналізу як його прикладного напрямку, полягає в тому, що він створює основу для логічного і послідовного прийняття рішень на принципах комплаєнсу. Одним з різновидів системного підходу є інваріантне моделювання, засноване на теорії гіперкомплексних динамічних систем (ГДС) [2]. У загальному вигляді гіперкомплексну динамічну систему S символічно можна представити у вигляді:

$$S = \sum \sum^i (S_i)^j, \quad (1)$$

де S_i – системні інваріанти (складові системи);

i – індекс складової системи;

j – індекс, що визначає вид відображення системних інваріант, наприклад $j = 1$ відповідає математичному опису інваріант, $j = 2$ – фізичному, $j = 3$ – хімічному, $j = 4$ – атомному.

Так, створюючи математичну модель металургійного виробництва для дослідження на ЕВМ, достатньо задати $i = 3$, а $j = 1$. Для дослідження технологічних процесів металургійного достатньо $i = 3$, а $j = 2$.

Процес формалізації ГДС можливо представити у вигляді послідовності ітераційних циклів, кожен з яких налічує 4 етапи: 1) визначення; 2) символічне означення та розшифрування символу; 3) графічна інтерпретація; 4) оцінка результатів. Слід зазначити, що здійснення 1-3 етапів, не дає уявлення щодо ієрархічних властивостей системи, тому необхідно продовжувати ітераційний цикл визначення системи, зокрема за рахунок введення поняття «гіперкомплексної матриці» (подальшому - «матриця»). Для

визначення «матриці» необхідно здійснити декілька операцій: визначити число ієрархічних рівней системи; визначити гіперкомплексність (число різнорідних елементів) системи; встановити наявність та напрямок взаємозв'язків між елементами системи. Гіперкомплексні матриці мають високу узагальнюючу властивість порівняно з матрицями інших системних методів, що свідчить про високу інформаційну насиченість її символіки. Це дає можливість використовувати ГДС для аналізу поведінки великих промислових систем, зокрема і металургійного виробництва.

Напрямок подальших досліджень полягає в застосуванні теорії ГДС у розробці комп'ютерних програм металургійного виробництва.

Перелік посилань

1 Прокопенко Т. О. Теорія систем і системний аналіз: навч. посібник. Черкаси : ЧДТУ, 2019. 139 с.

2 Тубольцев Л. Г. Бабаченко О.І., Меркулов О.Є. Концепція сталого розвитку чорної металургії України в сучасних умовах. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. Вип 36. 2022. С.4-21.

УДК 669.788

О. Ю. Худяков¹, С. В. Ващенко¹, К. В. Баюл¹, М. М. Бойко², Н. В. Полякова²

¹Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАНУ (ІЧМ), Дніпро

²Український державний університет науки і технологій, Дніпро

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ КОМПОНЕНТНОГО ТА ГРАНУЛОМЕТРИЧНОГО СКЛАДУ ШИХТ НА УЩІЛЬНЮВАНІСТЬ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ БРИКЕТІВ

Актуальним завданням сучасної чорної металургії є підвищення ступеня декарбонізації основних технологічних переділів. Для зменшення вуглецевого сліду при підготовці металургійної сировини необхідно розвивати безвипалювальні методи окусування, зокрема брикетування. Від щільності пресовки залежить комплекс технологічних характеристик кінцевого продукту, насамперед «холодна» та «гаряча» міцність.

В лабораторних умовах досліджено залежність ущільнюваності металургійних шихт від компонентного та гранулометричного складу. Для кількісної оцінки та порів-

няння характеристик ущільнення було розроблено новий показник ущільнюваності подрібнених матеріалів — коефіцієнт інтенсивності ущільнення, що визначається як $a = \frac{d \ln(\rho_s^2 - \rho^2)}{d\sqrt{P}}$, де ρ , ρ_s – істинна щільність матеріалу та щільність пресовки, відповідно, г/см³, P – тиск пресування, МПа [1].

За допомогою нелінійного регресійного аналізу та методів теорії планування експерименту виконаний математичний опис залежності коефіцієнта ущільнення a від кількості вуглецевмісного компонента $X_1 \in [10 \div 90 \text{ \%}]$ і середнього розміру частинок залізо- та вуглецевмісного компонентів у шихті $X_2, X_3 \in [1 \div 4 \text{ мм}]$. Верхня межа тиску пресування при виробництві пресовок складала 220 МПа.

Отримано поліноміальну математичну модель для визначення залежності ущільнення металургійних шихт від вмісту і крупності залізо- та вуглецевмісних матеріалів:

$$a = 0,0565 - 0,0086X_1 + 0,0049X_2 + 0,0073X_3 - 0,0145X_1X_2 + 0,0037X_1X_3 - 0,0077X_2X_3 + 0,0393X_1^2 - 0,0006X_2^2 + 0,0038X_3^2 \quad (1)$$

Величина критерію Кохрена для моделі складала $G_{розр} = 0,2468 < G^{0.05}_{табл} = 0,9669$. Критерій Фішера має значення що $F_{розр} = 3,4 < F^{0.05}_{табл} = 3,9$. Таким чином, відтворюваність процесу та адекватність модель доведені на рівні значимості $\alpha = 0,05$. Середня помилка моделі знаходиться в межах прийняттого діапазону точності ($\bar{A} < 8 \dots 10 \text{ \%}$) і становить 7,9 %.

На рис. 1а) – 1в) проілюстровано локальні екстремуми моделі на двомірних перетинах поверхні функції відгуку. Кожне із зображень характеризує ущільнюваність шихтової суміші щодо пари факторів, відкладених по осях абсцис та ординат, при фіксації третього фактора на нульовому рівні.

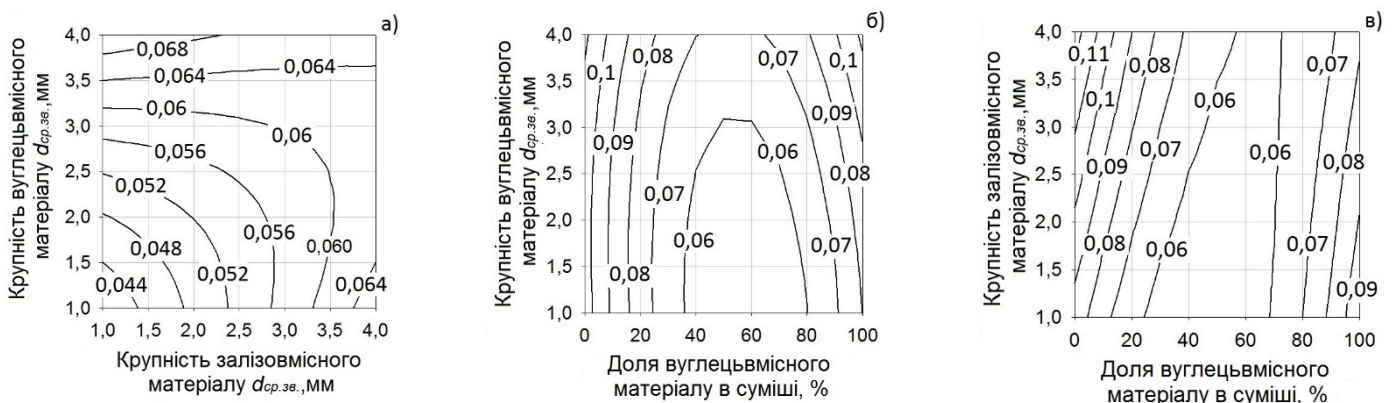


Рисунок 1. Ущільнюваність шихт при: а) рівних частках залізо- та вуглецевмісних матеріалів у суміші; б) крупності залізовмісного матеріалу $d_{cp.ze} = 2,5$ мм; в) крупності вуглецевмісного матеріалу $d_{cp.ze} = 2,5$ мм.

Для визначення глобальних екстремумів були сформульовані та вирішені оптимізаційні задачі на пошук мінімуму та максимуму ущільнюваності шихтової суміші при

обмеженні факторів: $-1 \leq x_i \leq 1$. Вирішення оптимізаційних завдань виконали з використанням методу невизначених множників Лагранжа:

$$\begin{cases} \frac{\partial F}{\partial x_1} = -0,0086 - 0,0145x_2 + 0,0037x_3 + 0,0786x_1 + 2\lambda x_1 = 0; \\ \frac{\partial F}{\partial x_2} = 0,0049 - 0,0145x_1 - 0,0077x_3 - 0,0012x_2 + 2\lambda x_2 = 0; \\ \frac{\partial F}{\partial x_3} = 0,0073 + 0,0037x_1 - 0,0077x_2 + 0,0076x_3 + 2\lambda x_3 = 0; \\ \frac{\partial F}{\partial \lambda} = x_1^2 + x_2^2 + x_3^2 - R^2 = 0. \end{cases}$$

(2)

Для вирішення системи рівнянь (2) та обчислення значень функції відгуку розробленої моделі використовували програмний пакет Mathematica 10, проводячи розрахунки за зміни радіусу сфери R від 0 до 1.

Отримані результати дозволили формулювати технологічні рекомендації для процесу виробництва двокомпонентних залізобуглецевмісних брикетів: найбільша ущільнюваність шихтової суміші може бути досягнута при максимальній крупності матеріалів і не менш ніж 80% вмісту одного з компонентів, а найменша ущільнюваність шихти - при мінімальній крупності матеріалів і приблизно рівному вмісту компонентів в суміші.

Список літератури

1. Khudyakov A. Yu. New method for predicting the compactability of charges made from fine materials of the mining and smelting industry / A.Yu. Khudyakov, S.V. Vashchenko, K.V. Baiul et al.// Metallurgist. – 2022- Vol. 65, Nos. 9-10–P.941-951.

УДК 330.34(477).669

В.І. Шатоха, М.В. Ягольник, М.О. Фурсов

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), м. Дніпро

СЦЕНАРІЙ ТЕХНОЛОГІЧНОЇ ТРАНСФОРМАЦІЇ ЧОРНОЇ МЕТАЛУРГІЇ

Чорна металургія є другою за обсягом споживання енергії та першою за рівнем викидів діоксиду вуглецю промисловою галуззю у світі [1]. Тому досягнення глобальних завдань зі скорочення викидів парникових газів з метою запобігання зміни клімату є неможливим без суттєвої технологічної трансформації даної галузі та припинення неконтрольованого зростання виробництва та споживання сталі у світі. Разом із тим

сталь залишається основою нашої цивілізації – за великим рахунком людство продовжує жити у залізній добі. У розвинутих країнах спостерігається стабілізація, а подекуди й скорочення споживання сталі.

Особливо цікава ситуація в Україні. З одного боку, виробництво сталі, а разом з тим і валові викиди парникових газів, тут скоротилися протягом останніх тридцять років майже втричі. З іншого боку більшість технологій та агрегатів є надто застарілими, тому питомі викиди парникових газів на одиницю сталевих продукції в Україні є найвищими у світі. Слід додати, що сьогодні ми експортуємо близько 85 відсотків виробленої сталі, разом із тим, відкладена потреба в модернізації транспортної, промислової та комунальної інфраструктури перевищує 300 мільйонів тон сталі [2], що відповідає приблизно п'ятнадцятирічному виробництву за умови максимально повного використання існуючих виробничих потужностей, а отже існує навіть певний потенціал для подальшого зростання (не кажучи про складно вимірювану потребу у сталі у разі відновлення зруйнованої інфраструктури Донбасу).

Окремої уваги заслуговує питання технологічної трансформації. У розвинутих країнах Європейського Союзу, в Японії, Південній Кореї та в деяких інших країнах енергетична ефективність металургійних агрегатів у багатьох випадках сягнула максимуму коли подальше зростання ефективності є неможливим, що зумовлюється термодинамічними обмеженнями. У той же час, більшість радикально нових технологій, розробники яких обіцяють суттєве скорочення викидів парникових газів при виробництві чавуну і сталі, вже надто тривалий час знаходиться на стадії пілотних, чи навіть лабораторних, випробувань, що не дозволяє сподіватися на їх швидку комерціалізацію.

Все більшого значення набувають питання циркулярної економіки та матеріальної ефективності. Дійсно, як буде показано нижче, ці питання мають бути невід'ємною частиною стратегій розвитку металургійної галузі.

Після тривалої стагнації виробництва сталі протягом 1970-х -1990-х років, за останні 20 років у річне світове виробництво сталі зросло більше ніж за всю попередню історію людства. Досі небачені темпи зростання забезпечувалися збільшенням виробництва у Китаї. Втім, з урахуванням поточної політики КНР щодо майбутнього розвитку, наступні тренди та динаміка зміни виробництва сталі потребують детального аналізу.

Найбільш фундаментальним є сценарій 2°C Scenario (2DS), розроблений Міжнародним енергетичним агентством та оприлюднений у 2014 році [3]. Цей сценарій описує енергетичну систему та траєкторії викидів CO₂ сумісні (з вірогідністю понад

50%) з утриманням глобального потепління у межах 2°C до 2100 року. На рис.1 проілюстровано траєкторії зміни виробництва чорної сталі за двома варіантами сценарію 2DS – з низькою (low demand) та високою (high demand) потребою на сталь.

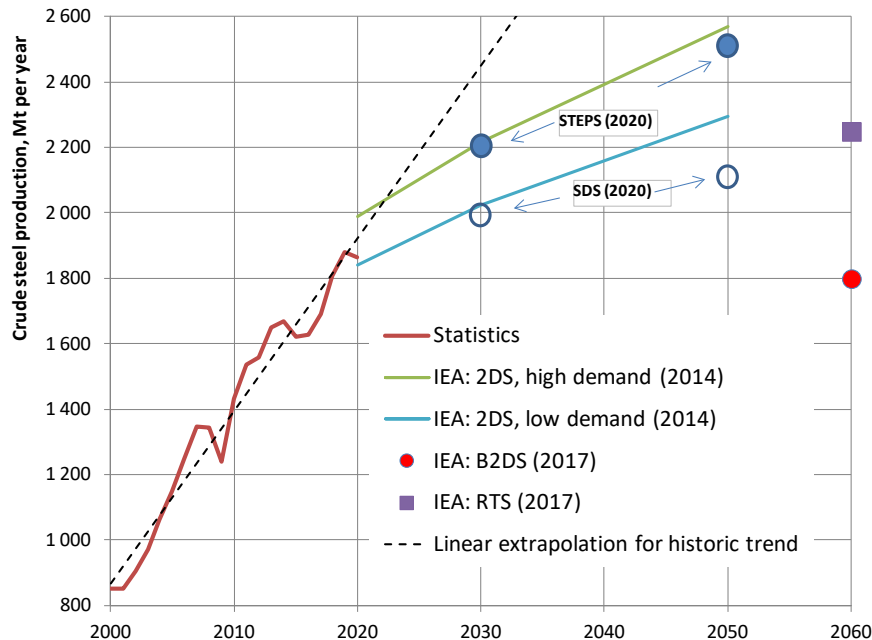


Рис.1 - Статистичні дані та сценарії розвитку світового виробництва сталі (розроблено авторами з використанням джерел [1,3,4]; аббревіатури – в тексті)

У 2017 році було розроблено Reference Technology Scenario (RTS) [5], який бере до уваги зобов'язання країн зі скорочення викидів та підвищення енергоефективності, включаючи ті, що прийняті межах Паризької Угоди. Одночасно, у 2017 році було оприлюднено Beyond 2°C Scenario (B2DS) [5], який досліджує наскільки впровадження технологій, які вже наявні, або знаходяться у розробці, можуть призвести людство поза межами (beyond) сценарію 2DS. Як видно з рис.1, згідно із цим сценарієм світове виробництво сталі у 2060 році має бути меншим ніж у 2020 році.

Загалом, можна сказати, що, враховуючи поточний статистичний тренд, усі зазначені вище сценарії щодо майбутнього виробництва являють собою певний виклик, але не є такими, які можна було б назвати цілком неймовірними. Інше враження складають сценарії щодо викидів парникових газів. Так сценарій 2DS передбачає, що до 2050 року відносно 2011 року має відбутися скорочення викидів CO₂ у чорній металургії (включно з виробництвом коксу) на 28% одночасно зі збільшенням виробництва сталі на 51%. Більше того, сценарій B2DS передбачає, що до 2060 року відносно 2017 року річні викиди CO₂ мають скоротитися до 208 млн т CO₂/рік – тобто на 91% одноча-

сно зі збільшенням виробництва сталі на 10%. Як видно з рис.2 такі тренди є небаченими в історії – викиди CO₂ завжди змінювалися пропорційно виробництву, а зараз зростання виробництва має супроводжуватися скороченням викидів.

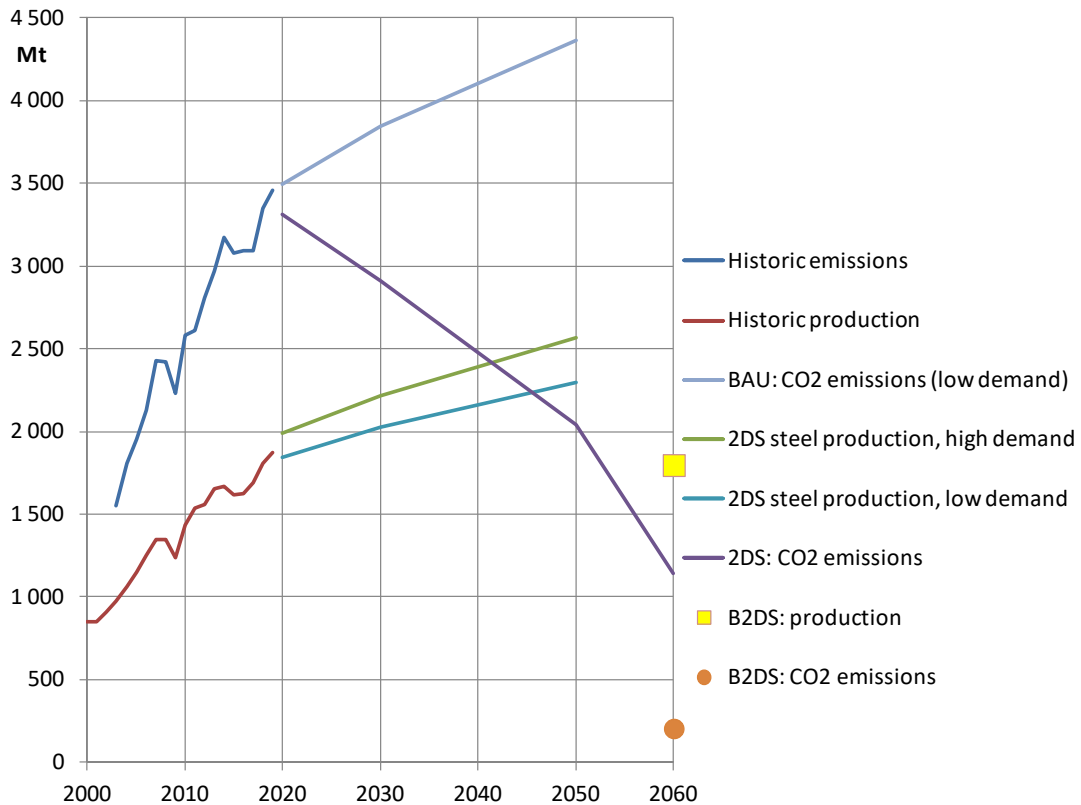


Рис. 2 - Статистичні дані та сценарії траєкторій викидів CO₂ (розроблено авторами з використанням джерел [1,3,4]; абрєвіатури – в тексті)

Враховуючи рівні питомих викидів, притаманні для різних шляхів виробництва сталі, та частку окремих технологічних ланок у загальних викидах, суттєве скорочення викидів CO₂ можливе шляхом:

- 1) Збільшення частки вторинної металургії;
- 2) Підвищення енергоефективності шляхом впровадження найкращих доступних технологій (НДТ);
- 3) Підвищення частки виробництва металізованої сировини (DRI) з використанням природного газу та скорочення використання вугілля для виробництва DRI;
- 4) Впровадження інноваційних технологій: наприклад, виробництво чавуну шляхом рідкофазного відновлення, яке виключає потребу у оґрудкуванні сировини;
- 5) Впровадження технологій уловлювання та захоронення/використання диоксида вуглецю (CCSU).

Слід також додати, що електрифікація виробництва сталі не має сенсу без декарбонізації генерування електроенергії. Сценарій B2DS [5] припускає наступне:

- що світова генерація електрики буде повністю декарбонізована до 2050 року;
- що частка електроенергії з відновлювальних джерел сягне 74% у 2060 році, причому виробництво електроенергії без застосування CCS припиняється до 2040 року;
- що середньосвітовий показник питомих викидів CO₂ при виробництві електроенергії стане від'ємним після 2050 року і сягне -10 г CO₂/кВт·г у 2060 році.

Існуючі сценарії розвитку світової чорної металургії, спрямовані на прогноз майбутніх обсягів промислового виробництва і споживання сталі у світі та моделювання траєкторії зміни викидів парникових газів, потребують дуже суттєвої технологічної трансформації при виробництві та споживанні сталі. Навіть реалізація найбільш амбітних сценаріїв в комплексі інших заходів з декарбонізації електроенергії не забезпечує вихід на траєкторію викидів, сумісну з обмеженням глобального потепління в межах 1,5°C.

Реалізація сценаріїв сталого розвитку буде неможливою, якщо не буде забезпечено відокремлення викидів CO₂ від зростання виробництва. Суттєве скорочення викидів CO₂ можливе шляхом: збільшення частки вторинної металургії; підвищення енергоефективності шляхом впровадження НДТ; підвищення частки виробництва металізованої сировини; впровадження інноваційних технологій виробництва чавуну, впровадження технологій уловлювання та захоронення/використання діоксиду вуглецю.

Металургійний сектор України не модернізований належним чином, тоді як для вибору стратегії розвитку з урахуванням кліматичних зобов'язань бракує належного наукового підґрунтя. Надмірна експортна орієнтація металургійної галузі України робить її дуже вразливою до проблем глобальної економіки. Зокрема, застосування механізму вуглецевого корегування імпорту може становити загрозу конкурентоспроможності, що вимагає швидкої модернізації галузі.

Виконаний аналіз дає підставу для висновку про те, що виконання кліматичних завдань потребує додаткових зусиль не лише наукової та промислової спільноти. Сьогодні потрібні переконливі політичні рішення щодо механізмів фінансової підтримки для розробки та впровадження інноваційних технологій, а також трансферу найкращих доступних технологій, що має забезпечити швидку технологічну трансформацію на

усіх ланках металургійного виробництва з урахуванням як короткотермінових соціально-економічних завдань так і довготермінових стратегій.

Список літератури

1. Iron and Steel Technology Roadmap: Towards more sustainable steelmaking/ International Energy Agency, OECD/IEA, Paris, 2020. 190 p.
2. Украинская металлургия: современные вызовы и перспективы развития/ А.И. Амоша, В.И. Большаков, А.А. Минаев, Ю.С. Залознова, Л.А. Збаразская, Ю.В. Макогон и др. Донецк: НАН Украины, Ин-т экономики пром-сти, 2013, 114 с.
3. Energy technology perspectives: harnessing electricity's potential. OECD/IEA, Paris, 2014, 382 p.
4. World Steel Association. Statistical reports. <https://www.worldsteel.org/steel-by-topic/statistics/steel-statistical-yearbook.html> (дата звернення: 02.12.2021).
5. Energy Technology Perspectives: Catalysing energy technology transformations. OECD/IEA, Paris, 2017, 33 p.

УДК 69.14.018.298:621.789

В. Ж. Шемет¹, А. Ю. Семенко², М. М. Ворон², А. М. Тимошенко²

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

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

e-mail: semenko.au@gmail.com

ДОСЛІДЖЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ Fe-Mn-Al-C СТАЛЕЙ

Fe-Mn-Al-C сталі отримали велику увагу щодо застосування в конструкціях автомобілів завдяки чудовому поєднанню низької густини, високого рівня механічних властивостей та стійкості до корозії. Загальновідомо, що хімічний склад, особливо вміст вуглецю, який підвищує міцність і зменшує густину сталей, відіграє важливу роль у контролі мікроструктури та характеристик металу [1-4]. Проаналізувавши результати роботи інших фахівців у даній області відносно впливу вуглецю у сплаві з високим вмістом марганцю, можна стверджувати наступне: при не надто високому вмісті алюмінію, зі збільшенням вмісту вуглецю кількість аустеніту поступово збільшується і двофазна

мікроструктура ферит/аустеніт перетворюється на однофазний аустеніт; міцність сталі монотонно збільшується, зокрема, збільшується і пластичність до вмісту вуглецю $\sim 0,8-0,9$ % мас., а після перевищення вказаного вмісту вуглецю починає зменшуватись.

Статистичний аналіз показує, що координаційна здатність деформації аустеніту вища, ніж здатність фериту [5]. Отже, зі збільшенням вмісту аустеніту пластичність двофазної сталі помітно збільшується, тоді як міцність – не так стрімко. Для однофазних аустенітних сталей межа текучості зростає, але здатність до подовження та зміцнення при роботі зменшується зі збільшенням вмісту С, що пов'язано з виділенням скупчень к-карбідів. Пошук оптимальних складів високоміцних високомарганцевих сталей залишається актуальним завданням, особливо – для литого стану. В ході досліджень механічних властивостей вказаних матеріалів, які характеризувались відносно високим вмістом алюмінію та середнім вмістом марганцю, методом аргоно-дугового переплаву було одержано зразки високоміцної аустенітної Fe-Mn-Al-C сталі різного хімічного складу.

Оптимальним шляхом вивчення механічних властивостей дослідних зразків сталі є поєднання випробування на розтяг з методом мікроіндентування. Тому, на першому етапі досліджень, для оцінки фізико-механічних властивостей статичним випробуванням на розтяг стандартні п'ятикратні зразки випробовували на автоматизованій розривній машині UTM-100. Результати випробувань Fe-Mn-Al-C сталі на розтяг у литому стані показали, що для збільшення пластичності раціонально дотримуватись співвідношення Fe-(25-27Mn)-(8-10)Al-(<1)C, оскільки при концентрації Fe-(19-21)Mn-(10-12)Al-(0,93-1,02)C сталь при розриві проявила крихкість (пластичність $< 1\%$), у той час як при збільшенні вмісту Mn до 25 % мас. при вмісті Al до 10 % мас. та C до 1 % мас. пластичність зросла до 5%.

Після випробування зразків Fe-Mn-Al-C сталі різного хімічного складу на розтяг було здійснено їх відпал при 1100 °C протягом 1 години, а також випробування на твердість методом Бринелля кулькою діаметром 5 мм, силою натиску 750 кгс та витримкою протягом 30 с. Результати випробувань показали, що: вплив вмісту вуглецю як на міцність так і на твердість, зокрема з урахуванням попереднього досвіду, показує, що оптимальний його вміст має становити < 1 % мас., оскільки при дотриманні цієї умови була зафіксована максимальна міцність 1123,7 МПа; вплив вмісту марганцю на міцність, а також на твердість після відпалу показали, що збільшення його частки у сталі від 21 до 25 (% мас.) позитивно впливає на механічні властивості; при вмісті алюмінію 9-10 % мас. зразки показали середню твердість на рівні 215-245 HB.

На наступному етапі досліджень було здійснено мікроіндентування дослідних зразків, оскільки можливості цього методу дозволяють дослідити наявність і однорідність виділення к-карбідної фази зразків з різним вмістом марганцю та алюмінію. Відповідні результати представлено на рисунку.

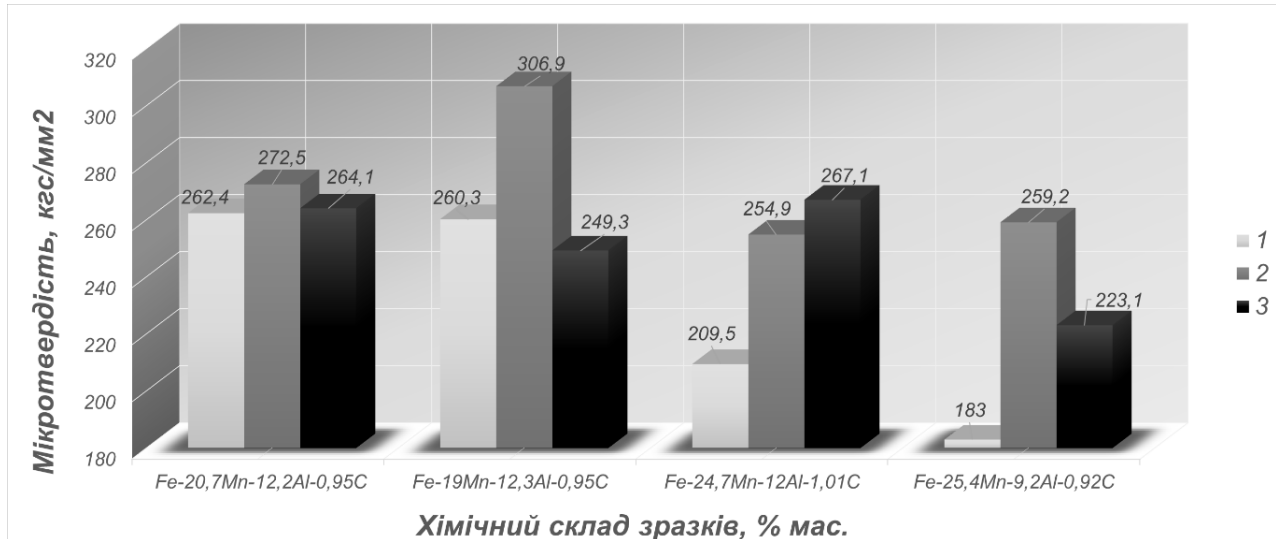


Рис. – Мікротвердість дослідних зразків Fe-Mn-Al-C сталі чотирьох складів, де: 1 – аустенітна фаза; 2 – феритна фаза; 3 – скупчення к-карбідів

Відповідно до широкого ряду досліджень, можна сказати, що, одержані показники механічних властивостей в литому стані є досить високими, проте їх додаткове підвищення (міцності до 1500 МПа і пластичності до 45-65%) можливе після застосування додаткової термо-деформаційної обробки.

Робота виконувалась у Національному технічному університеті України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». Дослідження проведено в рамках виконання Проєкту 2020.02/0283 «Нові високопластичні надміцні сталі Fe-Mn-Al-C: вплив технологічних параметрів на формування їх структури та фізико-хімічні властивості» за рахунок грантової підтримки Національного фонду досліджень України.

Список літератури

1. Min Chul Ha, Jin-Mo Koo, Jae-Kon Lee, Si Woo Hwang, Kyung-Tae Park. (2013). Tensile deformation of a low-density Fe–27Mn–12Al–0.8C duplex steel in association with ordered phases at ambient temperature. *Materials Science and Engineering: A*, Volume 586, pp. 276-283, <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.07.094>

2. E. Welsch, D. Ponge, S.M. Hafez Haghghat, S. Sandlöbes, P. Choi, M. Herbig, S. Zaefferer, D. Raabe. (2016). Strain hardening by dynamic slip band refinement in a high-Mn lightweight steel. *Acta Materialia*, Volume 116, pp. 188-199, <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.06.037>
3. I. Gutierrez-Urrutia, D. Raabe. (2012). Multistage strain hardening through dislocation substructure and twinning in a high strength and ductile weight-reduced Fe–Mn–Al–C steel. *Acta Materialia*, Volume 60, Issue 16, pp. 5791-5802, <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.07.018>
4. M.J. Yao, E. Welsch, D. Ponge, S.M.H. Haghghat, S. Sandlöbes, P. Choi, M. Herbig, I. Bleskov, T. Hickel, M. Lipinska-Chwalek, P. Shanthraj, C. Scheu, S. Zaefferer, B. Gault, D. Raabe. (2017). Strengthening and strain hardening mechanisms in a precipitation-hardened high-Mn lightweight steel. *Acta Materialia*, Volume 140, pp. 258-273, <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.08.049>
5. Ch. Haase and L. A. Barrales-Mora. (2019). From High-Manganese Steels to Advanced High-Entropy Alloys. *Metals*, 9, 726. <https://doi.org/10.3390/met9070726>

УДК 669

М. В. Ягольник, А. М. Круглов, М. М. Бойко, Н. В. Полякова, С. В. Журавльова

Український державний університет науки і технологій, Дніпро

ФОРМУВАННЯ РАЦІОНАЛЬНОЇ СТРУКТУРИ АГЛОМЕРАЦІЙНОГО ШАРУ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ПРОДУКТУ

З теорії агломераційного процесу відомо, що для забезпечення успішного спікання шихти необхідно організувати інтенсивне надходження повітря до зони горіння. Мінімальна швидкість фільтрації повітря через шар, при якій можливий перебіг реакцій горіння твердого палива та утворення рідкої фази, повинна становити не менше $0,15 \dots 0,2 \text{ м}^3/\text{м}^2 \cdot \text{с}$. Агломераційна шихта відноситься до сипучих матеріалів, що складаються з окремих частинок, які контактують один з одним, між якими знаходяться канали або пори. Прийнято вважати, що газ у шарі сипучого матеріалу або обтікає окремі частинки, або рухається по звивистих, змінного перерізу, каналах.

Значний вплив на газодинаміку шару, що агломерується, має сегрегація. Результати переважної більшості досліджень показують, що сегрегація класів крупності шихти позитивно впливає на структуру та газопроникність шару.

При створенні спрямованої сегрегації гранулометричного складу шихти за висотою шару забезпечується підвищення міцності агломерату та збільшення продуктивності агломашин при одночасному скороченні витрати твердого палива.

Газодинамічний опір шару значно впливає на продуктивність агломераційного процесу і залежить від гранулометричного складу сирової шихти, що укладається на палети, її сегрегації по висоті шару, від типу застосовуваного завантажувального пристрою.

Забезпечення раціонального гранулометричного складу огрудкованої шихти, її розподілу по крупності та вмісту палива за висотою шару, завантаженого на колосникову решітку агломераційної машини, є актуальною. Тому розробка нових методів і засобів, що забезпечують таке формування шару шихти на агломераційній машині, що забезпечує необхідну газопроникність та раціональний розподіл гранул матеріалу та палива, що міститься в ньому є важливим завданням.

Процес агломерації тонкоподрібнених залізних руд має комплексний характер, відповідно до якого технологічне обладнання агломераційної фабрики можна розділити на три послідовно з'єднані технологічні підсистеми. Ці підсистеми реалізують такі технологічні процеси: - підготовку залізородної сировини (шихти) до агломерації; агломерацію шихти; розвантаження та дроблення одержаного агломерату з виділенням з нього звороту - дрібної некондиційної фракції 0-5 мм.

Основними вихідними матеріалами для агломерації є: дрібна сира руда (8-10 мм) та її концентрат, а також паливо (коксова та антрацитова дрібниця до 3 мм), флюс (вапняк і доломіт до 3 мм), в окремих випадках - дрібні відходи (колошниковий пил, окалина та ін.). Для стійкого процесу горіння та отримання якісного агломерату шихта має бути максимально однорідною та газопроникною.

Підготовлена до спікання агломераційна шихта повинна задовольняти вимоги щодо хімічного складу (вмісту заліза та основності), міцності її огрудкованих частинок (що допускає їх транспортування та завантаження на агломераційну машину без руйнування), а також її фракційного складу.

Якість підготовки шихти можна поліпшити шляхом оптимізації керування насипною щільністю матеріалу, досягнення найбільш раціональних режимів її огрудкування, а також впливів на транспортні потоки шихти та завантаження її на палети.

Проблема забезпечення раціонального розподілу шихти по крупності та вмісту палива за висотою шару, завантаженого на колосникову решітку агломераційної машини, залишається актуальною. Тому продовжуються розробки нових методів і засобів, що забезпечують таке формування шару шихти на агломераційній машині, що забезпечує раціональний розподіл гранул матеріалу і палива, що міститься в ньому.

Для формування раціональної структури шару, що агломерується, важливим є визначення впливу складу та властивостей вихідних матеріалів на процеси змішування та огрудкування агломераційної шихти; питання раціонального зволоження матеріалів в процесі огрудкування для досягнення необхідного гранулометричного складу огрудкованої шихти; проведення оцінки співвідношення складових агломераційної шихти з урахуванням їх гранулометричного складу на процес огрудкування при різних витратах вологи; встановлення витратного інтервалу вологи на огрудкування виходячи витрат матеріалів та їх гранулометричного складу; вивчення впливу способів підготовки шихтових матеріалів на процес огрудкування агломераційної шихти.

За результатами можливо створити теоретично обґрунтовано технологію укладання агломераційної шихти для отримання раціональних характеристик шару.

Список літератури

1. Juli us H. Strassburger, Dwight C. Brown, Terence E. Dancy et Robert L. Stephenson, Blast furnace — Theory and practice, vol. 1, New-York, Gordon and Breach Science Publishers, 1984, 275 p., p. 221—239.
2. Бочка В.В., Тараканов А.К., Сова А.В., Бойко М.М., Ягольник М.В., Двоєглазова А.В. Удосконалення технології виробництва якісного агломерату. Теорія і практика металургії, №1, 2019, С. 5-14.
3. Кривенко, С. В. «Вплив клапанного ефекту на енергоефективність шарових газодинамічних систем». Вісник Національного технічного університету «ХПІ». Серія: Енергетика: надійність та енергоефективність, вип. 2 (3), Грудень 2021, с. 93-101.
4. Разработка и проектирование АСУ ТП фабрик окомкования горно-обогачительных комбинатов: [учебн. пособие] / И. Н. Богаенко, И. Ю. Бурляй, Г. Г. Грабовский [и др.] – Київ: НВК «КІА», 2002. – 227 с.
5. Качан Ю. Г. Об алгоритме управления процессом окомкования сыпучих материалов в барабанных грануляторах / Ю. Г. Качан, О. В. Ренгевич // Придніпровський науковий вісник. – 1997. – № 49 (60). – С. 21-24.
6. Пазюк Ю. М. Формирование слоя шихты с заданными характеристиками путем управления процессом сегрегации (на примере агломерационного производства): дисс ... канд. техн. наук: 05.15.08 / Пазюк Юрий Михайлович. – Запорожье, 2008. – 187 с.

7. Рахуба В. О. Разработка и исследование АСУ формированием гранулометрических характеристик агломерационной шихты при подготовке к спеканию / В. О. Рахуба // Металургія: наукові праці ЗДІА. – Запоріжжя: РВВ, 2009. – № 20. – С. 14-19.

8. Бережной М.М., Мовчан В.П., Плевако В.С. Збагачення та окускування сировини. – Харків, 2000. – 365 с.

УДК 620.17:620.1:669.245

Данилов С.М., Педаш О.О., Наумик В.В., Тьомкін Д.О., Ткач Д.В.

ЗМЗ ім. Омельченко АТ «МОТОР СІЧ»

АТ «МОТОР СІЧ», Запоріжжя

НУ «Запорізька політехніка»

КОМПЛЕКСНЕ МОДИФІКУВАННЯ ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ З ВИКОРИСТАННЯМ УЛЬТРАДИСПЕРСНИХ ЧАСТОК КАРБОНІТРИДУ ТИТАНУ

Найбільш відповідальні деталі ГТД (лопатки турбіни) отримують литвом перегрітого до температури 1600°C нікелевого сплаву в керамічні форми, нагріті до 1000°C, що забезпечує гарну заповнюваність форми та отримання заданої геометричної конфігурації робочої частини вилівка. Такі температурні умови при об'ємній кристалізації металу незбіжно призводять до укрупнення структурних складових, особливо макрозерен, розміри котрих можуть досягати десятків мм, що в свою чергу може чинити негативну дію на циклічну довговічність деталей гарячого тракту газотурбінного двигуна виготовлених з жароміцних нікелевих сплавів. Тому подальше підвищення експлуатаційних характеристик лопаток турбін ГТД безпосередньо пов'язане з подрібненням їх структури.

В даній роботі вивчали вплив комплексного модифікування на структуру та властивості жароміцного сплаву на нікелевій основі ЖСЗДК-ВІ. При цьому був використаний комплекс модифікаторів першого та другого роду для формування сприятливої морфології фазового складу сплаву, а також було застосовано модифікатор при введенні в керамічну форму для інтенсифікації тепловідведення від розплаву і формування дрібнодисперсного макрозерна на поверхні вилівоків. Для цього на вакуумній

плавильній установці УППФ-3М шихтову заготовку сплаву ЖСЗЛС-ВІ вагою ~ 8 кг, розплавляли при $1650 \pm 10^\circ\text{C}$ и за 2,5-3 хв. до його зливання розплаву присаджували брикетований ультрадисперсний модифікатор $\text{Ti}[\text{Ti}(\text{C},\text{N})]$ для отримання його вмісту в сплаві у кількості 0,25%, 0,5%, 0,75%. Надалі знижували температуру розплаву до $1530 \pm 10^\circ\text{C}$ й додавали до розплаву нікель-ітрієву лігатуру для отримання з розрахунком в сплаві 0,01% ітрію, витримували впродовж 1-1,5 хв. і при залишковому тиску в печі 0,665 Па заливали в корундові керамічні форми, отримані за витоплюваними моделями й нагріті до $950 \pm 10^\circ\text{C}$. Характерною особливістю форм була наявність у першому робочому шарі поверхневого модифікатора – алюмінату кобальту (5%). Після зливання розплаву та його кристалізації отримували заготовки зразків для перевірки хімічного складу, випробування механічних властивостей та дослідження макро- й мікроструктури.

З метою зменшення ливарної пористості у виливках проводили гаряче ізостатичне пресування та стандартну для сплаву ЖСЗДК-ВІ термічну обробку.

Хімічний склад зразків зі сплаву ЖСЗДК-ВІ усіх дослідних варіантів модифікування, відповідав вимогам нормативної документації. Модифікуванням отримали в сплаві вміст ітрію 0,01%.

Модифікування комплексами $\text{Ti}[\text{Ti}(\text{C},\text{N})] + (\text{Ni}-\text{Y}) + \text{CoAl}_2\text{O}_4$ забезпечили в зразках дрібне макрозерно. При цьому більш дрібним (з розміром 1,0...3,5 мм) макрозерно виявилось при введенні у розплав 0,75% $\text{Ti}[\text{Ti}(\text{C},\text{N})]$.

При металографічному дослідженні встановлено, що при введенні у розплав 0,50% - 0,75% $\text{Ti}[\text{Ti}(\text{C},\text{N})]$ карбіди й карбонітриди виділялися у вигляді дискретних глобулярних часток, в основному, рівномірно розподілених в об'ємі металу. Розмір часток карбідів й карбонітридів не перевищував 3-4 мкм. Введення в розплав 0,25% $\text{Ti}[\text{Ti}(\text{C},\text{N})]$ призвело до виділення карбідів як у вигляді дискретних глобулярних часток Me_3C , так й пластин (довжиною до 8 мкм), що характерні для евтектичних карбідів типу Me_6C .

Мікроструктура зразків, зі сплаву ЖСЗДК-ВІ отриманих з використанням дослідного комплексу модифікаторів (після ГП й термічної обробки), являла собою γ -твердий розчин, що зміцнений інтерметалідною γ' -фазою, з наявністю карбідів й карбонітридів й характерна для нормально термообробленого стану сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Слід відмітити, що в зразках, отриманих з використанням 0,50% - 0,75% $\text{Ti}[\text{Ti}(\text{C},\text{N})]$, виявили тонкі межі зерен з наявністю примезових карбідів розміром, в основному, що не перевищував ~ 2 мкм. В мікроструктурі зразків, відлитих з використанням 0,25% $\text{Ti}[\text{Ti}(\text{C},\text{N})]$, межі зерен були більш грубі за рахунок виділення карбідів у вигляді плен й/або витягнутих до ~ 8 мкм пластин.

Дослідженням встановлено, що в процесі ГП відбувається «заліковування» мікропор й рихлот, що розташовувалися у внутрішніх об'ємах виливків, а майже повна їх відсутність сприяла стабілізації структури й властивостей матеріалу.

Механічні властивості зразків, отриманих з використанням дослідного комплексу модифікаторів, після ГП й стандартної термічної обробки задовільні й відповідають вимогам нормативно технічної документації. Слід відмітити, що більші показники ударної в'язкості (критичного параметру, що визначає працездатність лопаток турбіни зі сплаву ЖСЗДК-ВІ) отримані з використанням 0,50% - 0,75% Ti[Ti(C,N)] коли її значення становили 60-70 Дж/см². Модифікування дослідним комплексом з використанням 0,25% Ti[Ti(C,N)] забезпечило значення ударної в'язкості на рівні 5 Дж/см².

Час до високотемпературного руйнування сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого дослідними комплексами усіх варіантів, відповідав вимогам нормативної документації. При цьому модифікування з використанням 0,50% Ti[Ti(C,N)] забезпечило показники, що приблизно в 10 разів перевищували вимоги нормативної документації.

УДК 669.35.15.017: 621.891

**С.Я. Шипицин, Г.Є. Федоров, М.В.Карпець, І.Ф. Кірчу, Д.І. Лихovej,
Т.В.Степанова**

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, м. Київ
+38(044) 423 15 83, odus@ptima.kiev.ua

ПІДВИЩЕННЯ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ТА ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОМАРГАНЦЕВИХ СТАЛЕЙ УДОСКОНАЛЕННЯМ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПРОЦЕ- СІВ ЇХ ПЛАВЛЕННЯ, МІКРОЛЕГУВАННЯ ТА МОДИФІКУВАННЯ

Серед численних марок сталей, які використовують для виробництва литих деталей, що працюють в екстремальних умовах ударно-абразивного зносу, й сьогодні провідне місце посідають високомарганцеві аустенітні сталі. Найбільш поширеною для роботи в таких умовах є сталь 110Г13Л, оскільки вона єдина має цілий комплекс унікальних властивостей: високу в'язкість металу, опір ударним навантаженням, наклепуваність внаслідок деформацій від дії зовнішніх динамічних навантажень й утворення на поверхні виробу зміцненого шару, який забезпечує високу зносостійкість цієї сталі. Крім того, відсутність дефіцитних складових у шихті для виплавляння цієї сталі

в поєднанні з високими фізико-механічними властивостями та експлуатаційними характеристиками металу зумовлює виняткову економічність і масовість її використання як ливарного матеріалу. Із сталі 110Г13Л виготовляють понад 50% литих заготовок або деталей за масою. Отже інтерес до цієї сталі не зменшується й в теперішній час.

За ДСТУ 8781:2018 хімічний склад сталі 110Г13Л характеризується широкими діапазонами вмісту вуглецю (від 0,9% до 1,5%) та марганцю (від 11,5% до 15,0%), що негативно позначається на стабільності властивостей металу різних плавів навіть в умовах одного ливарного цеху. Залишається спірним і питання щодо відношення вмісту марганцю до вмісту вуглецю в сталі, особливо для різних умов експлуатації зносостійких деталей. Недоліком сталі є надмірний вміст фосфору, який за нормативним документом може досягати до 0,12%. Він вноситься в розплав, переважно, феромарганцем, що вміщує від 0,30% до 0,55% фосфору, під час легування вуглецевого розплаву. Крім того, на якість металу у виливках із високомарганцевої сталі суттєвий вплив справляє вимушене використання некондиційних шихтових матеріалів внаслідок втрати в Україні відповідних технологій їх підготовки на металобазі.

Оскільки використання дорогого низькофосфористого феромарганцю економічно недоцільно в умовах великосерійного та масового виробництва, особливо середніх і великих зносостійких литих деталей, а покращання якості вихідних шихтових матеріалів в сучасних умовах не передбачається, завданням науковців залишаються пошуки нових заходів, здатних компенсувати шкідливий вплив фосфору та некондиційних шихтових матеріалів на властивості високомарганцевої сталі доступними й дешевими методами – удосконаленням технологічних операцій плавлення, чітким визначенням оптимальної температури розплаву перед розливанням його у форми з урахуванням конструкції вилівки та фізико-хімічних особливостей ливарної форми, оскільки у виливках із сталі, яка не має фазових перетворень під час тверднення, дрібнозернисту структуру можна досягти тільки регулюванням процесів кристалізації металу.

Перспективним напрямком досягнення необхідної структури є додаванням у розплав або у ливарну форму компонентів, які забезпечують модифікувальний і мікролегувальний ефекти, і подрібнюють структуру металу під час кристалізації металу та підвищують властивості високомарганцевої сталі. Важливим регулятором властивостей цієї групи сталей залишається вибір оптимального режиму термічного оброблення.

Для дослідження впливу процесів плавлення, розливання та модифікування на зміну фізико-механічних властивостей сталі для визначення фізико-механічних властивостей та експлуатаційних характеристик використано циліндричні та призматичні

заготовки розмірами: діаметром 12 мм і довжиною 70 мм і 12 мм×12 мм×60 мм з використанням розробленої нами оснастки, яка дає змогу одержувати у формі одночасно 10 і 8 заготовок відповідно.

Досліджено вплив температури розплаву перед розливанням у ливарні форми на структуру й властивості стандартної та модифікованої азотом високомарганцевої сталі 110Г13Л в діапазоні температур від 1420 °С до 1540 °С і вмісту азоту від 0,010 мас.% до 0,110 мас.%.

Установлено, що найвищі фізико-механічні властивості сталь 110Г13Л має за температури розплаву перед розливанням у форми 1420 °С після додавання в розплав 0,069 мас.% азоту: $\sigma_B = 720$ МПа, (без додавання азоту $\sigma_B = 630$ МПа), $\delta = 24,6\%$, (без додавання азоту $\delta = 22,0\%$), $KCU = 2,42$ МДж/м² (без додавання азоту $KCU = 2,20$ МДж/м²). За таких температури та вмісту азоту сталь має найвищу щільність (7,79 г/см³).

Нами підтверджено, що для сталей залежно від їх хімічного складу й швидкості охолодження, має місце як наскрізна стовпчаста кристалізація, так і різні поєднання стовпчастої від стінки й рівноважної в об'ємі, хоча при цьому експериментально не фіксується термічне переохолодження перед фронтом тверднення, необхідне для зародження центрів кристалізації.

Модифікування азотом суттєво нівелює негативний вплив підвищення температури розплаву перед розливанням у форми на механічні властивості сталі. Після термічного оброблення на аустеніт модифікування азотом забезпечує одночасне підвищення на 15 – 20 % міцності й пластичності металу внаслідок зернограничного зміцнення та зміцнення аустеніту твердорозчинним азотом.

Позитивний вплив модифікування азотом на диспергування складових дендритної структури високомарганцевої сталі пов'язаний з його концентраційним і поверхнево-активним накопиченням на фронті кристалізації, зниженням лінійної швидкості кристалізації на початкових стадіях твердіння та, як наслідок, підвищення швидкості зниження температурного градієнта й реалізацію концентраційного переохолодження на ранніх стадіях тверднення виливка.

Негативний вплив підвищення температури розплаву перед розливанням у форми й позитивний вплив модифікування азотом на щільність високомарганцевої сталі, головним чином, пов'язані із зміною відстаней між гілками в дендритах, які у першому випадку збільшуються, а в другому зменшуються.

За одержаними результатами можна вважати, що оптимальна температура розплаву перед розливанням його у форми має бути в межах від 1410 °С до 1480 °С

залежно від товщини стінок литої деталі та її габаритних розмірів. Така температура забезпечує необхідний рівень рідкоплинності розплаву, високі фізико-механічні властивості та якість виливків з товщиною стінок до 20 мм.

Наслідуюване з литого стану зниження модифікуванням азотом хімічної й структурної неоднорідності сталі після термічного оброблення на аустеніт забезпечує покращання механічних властивостей сталі, яке практично компенсує негативний вплив підвищення температури розплаву перед розливанням у форми.

Визначено зміну зносостійкості модифікованої азотом високомарганцевої сталі 110Г13Л в умовах одночасної дії на виріб удару та абразиву за утратою маси зразків під час випробовування в лабораторному галтувальному барабані діаметром 500 мм і довжиною 600 мм. У барабан завантажували сухий кар'єрний кварцовий пісок, зірочки із білого чавуну масою від 30 до 50 г. Як об'єкт дослідження використано половинки зразків після визначення ударної в'язкості. Випробування здійснювали протягом 40 год за кількості оборотів 45 хв^{-1} . За еталон прийнято загартований зразок із стандартної високомарганцевої сталі 110Г13Л. Знос такого зразка приймали за 100%. Зносостійкість інших зразків розраховували по відношенню до еталонного.

Додавання в сталь азоту внаслідок дисперсійного зміцнення металу сприяє помітному підвищенню її зносостійкості. Найвищі показники отримано для сталі з концентрацією від 0,068% до 0,091% азоту, відносна зносостійкість при цьому підвищується майже вдвічі.. Подальше зростання вмісту азоту в сталі не сприяє підвищенню зносостійкості.

За визначенням Ю.А. Шульте неметалеві вкраплини є основною плавковою характеристикою високомарганцевої сталі, які визначають її ливарні, механічні та спеціальні властивості. Неметалеві вкраплини в металі виливків, виготовлених із цієї сталі, слід розглядати як продукт взаємного впливу на них металу й форми. Ступінь впливу неметалевих вкраплин на властивості сталі залежить від їх кількості, форми й розподілу в мікро- та макрооб'ємах вилівка й не залежить від причин появи їх у металі. Загальна кількість вкраплин тим більшою мірою впливає на зниження пластичності та міцності сталі, чим вони дисперсніші, тобто чим більша їх контактна поверхня із зернами металу та слабкіший зв'язок між металом і вкраплинами. Ступінь забрудненості сталі такими неметалевими вкраплинами визначає процеси окрихчування металу за низьких температур, оскільки вони є концентраторами напружин і сприяють зародженню тріщин, визначаючи цим перехід сталі із в'язкого стану в крихкий.

Індекс забрудненості сталей неметалевими вкраплинами, їх розміри та морфологію визначали за ДСТУ 8966:2019, використовуючи лінійний метод.

Досліджено морфологію та розміри неметалевих вкраплин і визначено загальний індекс забрудненості в сталях 110Г13Л, модифікованій азотом 110Г13АЛ і мікролегованій ванадієм й модифікованій азотом 110Г13АФЛ. Установлено, що в усіх сталях у різних кількостях знаходяться нітриди, оксиди, сульфіди та силікати, які мають розміри від 2 мкм до 12 мкм. Загальний індекс забрудненості неметалевими вкраплинами складає: для сталі 110Г13Л – 0,00723, для сталі 110Г13АЛ – 0,00490, для сталі 110Г13АФЛ – 0,00576. Найменші розміри в усіх сталях мають нітриди – від 2 мкм до 4 мкм, найбільші – оксиди розмірами від 8 мкм до 12 мкм.

Дисперсійне нітридне після модифікування азотом і мікролегування ванадієм суттєво диспергують аустенітне зерно сталі, як у литому стані так і після гартування. Перевагою нітридів ванадію в порівнянні з нітридами інших хімічних елементів є те, що вони мають нижчу температуру виокремлення із твердого розчину (біля 500 °С). Отже виокремлення ще дисперсніших нітридів ванадію здійснюється й в процесі відпуску сталі. Це справляє суттєвий вплив на покращання її фізико-механічних властивостей та експлуатаційних характеристик. Бал зерна 4 стандартної сталі підвищується до 6 після модифікування її азотом і мікролегування ванадієм, що сприяє підвищенню на 15...17 % міцності та на 40...60% пластичності за збереження високого рівня в'язкості сталі. Модифікування сталі 110Г13Л азотом та мікролегування її ванадієм внаслідок дисперсійного нітридванадієвого зміцнення забезпечує зниження в 1,5...3,0 рази індексу забрудненості сталі неметалевими вкраплинами різної морфології.

Для досягнення мінімального вмісту в сталях оксидів необхідно виконувати глибоке розкиснення розплаву сталей за схемою $Mn \rightarrow Si \rightarrow A1 \rightarrow ЛЗМ \rightarrow РЗМ$. Це сприяє утворенню легкоплавких продуктів окиснення, які легко спливають, або таких, які мають глобулярну форму та є менш шкідливими в умовах експлуатації виробів.

Відомо, що вироби із сталі 110Г13Л практично не піддаються механічному обробленню різанням через наклепування поверхні високими питомими тисками в процесі різання й, як наслідок цього явища, призводить до швидкого зношування обробного інструменту.

З метою установлення можливості підвищення механічної оброблюваності виробів із високомарганцевих сталей досліджено вплив відпуску зразків із сталей 110Г13Л і 110Г13АЛ за різних температур і визначено зміну твердості металу сталей в порівнянні з їх твердістю в литому стані. Здатність сталей до механічного оброблювання визначали за масою стружки після свердління зразків протягом 1 хв виготовленим із сталі У8 свердлом діаметром 5 мм за швидкості його обертання 450 хв^{-1} і навантаження на свердло 5 кг.

Установлено, що підвищення температури відпуску від 400 °С до 700 °С сприяє збільшенню твердості від 29,5 HRC до 35,8 HRC у сталі 110Г13Л і від 26,5 HRC до 31,5 HRC – у сталі 110Г13АЛ, оскільки за таких температур відбувається розпадання аустеніту й утворення значної кількості карбідів цементитного типу в сталі 110Г13Л і додатково нітридів марганцю в сталі 110Г13АЛ. Оброблюваність за такого діаназону відпуску погіршується (для сталі 110Г13Л від 2,45 г до 0,92 г, а для сталі 110Г13АЛ – від 2,19 г до 1,90 г). Отже, одержаними нами даними однозначно установлено, що здійснення відпуску виробів з литого стану з метою зниження їх твердості й наклепуваності для підвищення механічного оброблювання є недоцільним.

**Contents of the MATERIALS of XII INTERNATIONAL SCIENTIFIC AND
PRACTICAL CONFERENCE «METALLURGY-2023»**

L. Dan, V. Maslov, L. Trofimova. USE OF THE HANCOCK-SHARP TECHNIQUE IN TOPOKINETIC ANALYSIS OF METAL PHASE NUCLEATION DURING CARBOTHERMIC SELF-REDUCTION OF DISPERSED IRON-GRAPHITE METALLURGICAL WASTE.....	272
O.A. Glotka. PREDICTING THE PROPERTIES OF CAST NICKEL-BASED SUPER-ALLOYS.....	274
Y.O. Stupak. REGARDING THE ANALYSIS OF THE EFFECTIVENESS OF COKE SUBSTITUTES IN THE BLAST FURNACE PROCESS.....	277
S.V. Ajamskyi, G.A. Kononenko, R.V. Podolsky. INFORMATIONAL AND ANALYTICAL RESEARCH ON MECHANICAL PROCESSING OF TITANIUM ALLOYS.....	280
B.F. Belov, A.I. Trotsan, O.V. Vlasova. DEVELOPMENT OF THE STRUCTURAL AND CHEMICAL PRINCIPLES OF REFINING PROCESSES OF IRON-CARBON MELTS WITH MAGNESIUM SILICATES MgO-SiO ₂ AND SILICOMAGNESIUM ALLOYS Mg-Si.....	283
B.F. Belov, A.I. Trotsan, O.V. Vlasova. DEVELOPMENT OF THE SCIENTIFIC PRINCIPLES OF REFINING PROCESSES OF IRON-CARBON MELTS WITH SMELTING SLAGS AND MAGNESIUM ALLOYS.....	286
B.F. Belov, A.I. Trotsan, O.V. Vlasova. DEVELOPMENT OF A MECHANISM FOR DESULFURIZATION OF BLAST FURNACE IRON USING STRUCTURAL AND CHEMICAL REACTIONS OF SMELTING SLAGS.....	290
M.M. Boyko, V.E. Treshchev, N.V. Polyakova, S.V. Zhuravlova, V.V. Efimenko. ANALYSIS OF THE POSSIBILITY OF METALLIZATION OF IRON-CONTAINING MATERIALS WITH REDUCING AGENTS BASED ON BIO-CHARGE MATERIALS.....	294
V.V. Bochka, M.V. Yagolnyk, K.V. Shmat, A.V. Sova, A.M. Kruglov. THEORETICAL ASSESSMENT OF AGGLOMERATE DESTRUCTION PROCESSES DURING ITS MECHANICAL PROCESSING.....	297
V.V. Bochka, M.V. Yagolnyk, K.V. Shmat, A.V. Sova. EFFICIENCY OF AGGLOMERATE STABILIZATION IN TERMS OF STRENGTH AND SIZE IN A DRUM-TYPE STABILIZER.....	304
O.H. Velychko, O.S. Grek, O.M. Gryshyn. MATHEMATICAL STUDY OF HEATING OF IRON ORE AND COAL BRIQUETTES IN AN INDUCTION FURNACE.....	309

I.Y. Vodin. TECHNOLOGICAL FEATURES OF FERROSILICOCHROME PRODUCTION.....	311
K.R. Volodko. REVIEW OF SOLID-PHASE IRON REDUCTION METHODS.....	316
L.P. Gres, O.V. Hupalo, O.O. Yeromin. EVALUATION OF THE EFFECT OF ENRICHING THE COMBUSTION AIR WITH TECHNOLOGICAL OXYGEN ON THE STABILITY OF LINING OF BLAST FURNACE AIR HEATERS.....	318
O.M. Gryshyn, A.A. Nadtochiy, V.O. Petrenko. THERMODYNAMIC REGULARITIES OF GAS-OXYGEN CONVERSION OF METHANE.....	320
OM. Hryshyn, A.A. Nadtochiy, V.O. Petrenko. KINETIC PATTERNS OF GAS-OXYGEN CONVERSION OF METHANE.....	322
O.M. Gryshyn, A.A. Nadtochiy. PHYSICO-CHEMICAL BASIS OF INFLUENCE OF ELECTROMAGNETIC FIELD ON THE KINETICS OF REDUCTION OF OXIDES.....	324
L.O. Gudym, V.B. Semakova, Yu.V. Khavalits. INCREASING THE INTENSITY OF THE GAS FLOW BY DISTRIBUTING THE ORE RIDGE ON THE FURNACE.....	327
O.V. Hupalo, O.O. Yeromin, L.B. Kabakova, Yu.M. Radchenko. USE OF REDUCTIVE HYDROGEN IN METHODICAL FURNACES.....	330
D.V. Yeskov, E.M. Sigaryov, A.A. Pohvality, M.A. Kashcheev. RESOURCE-SAVING BLOWING MODES OF OPERATION OF SUBMERSIBLE LANCES.....	334
V.V. Yefimenko, M.M. Boyko, N.V. Polyakova, S.V. Zhuravlova, O.A. Tanchev. ANALYSIS OF THE POSSIBILITY OF USING BIOMATERIALS IN THE FIRING OF PELLETS.....	340
A. A. Zhbyr, V. L. Vykhrystyuk, K. I. Chubin, M. R. Rudenko, O. A. Chubina. THE CURRENT STATE OF THE CONVERTER BATH PURGING TECHNOLOGY, DESIGN AND USE OF OXYGEN NOZZLES.....	343
S.V. Zhuravlova, R.B. Dutniy, M.M. Boyko, V.S. Mameshyn, I.V. Zhuravlova. REGULARITIES OF OUT-OF-FURNACE PROCESSING OF STEEL USING ALUMINUM-CONTAINING WASTE.....	345
S.V. Zhuravlova, A.F. Marka, M.M. Boyko, V.S. Mameshyn, I.V. Zhuravlova. IMPROVEMENT OF STEEL PRODUCTION DUE TO THE USE OF BIOMATERIALS.....	348
V.G. Kislyakov, O.L. Rudenko, V.P. Parsley. STUDY OF THE BEHAVIOR OF CAST IRON IMPURITIES (S, Si, P) DURING DESULFURIZATION WITH GRANULAR MAGNESIUM.....	350
G.Yu. Kryachko, E.M. Sigaryov, I.M. Matina. FACTORS LIMITING THE FORCED OPERATION OF BLAST FURNACES.....	352

I.O. Manachyn, A.P. Shevchenko, O.E. Merkulov, O.M. Bashmakov, B.V. Dvoskin, V.G. Kislyakov. EVALUATION OF THE COMPARISON OF INDICATORS OF IRON DESULPHURIZATION BY VARIOUS TECHNOLOGIES.....	355
I.O. Manachyn, A.P. Shevchenko, M.O. Rybalchenko. STUDY OF THE PROCESS OF INTERACTION OF CALCIUM OXIDE AND SULFUR IN THE MELT DURING INJECTION PROCESSES OF IRON DESULFURIZATION WITH LIME INJECTION...	358
I.H. Muravyova, M.G. Ivancha, V.R. Shcherbachov, V.I. Vyshnyakov. THE METHOD OF DETERMINING THE POSITION AND SHAPE OF THE PLASTIC ZONE OF A BLAST FURNACE TAKING INTO ACCOUNT THE PARAMETERS OF THE TEMPERATURE DISTRIBUTION OF THE GAS FLOW ALONG THE RADIUS OF THE FURNACE.....	360
V.I. Musiyko, O.M. Stoianov, Y.V. Synehin. PRODUCTION OF STEEL WITH A LOW CONTENT OF HARMFUL IMPURITIES.....	364
K.H. Niziaiev, O.M. Stoianov, T.A. Shashkin, L. Raymakers. RECYCLING OF STEELMAKING SLAGS IN METALLURGICAL PRODUCTION.....	366
K.H. Niziaiev, O.M. Stoianov, Y.V. Synehin, A.V. Skrypnyk, S.B. Boichenko. INTERACTION OF REFRACTORY OXIDES WITH CARBON.....	367
R.V. Podolskyi, O.A. Safronova, O.E. Merkulov, G.A. Kononenko. SYSTEMATIZATION OF WAYS TO REDUCE THE WEAR OF RAILWAY RAILS.....	370
Yu.M. Radchenko, O.V. Hupalo, M.O. Shtatskyi. RECONSTRUCTION OF A BATCH FURNACE.....	373
V.G. Razdobreev, K.Yu. Klyuchnikov, O.I. Leshchenko, D.G. Palamar. STUDY OF THE INFLUENCE OF THE MAIN TECHNOLOGICAL PARAMETERS OF THE DRAWING PROCESS IN DOUBLE ROLLER DRAWS ON THE DYNAMIC CHARACTERISTICS OF THE PROCESS.....	376
V.O. Ruban, O.M. Stoianov, Y.V. Synehin. METHODOLOGY FOR PHYSICAL MODELING OF THE CHANGE IN THE REACTION ZONE UNDER THE ELECTRODE ON THE "BUCKET-FURNACE" INSTALLATION.....	380
V.O. Ruban, O.M. Stoianov, Y.V. Synehin. THE RESULTS OF THE STUDY OF THE CHANGE IN THE REACTION ZONE UNDER THE ELECTRODE IN THE "LADLE-FURNACE".....	382
R. M. Rudenko, K. I. Chubin, M. R. Rudenko, M. A. Kashcheyev, O. A. Chubina. GRATE FOR SINTERING MACHINE WITH REDUCED RESISTANCE.....	383

Y.V. Synehin, K.G. Niziaiev, S.V. Zhuravlova, R.Y. Ostrianin, M.O. Dei, M.O. Ekongo. METHODS OF ELECTROMAGNETIC STIRRING OF METAL IN THE CCM MOLD.....	385
A.L. Syrotenko, S.M. Zinchenko. DEPENDENCE BETWEEN THE INFLUENCE OF IMPURITIES ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF TITANIUM AND THE QUALITY OF PRODUCTION OF COLD-FORMED PIPES.....	389
Y.M. Sigariov, Yu.S. Lobanov, M.R. Rudenko, D.V. Yeskov. TEMPERATURE - CONCENTRATION FACTORS OF THE FORMATION OF SLAG COATING.....	391
Y.M. Sigariov, D.V. Yeskov, I.M. Matyna, D.A. Kovalenko. JUSTIFICATION OF THE OPTIMAL COMPOSITION OF SLAG FROM LADLE DESULFURIZATION OF IRON...	394
O.M. Smirnov, A.Yu. Semenko, Yu.P. Skorobagatko, M.S. Goryuk, Yu.O. Smirnov, V.V. Buryak, D.I. Hoyda, A.O. Horshkov, L.M. Lakomska. PROSPECTS FOR THE APPLICATION OF EXTERNAL PHYSICAL ACTIONS IN THE MOLD, THE SECONDARY COOLING ZONE AND THE FINAL SOLIDIFICATION ZONE OF THE CONTINUOUSLY CAST BILLET.....	397
O.M. Smirnov, V.E. Ukhin, A.Yu. Semenko, Yu.P. Skorobagatko, Yu.O. Smirnov, M.S. Goryuk, D.I. Hoyda, L.S. Voronko. WAYS TO OPTIMIZE THE CONDITIONS OF STEEL CASTING AND FORMING CONTINUOUSLY CAST BILLETS IN THE CCM MOLD.....	400
O.M. Smirnov, S.V. Semiryagin, Yu.P. Skorobagatko, A.Yu. Semenko, M.S. Goryuk, A.O. Horshkov, Yu.Yu. Kulish, E.O. Karpukhin. USE OF EXTERNAL ENERGY INFLUENCES TO IMPROVE THE PROPERTIES OF THE ALUMINUM ALLOY OF THE Al-Zn-Mg SYSTEM.....	402
T.O. Stepanenko. EVALUATION OF THERMOPHYSICAL PROPERTIES OF SLAG MIXTURES OF STEELMAKING PRODUCTION.....	404
Yu.O. Stupak. EDUCATIONAL VIDEO MATERIALS AS AN EFFECTIVE MEANS OF TRAINING AND IMPROVING THE QUALIFICATIONS OF SPECIALISTS IN METALLURGY.....	406
D.M. Togobytska, I.R. Povorotnia, N.E. Khodotova. CONCEPTUAL APPROACH TO SOLVING THE PROBLEMS OF FORECASTING THE END PRODUCTS OF STEEL DURING ITS OUT-OF-FURNACE PROCESSING AT THE LF.....	410
D.M. Tohobytska, A.I. Belkova, S.V. Grekov, N.E. Khodotova. PHYSICAL AND CHEMICAL CRITERIA FOR ASSESSING THE EFFICIENCY OF STEEL DEPHOSPHORYZATION UNDER MODERN CONDITIONS OF UKRAINE.....	413

L.G. Tuboltsev, O.E. Merkulov, V.O. Petrenko. ENVIRONMENTAL PROSPECTS OF FERROUS METALLURGY OF UKRAINE.....	417
L.G. Tuboltsev, V.O. Petrenko, T.A. Fonaryova. SYSTEM ANALYSIS IN THE COMPLIANCE OF METALLURGICAL PRODUCTION.....	421
O. Yu. Khudyakov, S.V. Vashchenko, K.V. Bayul, M.M. Boyko, N.V. Polyakova. STUDY OF THE INFLUENCE OF THE COMPONENT AND GRANULOMETRIC COMPOSITION OF CHARGES ON THE COMPACTION OF IRON-CARBON BRIQUETTES.....	423
V.I. Shatoha, M.V. Yagolnyk, M.O. Fursov. SCENARIOS OF TECHNOLOGICAL TRANSFORMATION OF FERROUS METALLURGY.....	425
V.Zh. Shemet, A.Yu. Semenko, M.M. Voron, A.M. Tymoshenko. STUDY OF MECHANICAL PROPERTIES OF Fe - Mn - Al -C STEELS.....	430
M.V. Yagolnyk, A.M. Kruglov, M.M. Boyko, N.V. Polyakova, S.V. Zhuravlova. FORMATION OF A RATIONAL STRUCTURE OF THE AGGLOMERATION LAYER TO IMPROVE PRODUCT QUALITY.....	433
Danilov S.M., Pedash O.O., Naumyk V.V., Tyomkin D.O., Tkach D.V. COMPLEX MODIFICATION OF A HEAT RESISTANT ALLOY USING ULTRA-DISPERSE TITANIUM CARBONITRIDE PARTICLES	436
S.Ya. Shipytsyn, G.E. Fedorov, M.V. Karpets, I.F. Kirchu, D.I. Lykhovei, T.V. Stepanova. INCREASING THE PHYSICAL-MECHANICAL AND OPERATIONAL PROPERTIES OF HIGH MANGANESE STEELS BY IMPROVING THE TECHNOLOGICAL PROCESSES OF THEIR MELTING, MICRO-ALLOYING AND MODIFICATION.....	438

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2023

Наукове видання

ЛИТВО. МЕТАЛУРГІЯ. 2023

**Матеріали ХІХ МІЖНАРОДНОЇ
НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ
ЛИТВО 2023**

**Матеріали ХІІ МІЖНАРОДНОЇ
НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ
МЕТАЛУРГІЯ 2023**

Редактори: Т.В. Берлізева, С.В. Гнилоскуренко, Стоянов А.М.

Випуск підготовлено до друку

Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут»