Міністерство освіти
і науки України

Асоціація ливарників
України

Донбаська державна
машинобудівна академія

Фізико-технологічний
інститут металів та сплавів
НАН України

ПрАТ «Новокраматорський
машинобудівний завод»

ПАТ «Енергомашспецсталь»

ПЕРСПЕКТИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ, МАТЕРІАЛИ Й ОБЛАДНАННЯ В ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

МАТЕРІАЛИ
X міжнародної
науково-технічної конференції

21–23 жовтня 2025 року

Краматорськ
ДДМА
2025

Міністерство освіти і науки України
Донбаська державна машинобудівна академія
Асоціація ливарників України
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України
Донецька державна обласна адміністрація
ПрАТ «Новокраматорський машинобудівний завод»
ПАТ «Енергомашспецсталь»

ПЕРСПЕКТИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ, МАТЕРІАЛИ Й ОБЛАДНАННЯ В ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

МАТЕРІАЛИ

X міжнародної
науково-технічної конференції
21–23 жовтня 2025 року

Краматорськ
ДДМА
2025

УДК 621.74(06)
П 27

Рекомендовано до друку вченою радою
Донбаської державної машинобудівної академії
Протокол № 2 від 25.09.2025

Рецензенти:

Хричіков В. Є., д-р техн. наук, проф., зав. каф. ливарного виробництва Українського державного університету науки і технологій (м. Дніпро);

Пономаренко О. І., д-р техн. наук, проф., віце-президент АЛУ, зав. каф. ливарного виробництва Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут» (м. Харків).

Відповідальність за достовірність інформації, представленої у збірнику, несуть автори

П 27 Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві : матеріали X міжнародної науково-технічної конференції, 21–23 жовтня 2025 року / під заг. ред. А. М. Фесенка, М. А. Турчаніна. – Краматорськ : ДДМА, 2025. – 168 с.
ISBN 978-617-7893-11-9.

У збірнику приведено матеріали, що висвітлюють актуальні проблеми ливарного виробництва: розробки прогресивних ресурсозберігальних технологій одержання литих виробів із різних металів і сплавів у разових ливарних формах і спеціальними способами лиття, фізико-хімічних основ металів і сплавів, теорії кристалізації та затвердіння виливків, розроблення й використання перспективних формувальних матеріалів і сумішей, сучасних технологій виготовлення ливарних форм і стрижнів, моделювання, комп'ютерних інформаційних технологій, автоматизації та механізації ливарних і споріднених процесів.

УДК 621.74(06)
ISBN 978-617-7893-11-9
© ДДМА, 2025.

МІЖНАРОДНИЙ ПРОГРАМНИЙ КОМІТЕТ

Агравал П. Г.	зав. кафедри ТОЛВ ДДМА, д-р хім. наук, доц.
Бубликов В. Б.	зав. відділу високоміцних спеціальних чавунів ФТІМС НАНУ, д-р техн. наук
Бурбелко Андрій	проф. AGH University of Science and Technology (м. Краків, Польща)
Бистров Ю. О.	виконавчий директор АЛУ
Верховлюк А. М.	зав. відділу фізико-хімії сплавів ФТІМС НАНУ, д-р техн. наук, проф.
Гнилоскуренко С.В.	зав. відділу трансферу технологій та патентування ФТІМС НАНУ, канд. техн. наук
Дашич Предраг	проф. Вищої технічної школи (м. Трстенець, Сербія)
Злигорєв В. М.	головний металург ПрАТ «НКМЗ»
Іванов В. Г.	зав. кафедри МТЛВ НУ «Запорізька політехніка», д-р техн. наук, доц.
Ільєнко Світлана	директорка Materials Science International GmbH (м. Штутгарт, Німеччина), д-р
Калюжний П. Б.	заст. директора з наукової роботи ФТІМС НАНУ, канд. техн. наук
Каргінов В. П.	віце-президент АЛУ, керівник групи «Союз», головний експерт
Клименко С. І.	директор Державного департаменту ливарного виробництва, віце-президент АЛУ, канд. техн. наук
Ковальов В. Д.	ректор ДДМА, д-р техн. наук, проф.
Козлов О. М.	начальник технічного відділу ливарного виробництва ПАТ «ЕМСС»
Лисенко Т. В.	зав. кафедри МІМ НУ «Одеська політехніка», д-р техн. наук, проф.
Лобанов А. І.	технічний директор ПАТ «ЕМСС»
Могилатенко В. Г.	проф. кафедри ЛВ НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського», д-р техн. наук, проф.
Нарівський А. В.	директор ФТІМС НАНУ, член-кореспондент НАНУ, д-р техн. наук, проф.
Наумик В. В.	проректор з науково-педагогічної роботи та міжнародної діяльності НУ «Запорізька політехніка», д-р техн. наук, проф.
Пономаренко О. І.	віце-президент АЛУ, зав. кафедри ЛВ НТУ «ХПІ», д-р техн. наук, проф.
Рюдигер Бер	зав. кафедри ЛВ і ОМТ Університету ім. Отто фон Геріке (м. Магдебург, Німеччина), д-р техн. наук, проф.
Сільченко Ю. А.	головний інженер ПрАТ «НКМЗ»
Скудар Г. М.	Герой України, президент ПрАТ «НКМЗ», д-р екон. наук, проф.
Станков В. Ю.	технічний директор ПАТ «ЕМСС»
Турчанін М. А.	проректор з наукової роботи, управління розвитком та міжнародних зв'язків ДДМА, д-р хім. наук, проф.
Фесенко А. М.	перший проректор ДДМА, канд. техн. наук, доц.
Фесенко М. А.	доц. кафедри ШІ ДУІКТ, канд. техн. наук, доц.
Хричиков В. Є.	зав. кафедри ЛВ УДУНТ, д-р техн. наук, проф.
Шинський О. Й.	президент АЛУ, зав. відділу фізико-хімії ливарних процесів ФТІМС НАНУ, д-р техн. наук, проф.
Ямшинський М. М.	зав. кафедри ЛВ НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського», д-р техн. наук, проф.

ЗМІСТ

Бєлік В. І., Шеневідько Л. К., Дука В. М., Цір Т. Г. Два механізми впливу перемішування розплаву на розмір первинних кристалів альфа-фази алюмінієво-кремнієвого сплаву 9

Бубликов В. Б., Бачинський Ю. Д., Нестерук О. П., Моісеєва Н. П., Медвідь С. М. Створення технологій одержання високоміцних чавунів перлітного класу з підвищеними механічними та функціональними характеристиками 11

Буланова М. В., Фартушна Ю. В., Подрезов Ю. М., Вдовиченко О. В. Незвичайні властивості інтерметаліду Ti_3Sn: стан проблеми та перспективи 13

Веліканова Т. А., Заславський О. М. Бездифузійні перетворення в сплавах системи Fe−Mo−C. Частина 1. ПЕМ-ідентифікація γ-фази..... 15

Веліканова Т. А., Заславський О. М. Бездифузійні перетворення в сплавах системи Fe−Mo−C. Частина 2. ПЕМ-ідентифікація π-фаз 17

Веліканова Т. А., Заславський О. М. Бездифузійні перетворення в сплавах системи Fe−Mo−C. Частина 3. ПЕМ-ідентифікація χ-фази 19

Водоп'янова Г. О., Турчанін М. А., Агравал П. Г. Фазова діаграма системи Co–Hf за результатами термодинамічного опису в рамках CALPHAD-методу 20

Турчанін М. А., Корсун В. А., Агравал П. Г., Водоп'янова Г. О. Взаємодія компонентів аморфоутворюючих розплавів системи Co–Ti–Hf за результатами калориметричного дослідження при 1900 К..... 22

Агравал П. Г., Турчанін М. А., Водоп'янова Г. О., Корсун В. А. Результати термодинамічного опису системи Co–Ti–Hf у рамках CALPHAD-методу 24

Водоп'янова Г. О., Турчанін М. А., Агравал П. Г. Концентраційні області аморфізації розплавів Co–Cu–Ti–Hf за результатами прогнозування в рамках CALPHAD-методу 26

Турчанін М. А., Водоп'янова Г. О., Агравал П. Г. Розплави систем Co–Cu–Ni–Ti–Zr та Co–Cu–Ni–Ti–Hf як основа для одержання аморфних сплавів..... 28

Гринь О. Г., Жаріков С. В. Дослідження властивостей зварного з'єднання міді і міді зі сталлю..... 30

Дорошенко В. С. Спрямоване відведення продуктів газифікації ливарної моделі у вакуумованій піщаній формі..... 32

Дорошенко В. С. Фізико-хімічні основи взаємодії сталевої арматури із чавуном у біметалевому виливку 34

Дорошенко В. С., Небожак І. А., Клименко С. І. Огляд армування виливків методом імплантування армувальної фази в модель, що газифікується 36

Дорошенко В. С., Небожак І. А., Клименко С. І. Процес лиття за моделями, що газифікуються, як точка входу цифровізації в ресурсоефективне ливарне виробництво 38

Дорошенко В. С., Нейма О. В. Проєктування 3D-друку пінопластових виробів для літальних апаратів та моделей, що газифікуються 41

Доценко Ю. В., Селівьорстов В. Ю. Підвищення пластичних властивостей сплаву АК12 при комплексному впливі на розплав, що кристалізується 43

Дьяченко М. М., Шалевська І. А., Корнієць І. В., Гнилоскуренко С. В., Небожак І. А. Дослідження формування перехідного шару в системі «метал – неметалевий наповнювач» 44

Дьяченко Ю. Г., Федоров М. М. Особливості вибору охолоджувальних середовищ в умовах ізотермічного гартування сталей на бейніт.....46

Іванова Л. Х., Хрінік Є. В. Вплив ванадію на властивості сталевих виливків.....49

Іванов В. Г., Матвейшин М. В., Сокульський В. О. Вплив бору на структуру та властивості антифрикційних та зносостійких чавунів.....51

Іванченко Д. В., Ямшинський М. М., Лютий Р. В. Технологічні особливості отримання алюмінієво-кремнієвих сплавів із цирконієм 53

Квасницька Ю. Г., Калюжний П. Б., Нога В. О., Квасницька К. Г., Нейма О. В., Божко В. О. Нові рішення в технології виготовлення складнопрофільних виливків для одержання деталей відповідального призначення.....55

Кобилінська М. С., Фартушна Ю. В., Буланова М. В. Фазові рівноваги в системі Ti–Nb–Sn 57

Корнієнко К. Є. Аналіз характеру фазових рівноваг у потрійній системі Al–Ti–Fe 59

Корнієнко К. Є. Особливості фізико-хімічної взаємодії у четверній системі Al–Ti–Cr–Ni 61

Кравчук В. Ф., Сторчак А. М., Буланова М. В. Діаграма плавкості області HfNi–Ni–TiNi системи Hf–Ti–Ni 63

Крейцер К. О. Динамічне моделювання та оптимізація лиття алюмінієвих сплавів під високим тиском.....65

Кублій В. З., Бондар А. А., Уткін С. В. Дослідження фазових перетворень у системі Mo–Co.....67

Кудін В. Г., Романова Л. О., Судавцова В. С. Термодинамічні властивості розплавів систем Al–Ho і Al–Ho–Ni 69

Кудін В. Г., Романова Л. О., Іванов М. І., Судавцова В. С. Фізико-хімічні властивості розплавів систем Al–Ln і Al–Ln–3*d*-метал 71

Кусков Ю. М., Нетяга А. В. Фесенко М. А. Дуплекс-процес електрошлакового наплавлення в струмопідвідному кристалізаторі 74

Лисенко Т. В., Кисельов К. В., Прокоф`єва А. І. Аналіз сучасних методів отримання литих заготовок з інструментальних сталей 75

Ліхацький Р. Ф., Ворон М. М. Мікроструктура сплаву Cu-0,03Cr-0,05Zr-0,07V після механічних навантажень за підвищених температур 78

Могилатенко В. Г.,Шаповалов В. О., Жиров Д. М., Бурнашев В. Р. Позадоменне відновлення заліза з руди та перспективи використання для цього водню 81

Нейма О. В. Визначення кінетичних характеристик розчинення полімерних моделей при литті в оболонкові керамічні форми 84

Нестерук О. П., Бубликов В. Б., Бачинський Ю. Д., Овсянников В. О. Технологічні параметри та перспективи застосування перлітного високоміцного чавуну 86

Петриченко С. В., Коваленко В. В. , Ямшинський М. М., Биба Є. Г., Лук'яненко І. В., Мініцький А. В., Кивгило Б. В., Барабаш М. Ю. Вплив концентраційного співвідношення компонентів NaCl–KCl флюсів на ефективність очищення алюмінієвих сплавів 88

Подопригора Н. В., Романова Л. О., Шевчук В. А., Судавцова В. С. Термодинамічні властивості розплавів систем Bi–РЗМ 90

Пригунова А. Г. Оцінка механічних властивостей алюмінієво-кремнієвих сплавів за фазовим складом 92

Пригунова А. Г., Жидков Є. А., Бабюк В. Д. Удосконалення технологій модифікування заевтектичних силумінів CuP лігатурою для підвищення зносостійкості литих виробів 94

Пригунова А. Г., Шейгам В. Ю., Бабюк В. Д, Бєлік В. І., Цір Т. Г., Жидков Є. А., Вернидуб А. Г. Вплив вібрації на структурно-фазові перетворення та механічні властивості сплаву АК5М2 із 2,2 % заліза 96

Пройдак Ю. С., Горобець А. П., Жаданос О. В., Мацишин В. Г. Удосконалення технології переплаву легованого брухту в дуговій сталеплавильній печі 98

Селівьорстов В. Ю., Доценко Ю. В. Удосконалення технології виробництва литих заготовок для ріжучого інструменту 100

Селівьорстов В. Ю., Доценко Ю. В., Селівьорстова Т. В. Вплив модифікування високодисперсним SiC на щільність та макроструктуру виливків із вторинного сплаву системи AL-SI 102

Сіренко К. А., Мазур В. Л. Причини, механізм та наслідки впливу гальмівних колодок залізничного транспорту на утворення дефектів поверхні кочення коліс і рейок.....104

Сокольський В. Е., Роік А. С., Прутсков Д. В. Будова складних оксидних розплавів 106

Сокольський В. Е., Роік А. С., Прутсков Д. В. Деякі вимоги до будови зварювального шва 108

Сторчак А. М., Капуш Д. О., Новіченко В. М, Буланова М. В. Перетворення за участю рідини в підсистемі NiTi–Ni–NiZr потрійної системи Ni–Ti–Zr 111

Турчанін М. А., Агравал П. Г. Термодинамічні властивості ОАС на основі цирконію системи Zr–Cu–Al–Ni–Ti і база даних для їхніх розрахунків..... 113

Турчанін М. А., Агравал П. Г. Об'ємні аморфні сплави як енергетичні конструкційні матеріали для оборонної промисловості 117

Турчанін М. А., Агравал П. Г., Водоп'янова Г. О., Корсун В. А. Термодинамічні властивості рідких сплавів і фазова діаграма системи Ti–Zr–Hf за результатами моделювання в рамках CALPHAD-методу.....119

Турчанін М. А., Водоп'янова Г. О., Агравал П. Г., , Буланова М. В., Фартушна Ю. В. Високоентропійні сплави з ГЦК-структурою в системах Cr–Fe–Co–Ni і Cu–Fe–Co–Ni: моделювання фазових перетворень у рамках CALPHAD-методу.....122

Турчанін М. А., Водоп'янова Г. О., Агравал П. Г., , Буланова М. В., Фартушна Ю. В. Фазові перетворення в системі Cr–Fe–Co–Ni–Cu: можливість одержання високоентропійних сплавів із ГЦК-структурою в технологічних умовах ливарного виробництва.....124

Турчанін М. А., Корнієнко К. Є. Діяльність української комісії з діаграм стану та термодинаміки у 2023–2024 роках 126

Устименко А.І., Кивгило Б. В., Лук'яненко І. В., Ямшинський М. М. Особливості отримання градієнтної структури в чавунних заготовках із графітизованого чавуну для склоформувального комплекту форм склотарної промисловості.....128

Федоров М. М., Дьяченко Ю. Г. Визначення впливу вуглецьвміщуючих добавок на властивості бентонітового зв'язувального матеріалу при температурному нагріванні 130

Фесенко А. М., Фесенко М. А. Дослідження CDC-способу отримання композиційних чавунних виливків із функціонально-градієнтною структурою і властивостями.....133

Фесенко А. М., Фесенко М. А., Корсун В. А. Дослідження формування функціонально-градієнтної структури в чавунних виливках, отриманих методом промивання і напівпромивання.....137

Фікссен В. М., Скоробагатько Ю. П., Єфімова В. Г., Буряк В. В., Горшков А. О. Вплив електромагнітного поля на процеси фільтрування металевих розплавів від неметалевих включень.....142

Фон Прусс М. А. Технологічні підходи до зниження негативного впливу залізовмісних фаз у вторинних алюмінієвих сплавах системи Al–Si–Cu.....144

Хорошилов О. М., Подоляк О. С Дослідження зміни закону квадратного кореня під час наскрізної кристалізації безперервно литої заготовки.....147

Хричиков В. Є., Меняйло О. В. *(м. Дніпро, УДУНТ)**, Семенов О. Д., Ісаєва Л. Є., Пономарьова М. С.*** Розподіл сульфідів магнію у масивних виливках із високоміцного чавуну.....150

Шелепко П. В., Пономаренко О. І. Обладнання для виготовлення модельної оснастки робочих коліс.....152

Ясинський О. О., Бубликов В. Б., Бачинський Ю. Д., Ясинська О. О. Вплив легування та нормалізування на механічні властивості високоміцного чавуну 154

Abhari P. B., Chuchyn O. V. Solianov D. O. Integration of industry 4.0 technologies into foundry production control systems: opportunities and challenges.....155

Fartushna I., Tolochyna O., Tolochyn O. Microstructure of the CoCrNi(Fe)Nb_x high entropy alloys.....157

Karnaukh S. G., Chosta N. V. Process research of pipes separating 159

Kublii V. Z., Utkin S. V., Bondar A. A. Direction of phase equilibria in molybdenum-rich alloys of the Mo-Co-B system at subsolidus temperatures.....161

Sharkina N. O. Structure of the phases forming on deoxidation of invar alloys 162

Voron M. M., Tymoshenko A. M., Semenko A. Yu., Skorobagatko Yu. P., Smirnov O. M., Schwab S. L. Ballistic impact influence on high-strength steel Fe-26Mn-10Al-1.2Si-2.2Cr-1.8Ni-0.15V-1C microstructure.....164

N. Yevtushenko, O. Ponomarenko, S. Yevtushenko Ensuring stable casting quality under conditions of stochastic deviations 166

ДВА МЕХАНІЗМИ ВПЛИВУ ПЕРЕМІШУВАННЯ РОЗПЛАВУ НА РОЗМІР ПЕРВИННИХ КРИСТАЛІВ АЛЬФА ФАЗИ АЛЮМІНІЄВО-КРЕМНІЄВОГО СПЛАВУ

Бєлік В. І., Шеневідько Л. К., Дука В. М., Цір Т. Г.
(м. Київ, ФТІМС НАН України)

Згідно із сучасними уявленнями 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, а 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 твердднення. У роботі розглянуто роль перемішування як чинника подрібнення зерна.

Експерименти проведені на сплаві АК7ч. У процесі затвердіння розплаву масою 25...30 г у кокілі з товщиною стінки 1,5 мм і зовнішнім діаметром 23 мм здійснювали контроль та запис температури за допомогою термопари марки ХА, яку при необхідності перемішування розплаву обертали в розплаві всередині кокілю по колу зі швидкістю 1-2 обороти на секунду. Виливки кристалізувалися при низькій (0,3 ºС/с) і високій (6,5 ºС/с) швидкостях охолодження, які досягалися охолодженням кокіля на повітрі або у воді. У першому випадку перемішування починали при температурі 625 ºС, або при температурі рекалесценції, а при охолодженні у воді відразу після занурення у воду. Залежність розміру зерна від перемішування наведено на рис. 1.

Вже при мінімальній тривалості перемішування 1,7 с 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 появою більш округлих і роз'єднаних форм кристалів, недендритних, розетковоподібних структур. Такий же характер впливу перемішування зберігається і при високій швидкості охолодження, але у меншому ступені. Різниця в ефективності перемішування на початковому і наступному етапі затвердіння виливки викликана відмінностями механізмів подрібнення на кожному з етапів. Так, на початковому етапі затвердіння, коли відбувається зростання величини переохолодження розплаву, у пристінковій ділянці і на стінках кокілю ініціюється велика кількість зародків кристалізації

та відбувається масове зародження кристалів, що утворюють, у разі відсутності перемішування, зону дисперсних рівновісніх кристалів, після чого величина переохолодження зменшується.

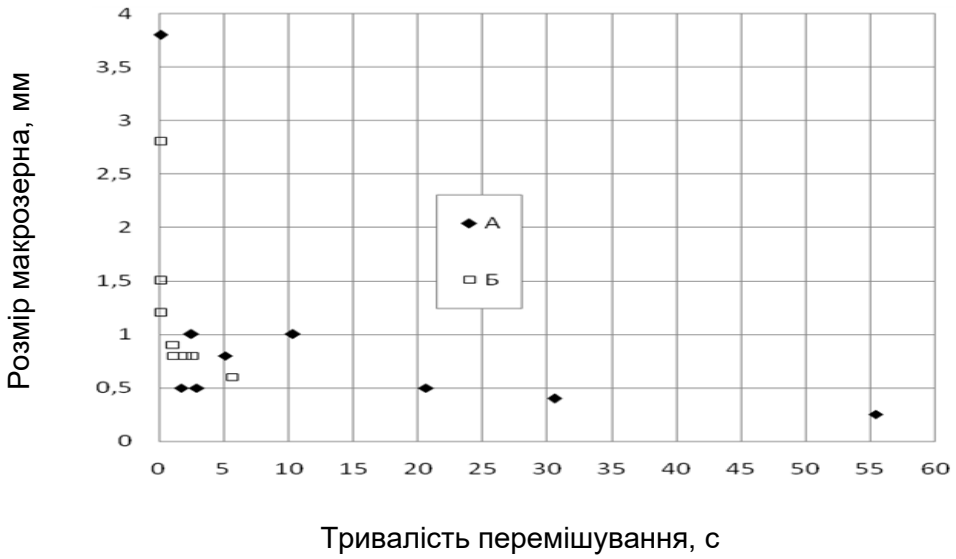


Рис. 1. Вплив перемішування на розмір макрозерна при швидкостях охолодження: А – 0,3 ºС/с; Б – 6,5 ºС/с

Відомо, що зародження кристалів можливе лише на етапі переохолодження розплаву, при температурі яка нижче, ніж інтервал метастабільності. Тому і масове утворення зародків кристалізації, які поширюються на весь об’єм виливка в ході перемішування розплаву, відбувається 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», 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 подрібнююча дія потоків розплаву.

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.

СТВОРЕННЯ ТЕХНОЛОГІЙ ОДЕРЖАННЯ ВИСОКОМІЦНИХ ЧАВУНІВ ПЕРЛІТНОГО КЛАСУ З ПІДВИЩЕНИМИ МЕХАНІЧНИМИ ТА ФУНКЦІОНАЛЬНИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ

Бубликов В. Б., Бачинський Ю. Д., Нестерук О. П., Моісеєва Н. П., Медвідь С. М. (м. Київ, ФТІМС НАН України)

У якості шихтових матеріалів для отримання високоефективних виробів із високоміцних чавунів з підвищеним рівнем міцності та пластичності застосовуються рафіновані позапічним обробленням ливарні та переробні доменні чавуни з масовою часткою сірки менше 0,015 %, фосфору менше 0,04 %, марганцю менше 0,2 %. Але висока виробнича вартість цих чавунів робить їхнє застосування у складі шихти економічно невигідним. Встановлено, що додавання у шихту відходів сталей відповідного складу дозволяє відмовитися від зазначених видів вартісних чушкових чавунів. Розроблені параметри одержання високоякісного вихідного розплаву з використанням у шихті від 30 до 60 % сталевих відходів і графіту для навуглецювання. Найбільш сприятливе поєднання показників міцності і пластичності виробів з високоміцного чавуну забезпечують відходи сталей 11ЮА, 08кп, електротехнічної сталі та інших.

Визначено технологічні засоби для підсилення дії модифікування на збільшення кількості центрів кристалізування включень кулястого графіту та запобігання утворенню відбілу у структурі тонкостінних виливків. Встановлено, що передмодифікувальне оброблення вихідного розплаву забезпечує збільшення щільності розподілу вкраплень кулястого графіту в 1,5-2 рази, запобігає утворенню структурно-вільного цементиту у структурі виливків з мінімальною товщиною стінок 5 мм, що дозволяє виключити з технологічного процесу операцію енергоємного графітизувального відпалу для його розкладання та, відповідно, забезпечує економію енергоресурсів (до 150 кВт/год на 1 т лиття) і підвищення механічних властивостей високоміцного чавуну на 15-30 %.

Установлено, що введення до складу феросиліцій-магнієвої лігатури марки ФСМг7 кальцію у кількості 4–5 мас.% сприяє підвищенню ефективності сфероїдизувального модифікування на 20–30 %, що дозволяє відповідно зменшити витрату модифікувального сплаву. Експериментально

підтверджено, що утворений під час модифікування легкоплавкий оксидно-фторидний шлак системи $CaO\text{-}SiO_2\text{-}CaF_2$ є рафінувальним – виступаючи свого роду адгезивним фільтром, зменшує забруднення розплаву неметалевими вкрапленнями, що сприяє підвищенню механічних властивостей високоміцного чавуну.

Застосування комплексу розроблених базових технологічних рішень (шихта із відходів сталі, передмодифікувальне оброблення вихідного розплаву, легування 1,0 мас.% міді взамін більш дорогого легування 1,2 мас.% нікелю і модифікувально-рафінувальне оброблення феросиліцій-магній-кальцієвою лігатурою ФСМг7К4) запобігає утворенню структурно-вільного цементиту (відбілу) та забезпечує отримання високоміцного чавуну перлітного класу з механічними властивостями (тимчасовий опір під час розтягування σ_B = 850-950 МПа, відносне видовження δ = 8,5-5,0 %), що значно перевищують вимоги до марок перлітного високоміцного чавуну ВЧ700-2 і ВЧ800-2 згідно стандарту ДСТУ EN 1563:2018.

Отримані результати розширюють базу даних для розроблення прогресивних технологій отримання виробів з легованих високоміцних чавунів з підвищеними механічними і спеціальними властивостями для сучасної техніки.

НЕЗВИЧАЙНІ ВЛАСТИВОСТІ ІНТЕРМЕТАЛІДУ Ti_3Sn: СТАН ПРОБЛЕМИ ТА ПЕРСПЕКТИВИ

Буланова М. В., Фартушна Ю. В., Подрезов Ю. М., Вдовиченко О. В.
(м. Київ, ІПМ НАН України)

Наразі однією з важливих задач матеріалознавства є створення матеріалів для ендопротезування та імплантації, які забезпечуватимуть **довготривале, надійне** функціонування імплантатів в організмі людини. Це викликане тим, що комерційні металеві біоматеріали (нержавіючі сталі, нітінол, кобальт-хромові та титанові (ВТ6) сплави) не мають необхідного комплексу механічних та біохімічних характеристик. Причиною недостатніх механічних характеристик є зависокий модуль пружності в порівнянні з кістками людини (10-40 ГПа в залежності від віку), біохімічних – відсутність біосумісності.

Проблему невідповідності модуля пружності і міцності в поєднанні з нетоксичністю намагаються подолати в нових титанових сплавах. Основну увагу зосереджено на β- та α+β сплавах, що містять Zr, Nb, Mo, Sn, Fe, рідше Ta та Si. Результати цих досліджень проаналізовані в багатьох оглядах [1-4 та інші]. Не дивлячись на величезну кількість робіт в цьому напрямку, модуль пружності ще залишається зависоким, і бажаного оптимуму між ним і міцністю не досягнуто. Здатність до демпфування напружень вивчених титанових сплавів також істотно менша, ніж у кісткової тканини. Отже, всі роботи, що проводяться, спрямовані на зниження модуля шляхом застосування складних термомеханічних обробок. Тому перед матеріалознавцями гостро стоїть питання пошуку „проривних" ідей, що ґрунтуються на глибоких наукових знаннях та накопиченому експериментальному досвіді, які б забезпечили вирішення цього питання.

В 2010-2017 рр. нами було показано [5, 6 та інші], що добре відомий інтерметалід Ti_3Sn, виготовлений з чистих металів, демонструє аномально низький модуль пружності (близько 5 ГПа при кімнатній температурі), високу здатність до демпфування (рис.1). Він відносно дешевий, легко отримується завдяки конгруентного плавлення. До того ж, це єдиний з відомих металевих матеріалів, який демонструє «J-подібну» поведінку кривої навантаження, яка притаманна природнім біологічним тканинам (шкіра, кісткові тканини, павутинний шовк тощо) та ієрархічну структуру двійників (рис. 2), подібно до ієрархії в живій Природі. Тому «проривною ідеєю» ми вважаємо можливість підвищення модуля пружності з одночасним підвищенням міцності інтерметаліду Ti_3Sn шляхом легування біосумісними металами – Zr, Nb, Mo, Ta. Тому, на нашу думку, багатокомпонентний інтерметалід

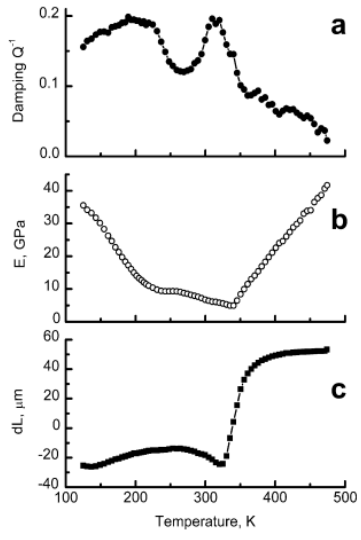


Рис.1 Температурна залежність (a) демпфування Q^{-1} та (b) модуля Юнга при f=1 Гц; (c) термічне розширення Ti_3Sn при нагріванні (2К/хв) [5]

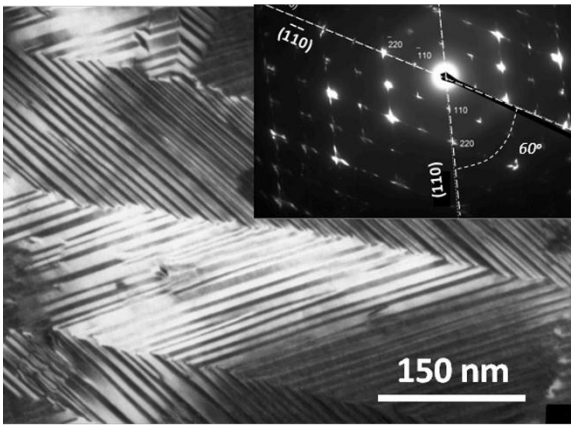


Рис.2. ТЕМ зображення самоакомодованої ієрархічної двійникової мартенситної мікроструктури однофазного Ti_3Sn [5]

$(Ti,Zr,Nb,Mo,Ta)_3Sn$ має перспективи застосування в тканинній інженерії, біомедичних пристроях. Керування ж властивостями матеріалу можливе за рахунок зміни відносного вмісту перехідних металів.

Дану доповідь присвячено:

- обговоренню отриманих нами раніше результатів щодо структури, фізико-хімічних і фізико-механічних властивостей бінарного інтерметаліду різного складу в межах області гомогенності та легованого третіми компонентами – Zr та Al;
- представленню нових даних щодо впливу Nb, Mo і Ta на характер фазових рівноваг за участю Ti_3Sn у потрійних системах Ti-Sn-{Nb,Mo,Ta} та розчинність вказаних металів у Ti_3Sn;
- результатам перших спроб отримання складно-легованого інтерметаліду.

ЛІТЕРАТУРА

1. Cui, Y.-W., Wang, L., Zang L.-C. Towards load-bearing biomedical titanium-based alloys: From essential requirements to future developments. Progress in Materials Science, 144 (2024) 101277. https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2024.101277

2. Senopati G., Rashid R.A.R., Kartika I., Palanisami S. Recent development of low-cost β-Ti alloys for biomedical applications: A review. Metals 13 (2023) 194. https://doi.org/10.3390/met13020194

3. Marin Elia, Lanzutti A. Biomedical Applications of Titanium Alloys: A Comprehensive Review. Materials. 17*(1) 2024 114. https://doi.org/10.3390/ma17010114*

4. Alex-Barna K., Ildiko P. A Review of Past Research and Some Future Perspectives Regarding Titanium Alloys in Biomedical Applications. J Funct Biomater. 16(4) 2025. 144. doi: 10.3390/jfb16040144.

5. Vdovychenko O.V., Bulanova M.V., Fartushna Yu.V., Shcheretsky A.A. Dynamic mechanical behavior of intermetallide Ti_3Sn, Scr. Mater. 62 (2010) 758-761.

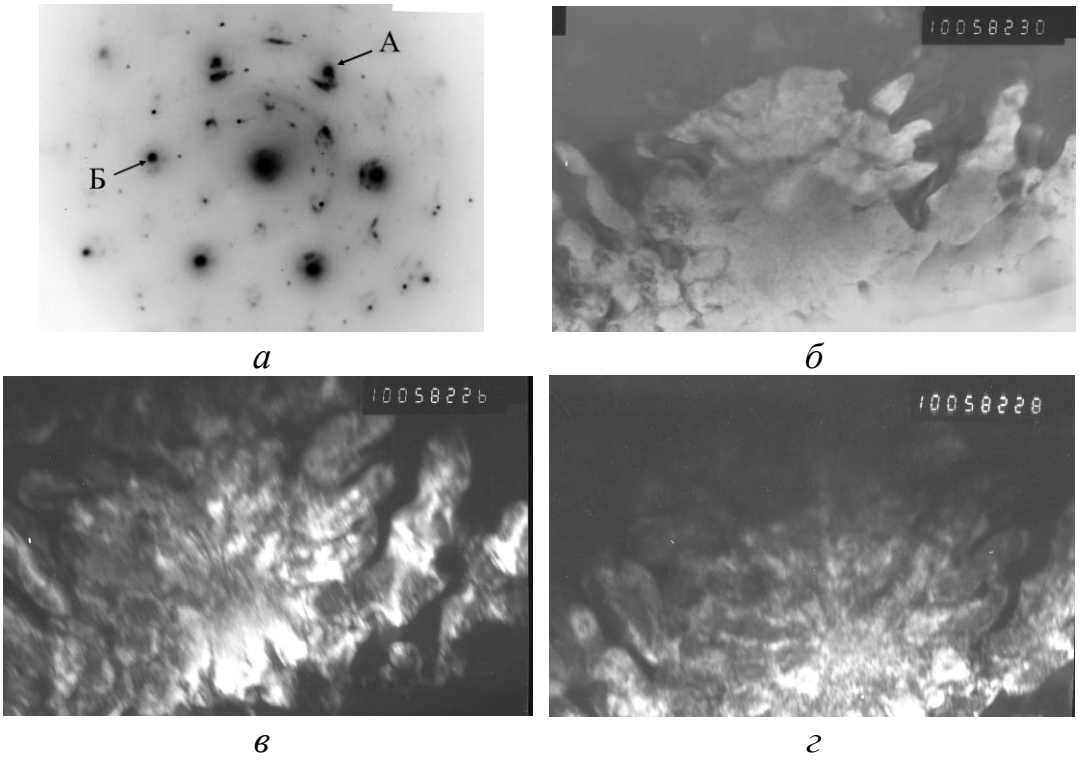
6. Vdovychenko O., Ivanova O., Podrezov Yu., Bulanova M., Fartushna Yu. Mechanical behavior of homogeneous and nearly homogeneous Ti3Sn: Role of composition and microstructure. Mater. Des., 125 (2017) 26-34.

БЕЗДИФУЗІЙНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ У СПЛАВАХ СИСТЕМИ Fe–Mo–C

Частина 1. ПЕМ-ІДЕНТИФІКАЦІЯ γ-ФАЗИ

Веліканова Т. А. (м. Київ, ІПМ НАН України),
Заславський О. М. (м. Київ, ІПР НААН України)

Одержані методом плаского литва (зі швидкістю порядку 10^6К/с) спінінговані стрічки складу $Fe_{75,5}Mo_{10}C_{14,5}$ (ат. %) містять γ (ГЦК-тверді розчини зі структурою типу γ-Mn, a_γ=0,3670 нм, рис. 1), π (метастабільний карбоінтерметалід з примітивною кубічною ґраткою типу β-Mn, a_π=0,6370 нм) та χ (метастабільний ОЦК-карбоінтерметалід зі структурою типу α-Mn) фази [1]. В [1] зроблено висновок, що γ→π перетворення має бездифузійний характер, а γ та π фази пов'язані орієнтаційними співвідношеннями. В даній роботі з використанням ПЕМ-методу (апаратний комплекс JEM-100CXII, стала приладу 0,225 нм×мм) продовжено дослідження особливостей морфології та взаємних перетворень фаз у сплаві.

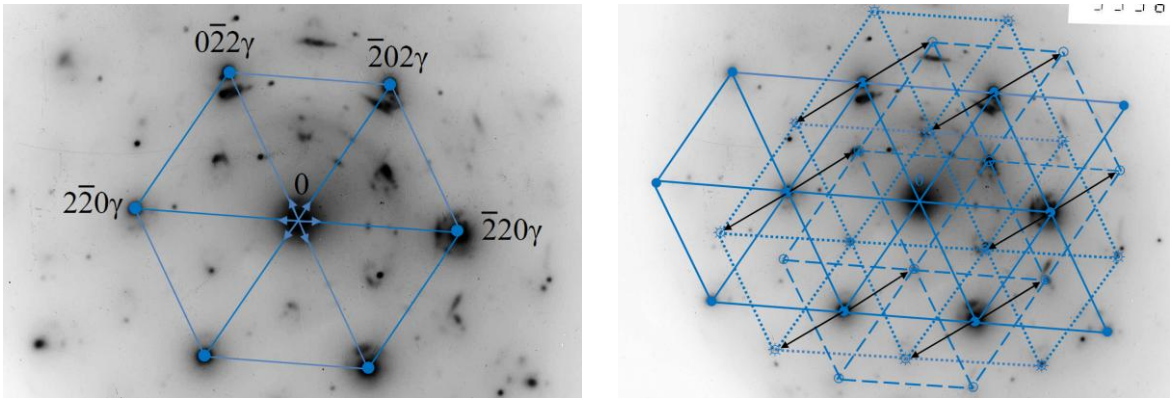


а *б* *в* *г*

Рис. 1. Мікроелектронограма (МЕГ) спінінгованої стрічки $Fe_{75,5}Mo_{10}C_{14,5}$ (ат. %), інвертоване зображення (*а*); відповідне світлопольне зображення (*б*); темне поле в сильному рефлексі А (*в*); темне поле в сильному рефлексі Б (*г*)

В процесі надшвидкого охолодження вихідного розплаву первинно кристалізується γ-фаза, про що свідчить наступне: вигляд МЕГ (рис. 1 *а*), на якій основною є 6-ти кутна сітка інтенсивних вузлів, які індиціюються

в рефлексах ГЦК-фази (рис. 2 *а*), відповідна дендритна мікроструктура (рис. 1 *б*) та вигляд темнопольних зображень в рефлексах А та Б (рис. 1 *в* та *г*). Первинна ГЦК-фаза при подальшому охолодженні зазнає твердофазного перетворення (про що буде йтися в Частині 2 цих тез), проявом якого є характерний смугастий контраст в полі дендритів γ-фази (рис. 1 *в* та *г*).



а *б*

Рис. 2. МЕГ зразка: з основною сіткою γ-фази, пов'язаною з нульовим рефлексом, вісь зони [111] (*а*); із додатковим набором сіток γ-фази, які зміщені відносно нульового рефлекса (*б*)

Наявність на МЕГ суперпозиції додаткових сіток γ-фази, котрі зміщені відносно нульового рефлекса (зображені на рис. 2 *б* пунктирними та точковими лініями), є проявом ковзного авто-епітаксіального росту двомірних кристалітів γ-фази (товщиною порядку декількох десятків нм) вздовж площини {220} в приповерхневому об'ємі зі сторони контактної поверхні спінінгованої стрічки в напрямку відводу теплового потоку в процесі спінінгування. Цікавим є той факт, що зазначене зміщення відбувається на відстань ~0,21 нм (відповідає d_{221} π-фази з I=100 %) в двох протилежних напрямках відносно рефлексів основної сітки γ-фази (показано стрілками на рис. 2 *б*). Формування такої шаруватої структури корелює з теорією Мовчана-Демчишна про структурні зони в електронно-променевих вакуумних конденсатах, яка була розвинута в роботах О.М. Заславського при дослідженні лазерних вакуумних конденсатів. А саме: в другій структурній зоні вакуумні конденсати складаються зі стовбчастих шарів двомірних монокристалів, що утворюються в результаті авто-епітаксаільної кристалізації.

ПЕМ дані було одержано канд. ф.-м. наук †Грайворонським М.В.

ЛІТЕРАТУРА

1. Velikanova T.A., Graivoronskii M.V., Zaslavskii A. M., Kindrachuk M.V. New Metastable Ternary Fe7.5MoC1.5 Phase: Nanosized State and Mn-Like Polymorphism // Powder Metall Ceram, 2018, 57(7), 480-489. DOI 10.1007/s11106-018-0007-9, http://link.springer.com/article /10.1007/s11106-018-0007-9

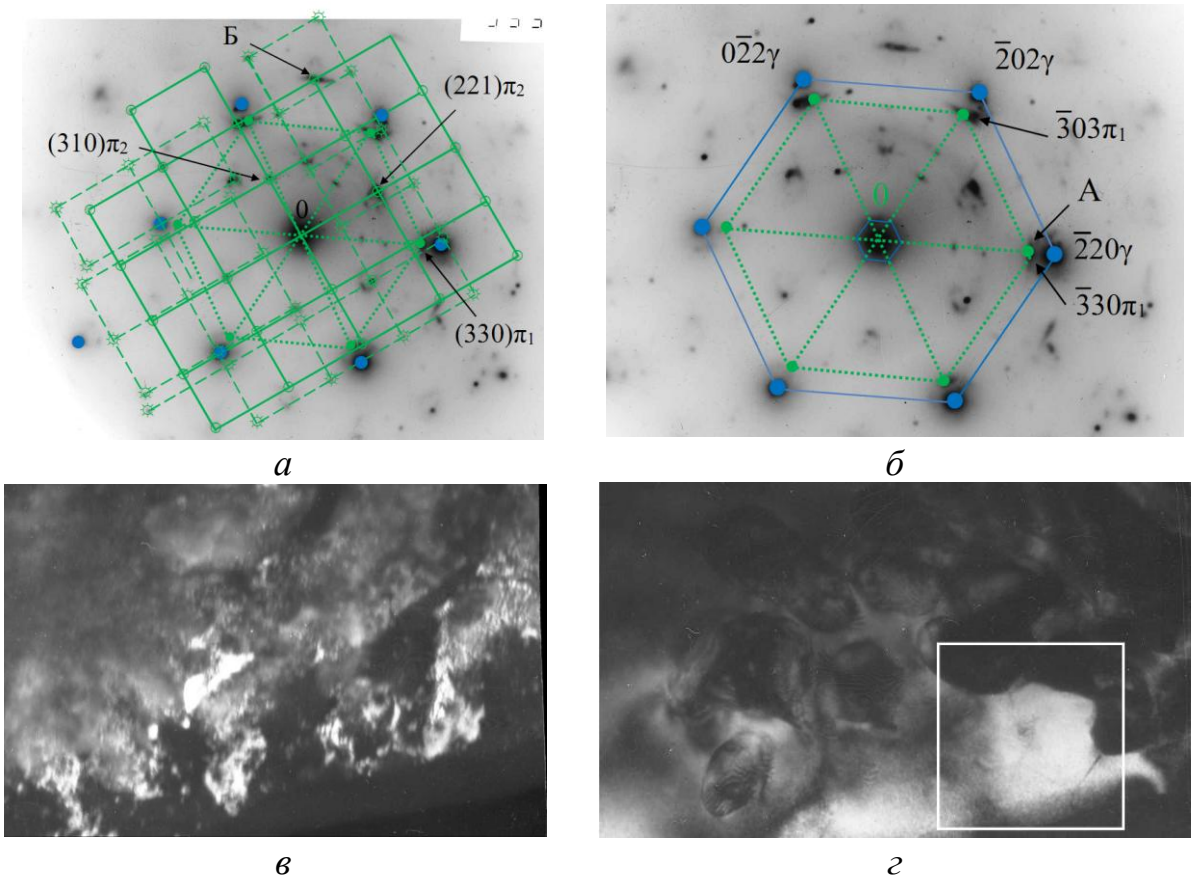
2. Melnikov A.V., Zaslavskii A.M. Condensation model for binary oxide films produced by laser evaporation // Acta Chim. Hungar. Models in chemistry. – 1993. – Vol. 130, N5. – P.631-637.

БЕЗДИФУЗІЙНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ У СПЛАВАХ СИСТЕМИ Fe–Mo–C

Частина 2. ПЕМ-ІДЕНТИФІКАЦІЯ π-ФАЗ

Веліканова Т. А. (м. Київ, ІПМ НАН України),
Заславський О. М. (м. Київ, ІПР НААН України)

Наряду із суперпозицією сіток точкової дифракції первинних γ-дендритів (Частина 1, рис. 2 *б*) на МЕГ спінінгованої стрічки $Fe_{75,5}Mo_{10}C_{14,5}$ (ат. %) виявлено суперпозицію сіток точкової дифракції, котрі індиціюються в рефлексах ізоструктурних фаз типу β-Mn (рис. 1 *а*), однак, відповідають ділянкам різної морфології.



а *б*

в *г*

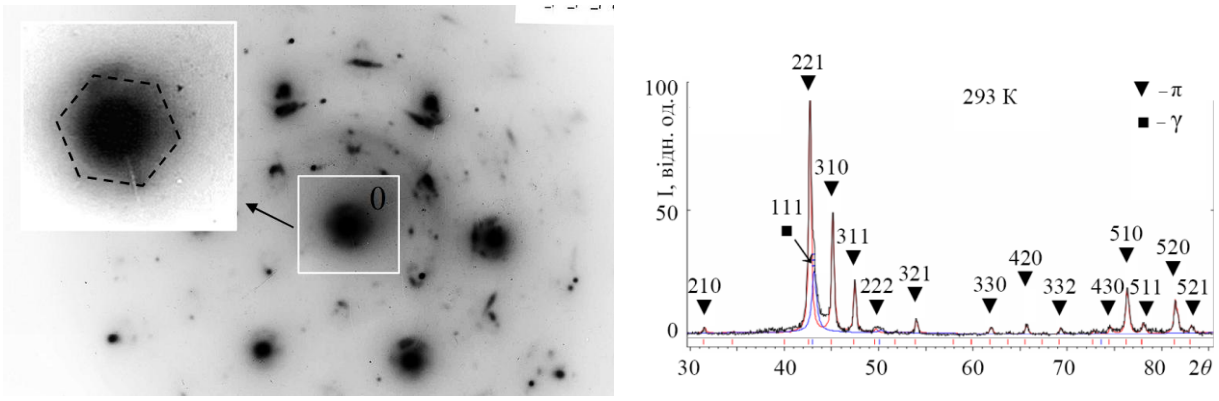
Рис. 1. МЕГ (в інвертованому зображенні) контактної поверхні спінінгованої стрічки $Fe_{75,5}Mo_{10}C_{14,5}$ (ат. %): з суперпозицію сіток точкової дифракції фаз типу β-Mn (*а*); з сітками точкової дифракції γ (суцільні лінії) та π_1 (точкові лінії) фаз, вісь зони γ-фази [111], вісь зони π_1-фази [111] (*б*); темне поле в рефлексі А π_1-фази (в); темне поле в рефлексі Б π_2-фази (в)

Вузли однієї з таких сіток (у вигляді 6-ти кутника, зображена точковими лініями на рис. 1 *а* та *б*) знаходяться на одному радіус-векторі з рефлексами γ-фази; вісі зон відповідної фази типу β-Mn (тут і далі π_1-фаза) та γ-фази паралельні; відносні об’єми елементарних комірок фаз співпадають

(~0,012); темнопольне зображення в рефлексі А π_1-фази (рис. 1 *в*) являє собою нанорозмірний смужковий деформаційний контраст у полі γ-дендритів у вигляді конгломерату паралельних пластинчастих пакетів, розміщених перпендикулярно поверхні спінінгованої стрічки (ширина паралельних елементів становить порядку 10 нм). Вказане свідчить про те, що в процесі охолодження відбувається твердофазний перехід $\gamma \rightarrow \pi_1$, котрий має сукупність характерних ознак бездифузійного мартенсито-подібного перетворення когерентних фаз. Виявлено паралельність напрямків в структурах γ та π_1-фаз, а саме: [220] γ || [330] π_1.

Прямокутна сітка (зображена на рис. 1 *а* суцільною лінією) відповідає іншій Mn-подібній фазі — матричній π_2-фазі, яка безпосередньо кристалізується з залишкової рідини, про що свідчить вигляд темнопольного зображення в рефлексі Б π_2-фази (рис. 1 *в*). Останнє, а також характерний поліедричний габітус π_2-фази (у формі 5-тикутників, див. всередені виділеного фрагмента на рис. 1 *г*) свідчать про те, що хімічний склад залишкової рідини та матричної π_2-фази близькі.

Наявність на МЕГ суперпозиції додаткових прямокутних сіток π_2-фази, котрі зміщені відносно нульового рефлекса (рис. 2 *а*), свідчить про ковзний авто-епітаксіальний ріст нанорозмірних шарів π_2-фази.



а *б*

Рис. 2. МЕГ (в інвертованому зображенні) контактної поверхні спінінгованої стрічки $Fe_{75,5}Mo_{10}C_{14,5}$ (ат. %) з шестикутною сіткою надструктурних рефлексів навколо нульового вузла (*а*); повнопрофільний аналіз дифрактограми порошку вказаної стрічки (*б*)

Таким чином, в досліджуваному зразку одночасно існує дві β-Mn-подібні фази, які відрізняються способом утворення, а відтак і морфологією. При цьому значення періодів кристалічної ґратки π_1 і π_2-фаз (а також й γ-фази) різняться незначно, про що свідчить синглетний вигляд рентгенівських максимумів π-фази на рис. 2 *б*.

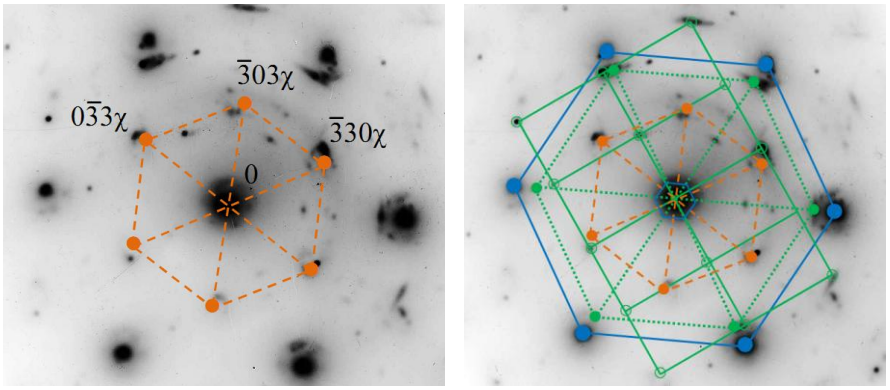
Присутність на МЕГ шестикутної сітки слабких надструктурних рефлексів (вставка на рис. 2 *а*) навколо нульового вузла є проявом когерентного розсіювання електронної хвилі на атомах вуглецю, котрі впорядковано розміщені в міжвузлях первинної ГЦК та/або вторинної π_1-фази.

БЕЗДИФУЗІЙНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ У СПЛАВАХ СИСТЕМИ Fe–Mo–C

Частина 3. ПЕМ-ІДЕНТИФІКАЦІЯ χ-ФАЗИ

Веліканова Т. А. (м. Київ, ІПМ НАН України),
Заславський О. М. (м. Київ, ІПР НААН України)

Окрім суперпозиції точкової дифракції γ-, ізоструктурних π_1- та π_2-фаз, а також системи надструктурних рефлексів навколо нульового вузла на МЕГ зразка виявлено систему слабких розмитих дифракційних відбиттів, котрі індиціюються в рефлексах χ-фази (рис. 1 *а*).



а *б*

Рис. 1. МЕГ (в інвертованому зображенні) контактної поверхні спінінгованої стрічки $Fe_{75,5}Mo_{10}C_{14,5}$ (ат. %): із сіткою χ-фази, вісь зони [111] (*а*); з суперпозицією точкових рефлексів γ- (шестикутна сітка, суцільні лінії), π_1- (шестикутна сітка, точкові лінії), π_2- (прямокутна сітка, суцільні лінії), χ- (шестикутна сітка, пунктирні лінії) фаз та з системою надструктурних рефлексів впорядкованого карбону (шестикутна сітка навколо нульового вузла)

Рефлекси χ-фази локалізуються в розмитостях відбиттів матричної π_2-фази, що свідчить про перебіг $\pi_2 \rightarrow \chi$ фазового переходу.Темне поле в рефлексах χ-фази не розділяється за причини більш високої дисперсності χ-фази у порівнянні з π_2-фазою, за рахунок чого більший, ніж у π_2-фази запас внутрішної енергії χ-фази дозволяє здолати активаційний бар'єр твердофазного $\pi_2 \rightarrow \chi$ перетворення.

Таким чином, в процесі одержання спінінгованої стрічки одночасно відбуваються наступні процеси: первинна кристалізація γ-дендритів з подальшим твердофазним перетворенням $\gamma \rightarrow \pi_1$ та кристалізація залишкової рідини в структурі матричної π_2-фази з наступним твердофазним $\pi_2 \rightarrow \chi$ перетворенням. Відсутність χ-фази на дифрактограмі (частина 2 рис. 2 *б*) пояснюється її нанорозмірністю та незначним вмістом в зразку. Вторинні твердофазні процеси утворення метастабільних фаз, що відбуваються за рахунок запасеної внутрішньої енергії, кінетично наближають фазовий стан швидкоохолодженого сплаву до стану термодинамчної рівноваги.

ФАЗОВА ДІАГРАМА СИСТЕМИ Co–Hf ЗА РЕЗУЛЬТАТАМИ ТЕРМОДИНАМІЧНОГО ОПИСУ В РАМКАХ CALPHAD-МЕТОДУ

Водоп'янова Г. О., Турчанін М. А., Агравал П. Г.
(м. Краматорськ, ДДМА)

У рамках CALPHAD-методу розроблено новий термодинамічний опис системи Co–Hf, який задовільно описує відомі експериментальні дані про термодинамічні властивості фаз і фазові перетворення. Фазова діаграма системи є важливою для розробки нового сімейства жароміцних сплавів на основі кобальту, створення багатокомпонентних аморфних сплавів перехідних металів, магнітних плівок і високотемпературних захисних покриттів.

Термодинамічні властивості рідких сплавів системи Co–Hf були описані в рамках моделі асоційованого розчину, твердих розчинів на основі компонентів (αCo), (εCo), (βHf) і (αHf) – з використанням поліномів Редліха-Кістера, проміжних інтерметалічних фаз $Co_{11}Hf_2$, $Co_{23}Hf_6$, Co_2Hf, CoHf та $CoHf_2$ – в рамках Compound Energy Formalism. Обрані моделі термодинамічних властивостей фаз системи Co–Hf за фізичним смислом, відповідають відомим з експерименту температурно-концентраційним інтервалам їхнього існування і особливостям температурно-концентраційної залежності їх термодинамічних властивостей. Крім того, прийняті структура моделей та їхні параметри узгоджені з термодинамічним описом системи Co–Ti [1] і є орієнтованими на розробку термодинамічного опису системи Co–Ti–Hf. Розрахована рівноважна діаграма стану системи Co–Hf показана на рис. 1, *а*. Координати рівноважних фазових перетворень представлені в табл. 1. Розрахована діаграма метастабільних фазових перетворень за участю переохолоджених розплавів показана на рис. 1, *б*.

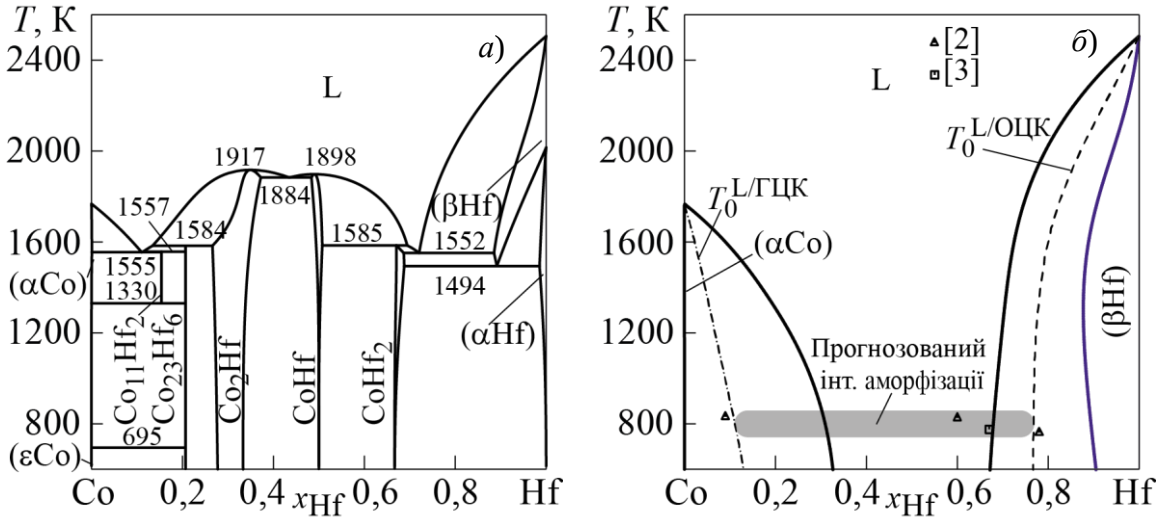


Рис. 1. Розраховані рівноважна фазова діаграма (*а*) і фазова діаграма метастабільних перетворень (*б*) системи Co–Hf

За результатами розрахунку фазової діаграми метастабільних перетворень за участю твердих розчинів (αCo) і (βHf) та переохолоджених розплавів встановлено, що останні в широкому інтервалі складів демонструють відносну термодинамічну стабільність, рис. 1, *б*. Прогнозований концентраційний інтервал утворення аморфних сплавів становить $x_{Hf} = 0{,}10…0{,}77$. Склади отриманих в [2, 3] методом спінінгування швидкозагартованих аморфних сплавів Co–Hf показані на рис. 1, *б* символами.

Таблиця 1– Координати нонваріантних фазових рівноваг в системі Co–Hf

Нонваріантні рівноваги	T, K	$x_{Hf}^{\phi 1}$	$x_{Hf}^{\phi 2}$	$x_{Hf}^{\phi 3}$
$L \rightleftharpoons (\alpha Co) + Co_{11}Hf_2$	1555	0,110	0,001	0,154
$L + Co_{23}Hf_6 \rightleftharpoons Co_{11}Hf_2$	1557	0,114	0,207	0,154
$Co_{11}Hf_2 \rightleftharpoons (\alpha Co) + Co_{23}Hf_6$	1330	0,154	0	0,207
$(\alpha Co) \rightleftharpoons (\varepsilon Co) + Co_{23}Hf_6$	695	0	0	0,207
$L + Co_2Hf \rightleftharpoons Co_{23}Hf_6$	1584	0,143	0,266	0,207
$L \rightleftharpoons Co_2Hf$	1917	0,349	0,349	–
$L \rightleftharpoons Co_2Hf + CoHf$	1884	0,435	0,370	0,483
$L \rightleftharpoons CoHf$	1898	0,490	0,490	–
$L + CoHf \rightleftharpoons CoHf_2$	1585	0,695	0,508	0,671
$L \rightleftharpoons CoHf_2 + (\beta Hf)$	1552	0,721	0,687	0,885
$(\beta Hf) \rightleftharpoons CoHf_2 + (\alpha Hf)$	1494	0,892	0,688	0,985

Новий термодинамічний опис системи Co–Hf відповідає завданню з моделювання фазових перетворень за участю переохолоджених рідких сплавів при їх аморфізації в ході швидкого охолодження і є узгодженим за структурою термодинамічних моделей з термодинамічним описом системи Co– Ti [1] для спільного використання з метою моделювання трикомпонентної системи Co–Ti–Hf.

ЛІТЕРАТУРА

1. Turchanin M., Agraval P., Vodopyanova A., & Dreval L. Thermodynamic assessment of the Co-Ti system // J. Phase Equil. Diffusio. – 2024. – Vol. 45, No. 3. – P. 434–446.

2. Buschow K. H. J., Beekmans N. M. Formation, decomposition, and electrical transport properties of amorphous Hf–Ni and Hf–Co alloys // J. Appl. Phys. – 1979. – Vol. 50, No. 10. – P. 6348–6352.

3. Jansson K., Nygren M. Investigation of the thermal stability and crystallization process of amorphous $Hf_{0.67}Co_{0.33-x}Ni_x$ alloys with $0 \leqslant x \leqslant 0.33$ by differential scanning calorimetry and X-ray diffraction // J. Less-Common Met. – 1991. – Vol. 171, No. 2. – P. 369–375.

ВЗАЄМОДІЯ КОМПОНЕНТІВ АМОРФОУТВОРЮЮЧИХ РОЗПЛАВІВ СИСТЕМИ Co–Ti–Hf ЗА РЕЗУЛЬТАТАМИ КАЛОРИМЕТРИЧНОГО ДОСЛІДЖЕННЯ ПРИ 1900 К

Турчанін М. А., Корсун В. А., Агравал П. Г., Водоп'янова Г. О.,
(м. Краматорськ, ДДМА)

Інформація про характер взаємодії кобальту, титану і гафнію в рідкому стані є важливою для націленої розробки нових багатокомпонентних аморфних сплавів. Тому метою роботи є дослідження термодинамічних властивостей розплавів системи Co–Ti–Hf.

Парціальні ентальпії змішування титану $\Delta_m\bar{H}_{Ti}$ та гафнію $\Delta_m\bar{H}_{Hf}$ в розплавах системи Co–Ti–Hf були вивчені калориметричним методом в інтервалі складів $x_{Ti} = 0–0{,}55$ вздовж перерізу $x_{Co}/x_{Hf} = 3$ і $x_{Hf} = 0–0{,}51$ вздовж перерізу $x_{Co}/x_{Ti} = 3$ при 1900 К. Концентраційна залежність парціальної ентальпії змішування титану була апроксимована виразом

$$\Delta_m\bar{H}_{Ti} = (1-x_{Ti})^2(-73{,}4-49{,}3x_{Ti}+193{,}9x_{Ti}^2)\ \text{кДж/моль}, \qquad (1)$$

а для парціальної ентальпії змішування гафнію відповідний вираз мав вигляд

$$\Delta_m\bar{H}_{Hf} = (1-x_{Hf})^2(-113{,}7+88{,}9x_{Hf})\ \text{кДж/моль}. \qquad (2)$$

Ці вирази були використані для розрахунку інтегральної ентальпії змішування Δ_mH, відповідні значення якої вздовж досліджених перерізів показані на рис. 1, *а*, *б* круглими символами.

Залежність функції Δ_mH для розплавів Co–Ti–Hf була описана виразом:

$$\Delta_mH = -4{,}9935x_{Ti}x_{Hf} + x_{Co}x_{Ti}(-133{,}546 + 22{,}7115(x_{Co}-x_{Ti}) + 4{,}656(x_{Co}-x_{Ti})^2 - 29{,}641(x_{Co}-x_{Ti})^3) + x_{Co}x_{Hf}(-158{,}560 - 4{,}745(x_{Co}-x_{Hf}) + 8{,}545(x_{Co}-x_{Hf})^2) - x_{Co}x_{Hf}x_{Ti}(-157x_{Co} + 183x_{Hf} + 133x_{Ti})\ \text{кДж/моль}. \qquad (3)$$

На рис. 1, *в*. поверхня функції Δ_mH, розрахованої при 1900 К відповідно до (3), показана штрихами у вигляді набору ізоентальпійних ліній. Великі від'ємні значення Δ_mH на концентраційному трикутнику зумовлені відповідними величинами в граничних системах Co–Hf і Co–Ti, що вказує на домінуючу роль парних взаємодій CoHf і CoTi в енергетиці утворення рідких сплавів Co–Ti–Hf.

Інтегральна ентальпія змішування розплавів системи Co–Ti–Hf була описана моделлю асоційованого розчину (МАР) по даним про термодинамічні властивості розплавів граничних двокомпонентних систем і результатам цієї роботи. Як видно з рис. 1, розраховані відповідно до МАР величини (показані безперервними лініями) в межах похибки експерименту узгоджуються з експериментальними даними. В подальшому, з використанням отриманих параметрів МАР, були розраховані надлишкова ентропія змішування Δ_mS^{ex}, надлишкова енергія Гіббса змішування Δ_mG^{ex} і енергія Гіббса змішування Δ_mG розплавів системи Co–Ti–Hf, рис. 2.

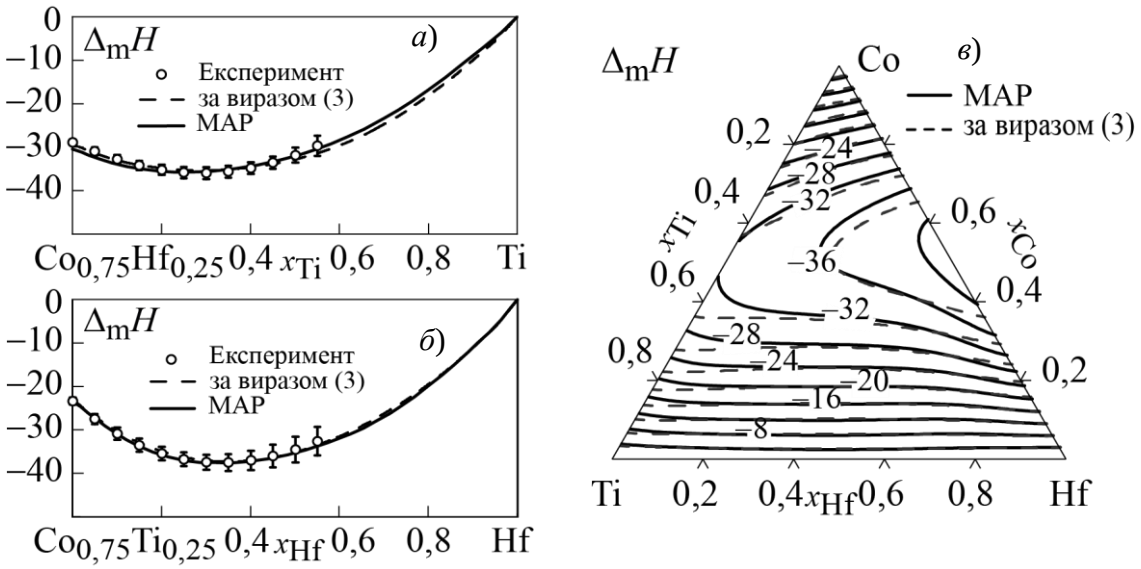


Рис. 1. Інтегральна ентальпія змішування $\Delta_m H$ (кДж/моль) розплавів системи Co–Ti–Hf при 1900 К вздовж досліджених перерізів (*а*, *б*) та на концентраційному трикутнику (*в*), розрахована відповідно до рівняння (3) (штрихові лінії) і в рамках MAP (безперервні лінії)

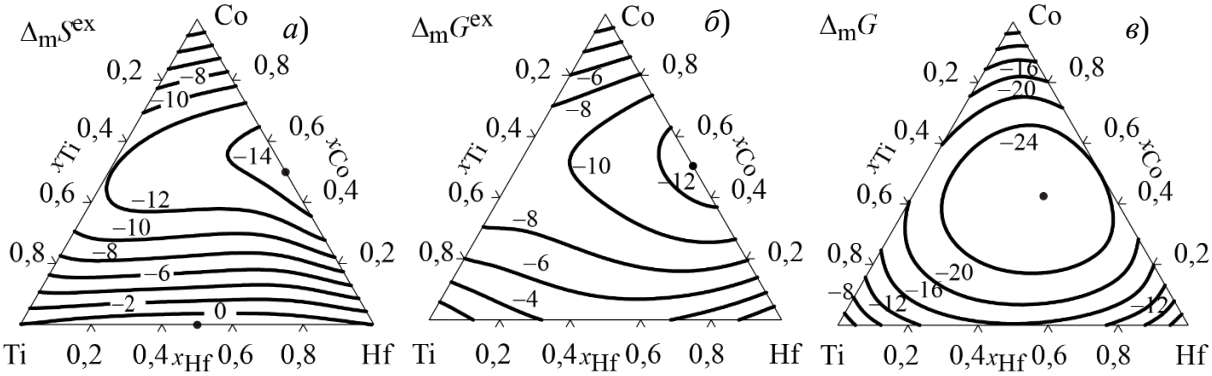


Рис. 2 Термодинамічні функції змішування розплавів системи Co–Ti–Hf, розраховані в рамках MAP при 1900 К: *а*) $\Delta_m S^{ex}$ (Дж/(моль·К)); *б*) $\Delta_m G^{ex}$ (кДж/моль); в) $\Delta_m G$ (кДж/моль)

Для всіх досліджених функцій спостерігаються суттєві від'ємні відхилення від закону Рауля, які вказують на інтенсивну взаємодію компонентів і, в рамках MAP, можуть бути пов'язані з хімічним упорядкуванням в розплавах. Найбільша інтенсивність хімічної взаємодії спостерігається між кобальтом і гафнієм, про що свідчить розташування мінімумів функцій $\Delta_m H$, $\Delta_m S^{ex}$ і $\Delta_m G^{ex}$ у відповідній двокомпонентній системі. Найвища термодинамічна стабільність розплавів спостерігається в трикомпонентній області, де функція $\Delta_m G$ досягає мінімуму –27,7 кДж/моль при складі $Co_{0,425}Ti_{0,2}Hf_{0,375}$.

Розрахунки в рамках MAP вказують на збільшення від'ємних відхилень термодинамічних функцій змішування від закону Рауля і на зростання термодинамічної стабільності розплавів зі зниженням температури. Такий характер температурно-концентраційної залежності термодинамічних функцій змішування розплавів системи Co–Ti–Hf вказує на їхню високу здатність до аморфізації загартуванням з рідкого стану.

РЕЗУЛЬТАТИ ТЕРМОДИНАМІЧНОГО ОПИСУ СИСТЕМИ Co–Ti–Hf В РАМКАХ CALPHAD-МЕТОДУ

Агравал П. Г., Турчанін М. А., Водоп'янова Г. О., Корсун В. А.
(м. Краматорськ, ДДМА)

Інформація про фазові рівноваги та термодинаміку фаз системи Co–Ti–Hf є важливою для розуміння впливу Co та Hf на властивості титанових сплавів для біомедичного застосування, розробки нових багатокомпонентних аморфних сплавів на основі перехідних металів і регулювання фазоутворення в магнітних матеріалах. Саме тому метою даної роботи стала розробка нового термодинамічної опису системи в рамках CALPHAD-методу і розрахунки фазових перетворень за участю рідкої фази. Основою для розрахунків стали термодинамічні описи граничних двокомпонентних систем Co–Hf [1], Co–Ti [2] і Hf–Ti [3], дані про фазові перетворення в трикомпонентній системі при 973 і 1073 К [4] та досліджені нами ентальпії змішування трикомпонентних розплавів при 1900 К.

Для опису енергії Гіббса трикомпонентних рідких сплавів була використана модель асоційованого розчину. Енергію Гіббса твердих розчинів (αCo), (εCo), (αTi, Hf), (βTi, Hf) було описано з урахуванням магнітного внеску. Термодинамічні властивості інтерметалічних сполук були описані в рамках Compound Energy Formalism. Для опису області гомогенності фази $Co_{23}Hf_6$ була використана підграткова формула $\underline{Co}_{23}$:(Ti, $\underline{Hf}$)$_6$, для фаз C15 (Co_2(Ti,Hf)) та Co(Ti,Hf)$_2$ –($\underline{Co}$, Ti, Hf)$_k$:(Co, Ti, Hf)$_l$, а для впорядкованої сполуки Co(Ti,Hf) (B2) –(Co, Ti, Hf, Va)$_{0.5}$:(Co, Ti,Hf,Va)$_{0.5}$. Отриманий термодинамічний опис системи було використано для розрахунку ізотермічних перетинів (рис. 1), координат чотирифазних нонваріантних рівноваг за участю рідкої фази, поверхонь ліквідусу і солідусу (рис. 2) системи. Як видно з рис. 1, результати розрахунків ізотермічних перетинів задовільно узгоджуються з даними [4].

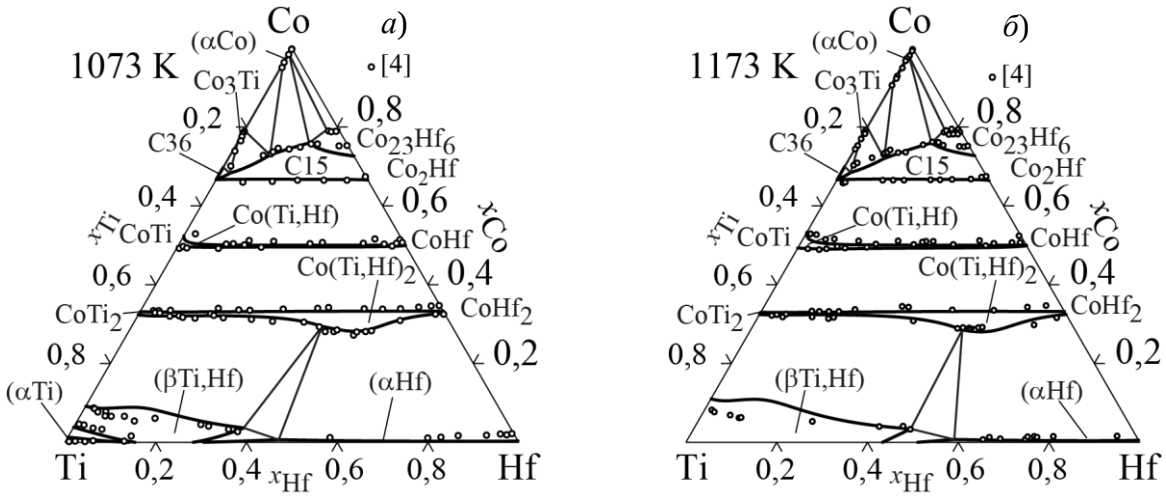


Рис. 1. Розраховані ізотермічні перерізи фазової діаграми системи Co–Ti–Hf: *а*) при 1073 К; *б*) при 1173 К

Відповідно до результатів розрахунку, трикомпонентна рідка фаза бере участь в чотирьох нонваріантних чотирифазних реакціях D_1, U_1, D_2, E_1, що перебігають в інтервалі 1430…1552 К, рис. 2. На моноваріантних кривих $L \rightleftharpoons Co(Ti, Hf) + Co(Ti,Hf)_2$ і $L \rightleftharpoons (\beta Ti, Hf) + Co(Ti, Hf)_2$ наявні максимуми при 1852 і 1740 К відповідно. Температура 1909 К є температурою конгруентного плавлення Co(Ti, Hf)-фази, а 1854 К – температурою конгруентного плавлення $Co(Ti, Hf)_2$-фази. Така ситуація не є сприятливою для одержання аморфних сплавів загартуванням з розплавів, склади яких відповідають центральній частині концентраційного трикутника. Найнижчі ділянки поверхні ліквідуса пов'язані з перебігом чотирикомпонентних реакцій D_2 і E_1 в кобальтовому куті концентраційного трикутника, де температури не перевищують 1500 К, і з перебігом реакції e_7 $L \rightleftharpoons CoTi_2 + (\beta Ti)$ при 1306 К. Температура цієї реакції є найнижчою для ліквідуса в трикомпонентній системі Co–Ti–Hf. В цій частині концентраційного трикутника умови для одержання аморфних сплавів є найбільш сприятливими.

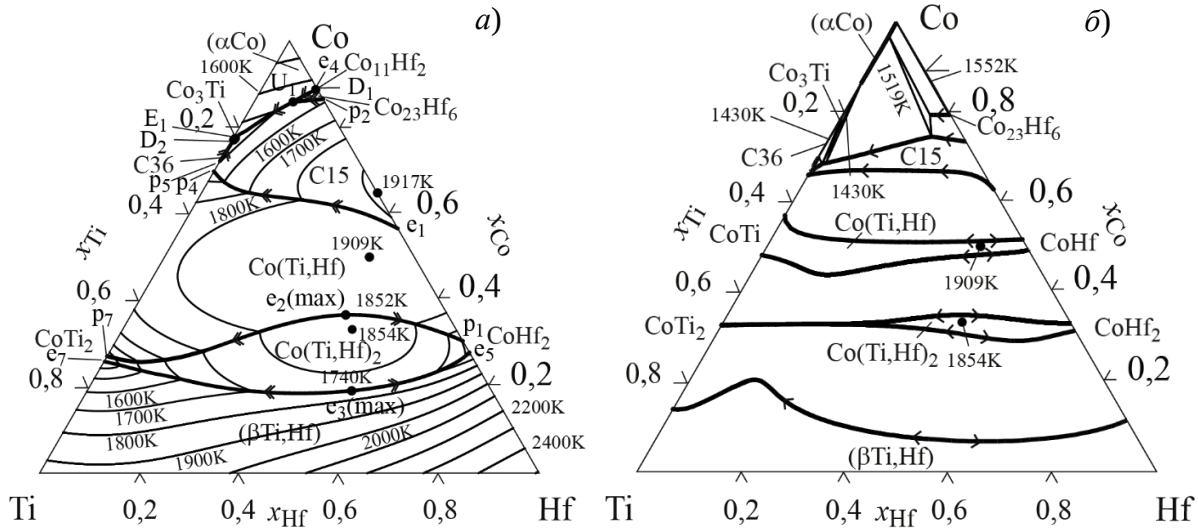


Рис. 2. Розраховані проекції поверхонь ліквідуса (*а*) і солідуса (*б*) системи Co–Ti–Hf

Особливістю розробленого термодинамічного опису є врахування температурно-концентраційної залежності надлишкових термодинамічних властивостей розплавів, що робить його перспективним для подальшого теоретичного моделювання концентраційних областей утворення аморфних сплавів.

ЛІТЕРАТУРА

1. *Водоп'янова Г. О., Турчанін М. А., Агравал П. Г. Фазова діаграма системи Co–Hf за результатами термодинамічного опису в рамках CALPHAD-методу // Персп. техн., мат. обл. лив. вир.: мат. X МНТК, 21–23 жовтня 2025 р., м. Краматорськ, Україна. – С. 20–21.*

2. *Turchanin M., Agraval P., Vodopyanova A., & Dreval L. Thermodynamic assessment of the Co-Ti system // J. Phase Equil. Diffusio. – 2024. – Vol. 45, No. 3. – P. 434–446.*

3. *Bittermann H., Rogl P. Critical assessment and thermodynamic calculation of the ternary system boron–hafnium–titanium (B–Hf–Ti) // J. Phase Equilib. – 1997. – Vol. 18, No. 1. – P. 24– 47.*

4. *Huang X. M., Zeng W. J., Liu J. L., e.a. Experimental investigation and thermodynamic calculation of Ti–Co–Hf system // CALPHAD. – 2018. – Vol. 62. – P. 128–140.*

КОНЦЕНТРАЦІЙНІ ОБЛАСТІ АМОРФІЗАЦІЇ РОЗПЛАВІВ Co–Cu–Ti–Hf ЗА РЕЗУЛЬТАТАМИ ПРОГНОЗУВАННЯ В РАМКАХ CALPHAD-МЕТОДУ

Водоп'янова Г. О., Турчанін М. А., Агравал П. Г.
(м. Краматорськ, ДДМА)

Одним із методів розрахункової термодинаміки, який дозволяє визначити системи, перспективні для отримання аморфних сплавів ливарними та адитивними технологіями, та прогнозувати склади розплавів для одержання виробів з них, є CALPHAD-метод. В цій роботі даний метод було застосовано для прогнозування концентраційних областей аморфізації розплавів системи Co–Cu–Ti–Hf.

Для розрахунків використано розроблену нами базу даних параметрів моделей надлишкової енергії Гіббса фаз [1]. Результати розрахунків границь фазових метастабільних перетворень за участю переохолоджених розплавів вздовж променевих перерізів системи Co–Cu–Ti–Hf показані на рис. 1. Прогнозовані концентраційні інтервали аморфізації в кожному з перерізів починаються з відповідного еквіатомного трикомпонентного сплаву і становлять $x_{Co} = 0…0{,}78$ для перерізу $Cu_{0,33}Ti_{0,33}Hf_{0,33}$–Co, $x_{Cu} = 0…0{,}86$ для перерізу $Co_{0,33}Ti_{0,33}Hf_{0,33}$–Cu, $x_{Ti} = 0…0{,}72$ для перерізу $Cu_{0,33}Co_{0,33}Hf_{0,33}$–Ti та $x_{Hf} = 0…0{,}76$ для перерізу $Cu_{0,33}Co_{0,33}Ti_{0,33}$–Hf.

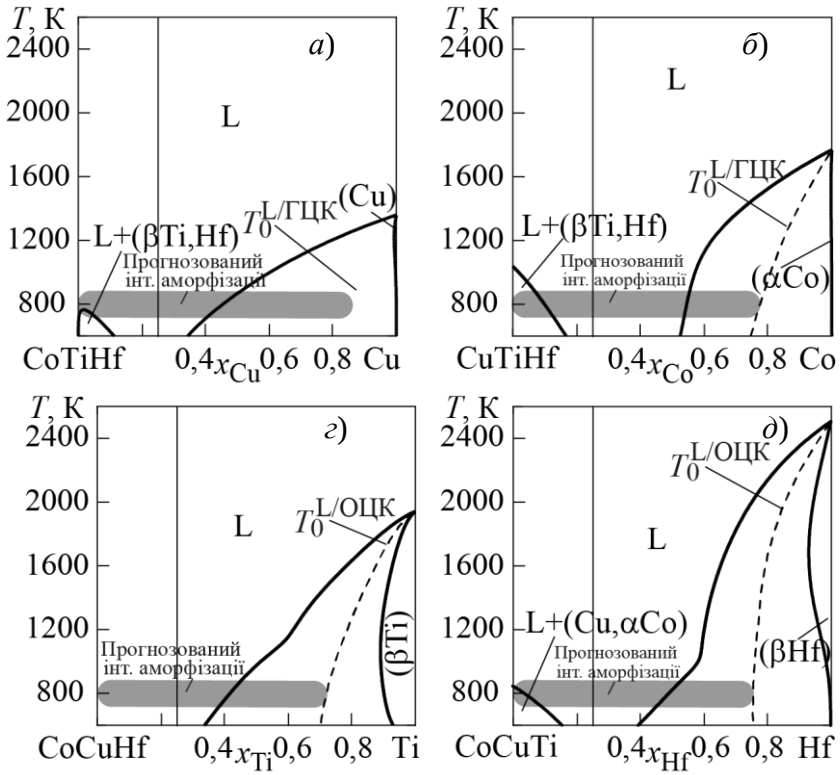


Рис. 1 Результати розрахунку фазових діаграм метастабільних перетворень в системі Co–Cu–Ti–Hf вздовж променевих перерізів $Co_{0,33}Ti_{0,33}Hf_{0,33}$–Cu (*а*), $Cu_{0,33}Ti_{0,33}Hf_{0,33}$–Co (*б*), $Cu_{0,33}Co_{0,33}Hf_{0,33}$–Ti (*в*) і $Cu_{0,33}Co_{0,33}Ti_{0,33}$–Hf (*г*) і прогнозовані концентраційні інтервали аморфізації

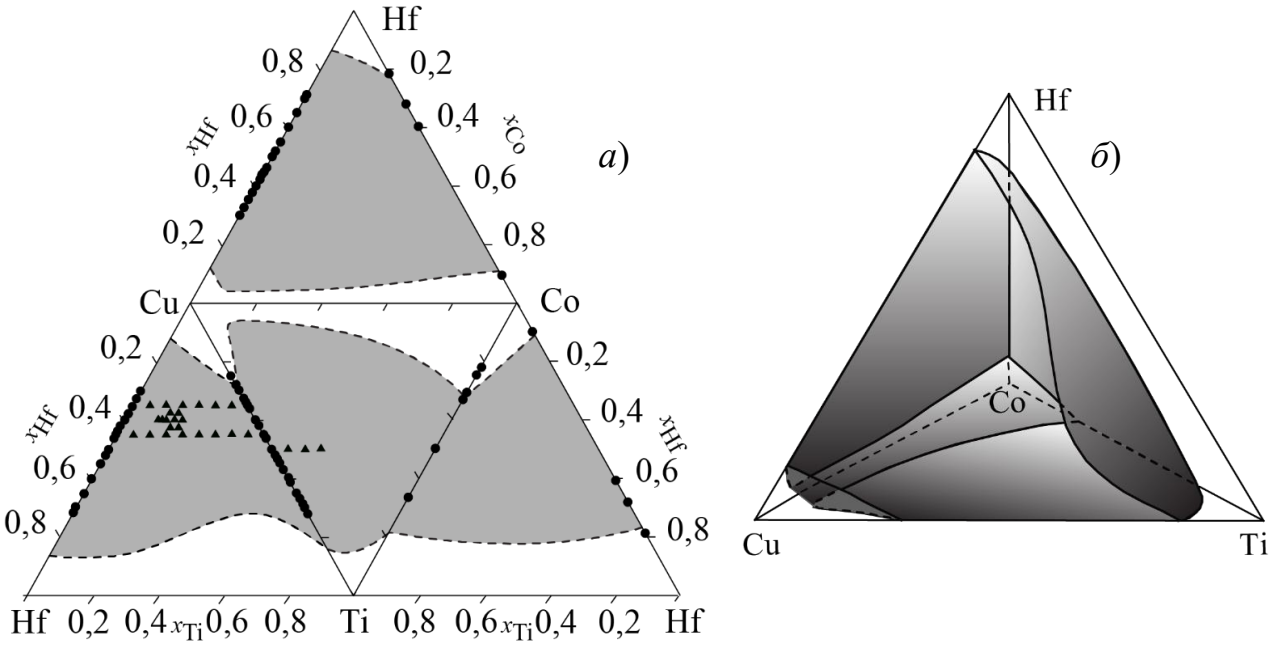


Рис. 2 Прогнозовані концентраційні області аморфізації і експериментальні склади аморфних сплавів граничних трикомпонентних систем і прогнозований концентраційний простір аморфізації розплавів чотирикомпонентної системи Co–Cu–Ti–Hf

З рис. 2, *а* видно, що прогнозовані концентраційні області аморфізації задовільно відповідають експериментальній інформації про склади двокомпонентних і трикомпонентних аморфних сплавів і вдало узагальнюють їх. Прогнозований концентраційний простір аморфізації розплавів Co–Cu–Ti–Hf охоплює центральну частину концентраційного тетраедра, як це видно з рис. 2, *б*. До нього не потрапляють розплави які одночасно містять багато титану та гафнію і примикають до ребра Ti–Hf, а також разом містять багато міді та кобальту і примикають до ребра Co–Cu тетраедра. Для рідких сплавів, які потрапляють в іншу область складів, що охоплює більшу частину концентраційного тетраедру, включаючи еквіатомний склад, прогнозована здатність утворювати аморфні сплави загартуванням з розплаву. Зроблений нами прогноз, буде корисним для подальшого пошуку складів аморфних сплавів у багатокомпонентних системах на основі перехідних металів.

ЛІТЕРАТУРА

1. Турчанін М. А., Агравал П. Г., Водоп'янова Г. О. База для моделювання температурно-концентраційної залежності термодинамічних властивостей рідких і твердих розчинів багатокомпонентної системи Cu–Fe–Co–Ni–Ti–Zr–Hf : Свідоцтво про реєстр. авт. права № 129913 Україна – № c202405654; заявл. 1.07.2024; опубл. 12.09.2024, Бюл. № 84. – 39 с.

РОЗПЛАВИ СИСТЕМ Co–Cu–Ni–Ti–Zr ТА Co–Cu–Ni–Ti–Hf ЯК ОСНОВА ДЛЯ ОДЕРЖАННЯ АМОРФНИХ СПЛАВІВ

Турчанін М. А., Водоп'янова Г. О., Агравал П. Г.,
(м. Краматорськ, ДДМА)

Аморфні сплави привертають значну увагу дослідників у галузі матеріалознавства. Однак пошук нових складів багатокомпонентних аморфних сплавів методом спроб і помилок вимагає значних витрат та зусиль. Тому для пошуку нових перспективних складів слід використовувати більш продуктивні наукові методи прогнозування. У цій роботі для прогнозування областей аморфізації багатокомпонентних розплавів використано CALPHAD-метод.

Для розрахунків термодинамічних властивостей багатокомпонентних рідких сплавів було використано базу даних, що містить параметри взаємодії для граничних двокомпонентних та трикомпонентних систем. Для опису термодинамічних функцій змішування аморфоутворюючих рідких сплавів використовується феноменологічна модель асоційованого розчину (МАР). На рис. 1 показані результати розрахунку метастабільних фазових діаграм за участю переохолоджених розплавів уздовж політермічних перерізів п'ятикомпонентної системи Co–Cu–Ni–Ti–Hf, які проходять від чистих компонентів до протилежних чотирикомпонентних еквіатомних сплавів.

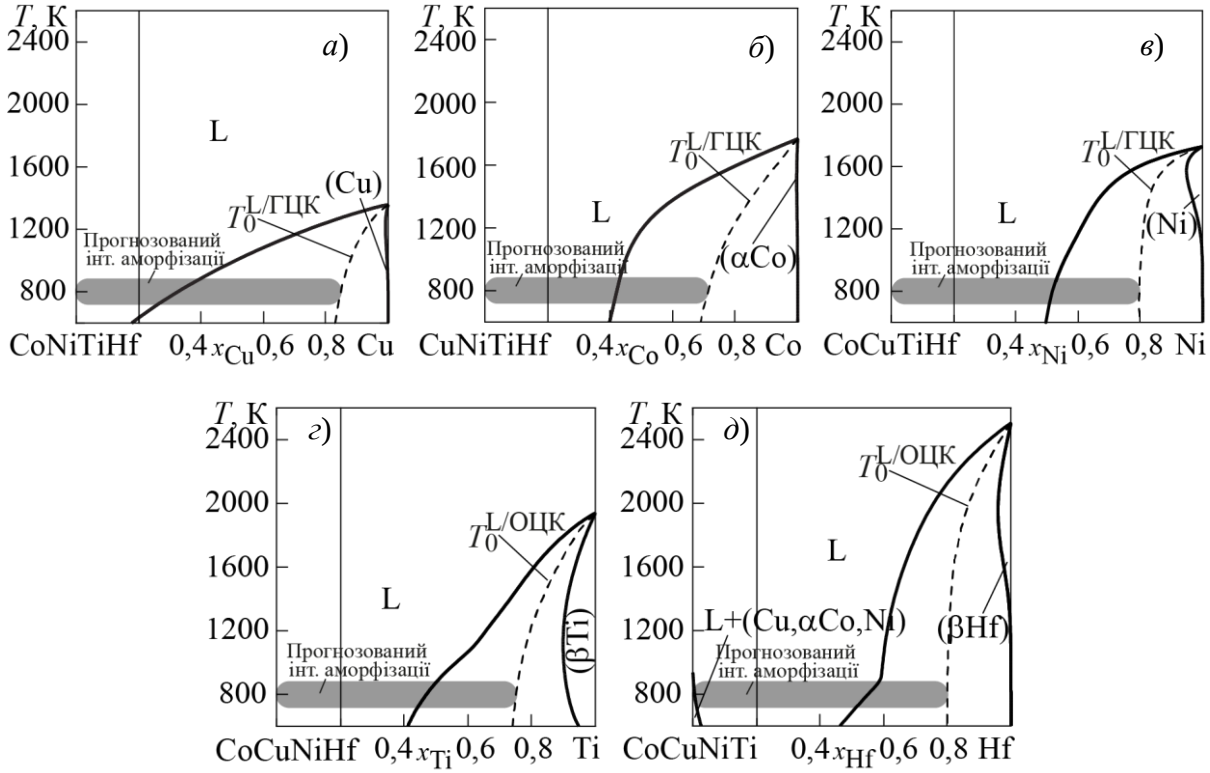


Рис. 1. Фазові діаграми метастабільних перетворень в системі Co–Cu–Ni–Ti–Hf вздовж перерізів $Co_{0,25}Ni_{0,25}Ti_{0,25}Hf_{0,25}$–Cu (*а*), $Cu_{0,25}Ni_{0,25}Ti_{0,25}Hf_{0,25}$–Co (*б*), $Co_{0,25}Cu_{0,25}Ti_{0,25}Hf_{0,25}$–Ni (*в*), $Co_{0,25}Cu_{0,25}Ni_{0,25}Hf_{0,25}$–Ti (*г*) і $Co_{0,25}Cu_{0,25}Ni_{0,25}Ti_{0,25}$–Hf (*д*) і прогнозовані концентраційні інтервали аморфізації

Таблиця 1 – Прогнозовані концентраційні інтервали аморфізації рідких сплавів вздовж променевих перерізів систем Co–Cu–Ni–Ti–Zr і Co–Cu–Ni–Ti–Hf

Переріз	Прогнозований концентраційний інтервал	Переріз	Прогнозований концентраційний інтервал
Система Co–Cu–Ni–Ti–Zr		Система Co–Cu–Ni–Ti–Hf	
CoNiTiZr–Cu	$x_{Cu} = 0…0,85$	CoNiTiHf–Cu	$x_{Cu} = 0…0,85$
CuNiTiZr–Co	$x_{Co} = 0…0,73$	CuNiTiHf–Co	$x_{Co} = 0…0,71$
CoCuTiZr–Ni	$x_{Ni} = 0…0,78$	CoCuTiHf–Ni	$x_{Ni} = 0…0,80$
CoCuNiZr–Ti	$x_{Ti} = 0…0,77$	CoCuNiHf–Ti	$x_{Ti} = 0…0,75$
CoCuNiTi–Zr	$x_{Zr} = 0…0,81$	CoCuNiTi–Hf	$x_{Hf} = 0…0,81$

Для кожного з перерізів (рис. 1) спостерігається доволі широкий концентраційний інтервал відносної термодинамічної стабільності переохолоджених розплавів. У табл. 1 представлена інформація про прогнозовані інтервали аморфізації вздовж променевих перерізів п’ятикомпонентних систем Co–Cu–Ni–Ti–Zr і Co–Cu–Ni–Ti–Hf. З результатів, які містяться в табл. 1, неважко помітити, що концентраційні інтервали аморфізації вздовж розрахованих перерізів починаються з складу чотирикомпонентного еквіатомного сплаву і досягають складу $x_{Me} \approx 0,70…0,85$ в п’ятикомпонентній області. Як видно з представлених результатів, заміна цирконію на гафній не оказує помітного впливу на результати прогнозу.

Порівнюючи результати представлених вище розрахунків між собою, важко визначити для будь якої з модельних систем або для перерізу по вмісту будь якого компоненту однозначну перевагу в протяжності концентраційного інтервалу аморфізації – всі вони є приблизно сумірними, а різниця в протяжності не може бути однозначно пов’язаною з конкретним металом. Разом з тим, приймаючи до уваги хімічну природу металів, що складають розглянуті багатокомпонентні системи, за результатами розрахунків можуть бути сформульовані правила відбору перспективних складів багатокомпонентних розплавів при одержанні аморфних сплавів в системах Co–Cu–Ni–Ti–Hf і Co–Cu–Ni–Ti–Zr. Ці правила визначають сумарний вміст металів, які різняться за хімічними властивостями: сумарний вміст пізніх перехідних металів в розплаві (Co, Cu, Ni), які виконують роль акцепторів електронів в багатокомпонентній системі, має відповідати умові $\Sigma x_{TM} > 0,15$; сумарний вміст IVB-металів (Ti, Zr, Hf), які є донорами електронів в багатокомпонентній системі, має задовольняти умові $\Sigma x_{IVB} > 0,13$; одночасно мають бути виконанні умови $x_{Cu} < 0,85$, $x_{Co}, x_{Cu} < 0,73$, $x_{Ni} < 0,78$, $x_{Ti}, x_{Zr}, x_{Hf} < 0,75$. Сформульовані правила відбору становлять собою новий критерій для визначення перспективних складів аморфних сплавів перехідних металів, який приймає до уваги особливості донорно-акцепторної взаємодії компонентів розплавів.

ДОСЛІДЖЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЗВАРНОГО З'ЄДНАННЯ МІДІ І МІДІ ЗІ СТАЛЛЮ

Гринь О. Г., Жаріков С. В. (м. Краматорськ, ДДМА)

Для отримання бездефектного зварного шва, забезпечення необхідного рівня розкислення міді та оптимального співвідношення мідь / залізо в металі шва, перспективним є застосування самозахисних порошкових дротів (СПД) трубчастої конструкції.

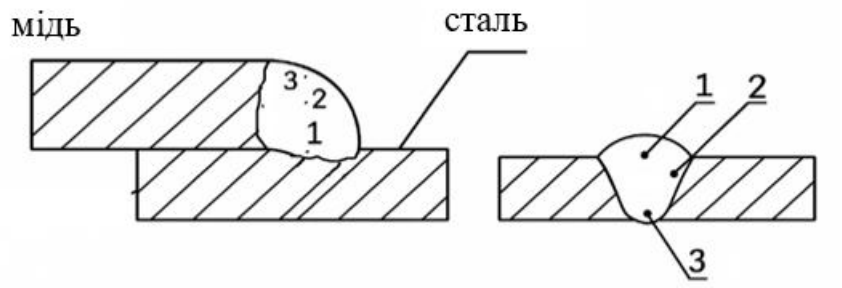
Виходячи з цього, розроблення та застосування електродних матеріалів, які забезпечують необхідні властивості металу шва, що дозволяють застосовувати механізовані способи зварювання без додаткового захисту дуги є актуальним.

Основна проблема при зварюванні міді зі сталлю виникає внаслідок істотної різниці у фізико-хімічних властивостях матеріалів, що зварюються, високої теплопровідності міді та її здатності поглинати гази [1, 2]. Починаючи з концентрації заліза 5 % підвищується міцність зварних швів, що обумовлено двофазною структурою міді з дрібними зернами, між якими розташовані частинки сплаву на залізній основі. При збільшенні концентрації заліза понад 42 % міцність і пластичність зварного шва знижуються, що обумовлено наявністю мікротріщин, які виникають під час кристалізації металу шва [3].

Встановлена необхідність застосування двох СПД для зварювання міді зі сталлю і міді з міддю. Це дає можливість в обох випадках отримати близькі за хімічним складом зварні шви. Для виготовлення дослідних порошкових дротів використовувалася мідна стрічка марки М1 розміром 0,7х15 мм і холоднокатана із сталі 08пс, перетином 0,5х15 мм. Осердя порошкових дротів складається з компонент, що забезпечують легування, розкислення та захист рідкого металу від взаємодії з повітрям, чому сприяло застосування сполук фтору, а саме плавикового шпату (CaF_2) та натрію кремнефтористого (Na_2SiF_6). Дослідження проводилися з використанням двох експериментальних дротів ПП-БрЖКМц-35-3-1 (сталева оболонка) та ПП-БрКМц-3-1 (мідна оболонка).

При зварюванні міді із сталлю напускним з'єднанням позитивний вплив збільшення зварювального струму проявляється в тому, що зростає ефективна теплова потужність, що витрачається на розплавлення міді. При цьому підвищується доля міді в металі шва і знижується вміст заліза, що викликає зменшення схильності швів до тріщин. При зварюванні міді із сталлю на підвищеній довжині дуги збільшується доля заліза в металі швів, а, отже, чутливість його до тріщин. Металографічному аналізу піддавалися точки зварного з'єднання, вказані на рис. 1.

При зварюванні міді із сталлю порошковим дротом ПП-БрКМц-3-1 по зоні сплаву з міддю і із сталлю спостерігаються дифузійні ділянки, що характеризують проникнення заліза в мідь або, міді в сталь. Мікротвердість металу досліджуваної точки визначається вмістом в ній заліза. Зі збільшенням кількості заліза в металі зростає його мікротвердість.



а) б)

Рис. 1. Схема місць проведення металографічного аналізу зварних з’єднань міді зі сталлю (а) і міді (б)

При зварюванні міді зі сталлю порошковим дротом ПП БрЖКМц-35-3-1 вміст заліза у металі шва значно збільшується

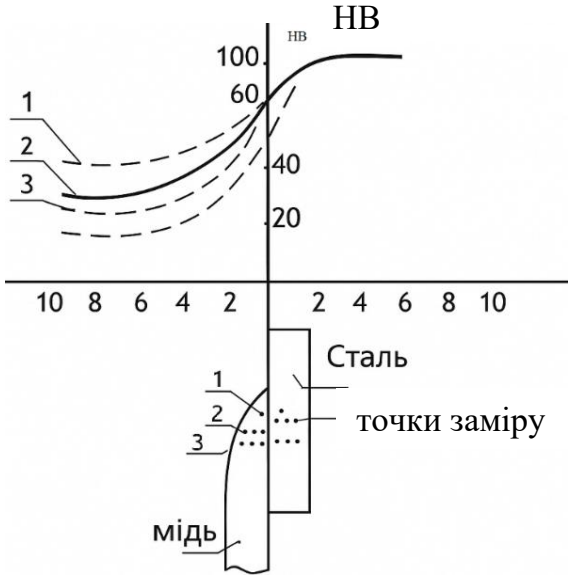


Рис. 2. Схема замірів твердості металу зони зварного з’єднання

Мікротвердість металу шва в середньому складає НВ 63 кг/мм^2, поблизу зони сплаву із сталлю до НВ 66 кг/мм^2. Така залежність пояснюється збільшенням кількості заліза до 40%. При зварюванню міді порошковим дротом ПП-БрЖКМц-35-3-1 також спостерігається дифузійна область по межі сплаву при високому вмісті заліза в зварному шві.

ЛІТЕРАТУРА

1. Гуревич С. М. Довідник із зварювання кольорових металів / С. М. Гуревич. - Київ: Наукова думка, 1990. – 510 с.

2. Бабінець А.А. Проблеми та перспективи наплавлення зносостійких шарів на мідь та мідні деталі / А. А. Бабінець, І.О. Рябцев, І.П. Лентюгов // Автоматичне зварювання.- 2020. - №5. - С. 16-24.

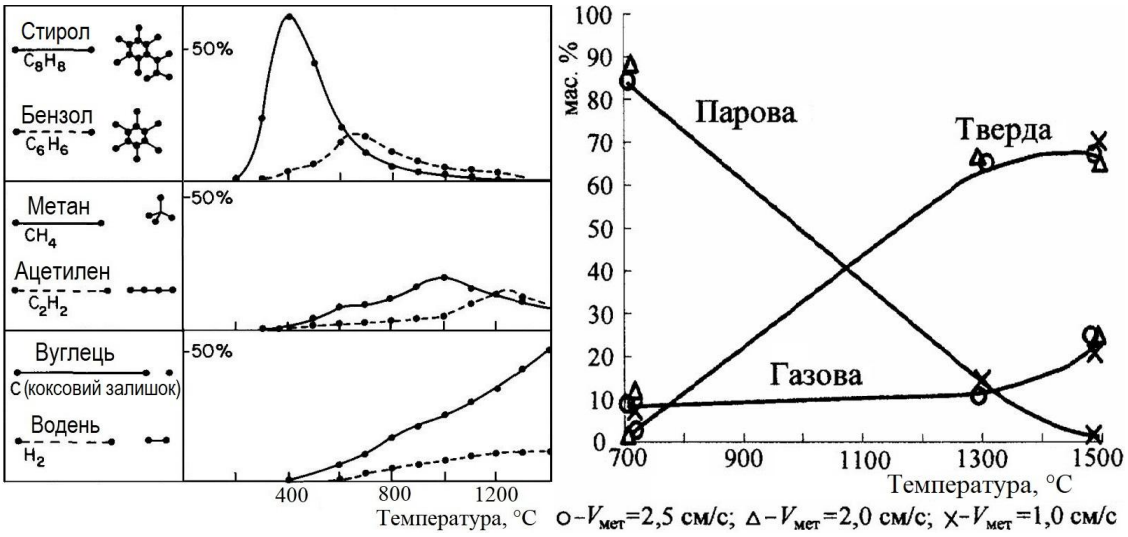
3. Чигарьов В. В. Визначення чинника, що сприяє утворенню тріщин в процесі зварювання фурм доменної печі / В. В. Чигарьов, П. А. Гавриш, І. В. Сєров // Вісник ВПІ. - 2005.- №5. - С. 95-96.

СПРЯМОВАНЕ ВІДВЕДЕННЯ ПРОДУКТІВ ГАЗИФІКАЦІЇ ЛИВАРНОЇ МОДЕЛІ У ВАКУУМОВАНІЙ ПІЩАНІЙ ФОРМІ

Дорошенко В. С. (м. Київ, ФТІМС НАН України)

Газифікація ливарних моделей з пінополістиролу (ППС) є визначальним етапом формування робочої порожнини ливарної форми у процесі лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ-процес). В умовах вакуумованої піщаної форми, де доступ кисню з повітря суттєво обмежений, термодеструкція ППС набуває особливого піролізного характеру. При нагріванні моделі до температур, характерних для лиття сталі (понад 1400 °С), відбувається як виділення летких продуктів, так і утворення твердого вуглецевого залишку.

Аналіз типових залежностей виходу продуктів термодеструкції від температури (див. рис. 1 а, адаптовано з технічних джерел 1990-х років) свідчить, що при температурі близько 400 °С переважають ароматичні сполуки - стирол та бензол. У діапазоні 600–800 °С наявні метан, ацетилен та водень. Починаючи з 900 °С, спостерігається різке зростання виходу твердого вуглецю, який в умовах безкисневого середовища не згорає, а конденсується у формі коксового залишку (піровуглець і сажа) [1], відомого як пірокарбон [2]. На рис. 1 б показано залежності виділення різних фаз при газифікації моделі від швидкості підйому металу в порожнині форми та його температури [1].



а б

Рис. 1. Залежність виходу продуктів термодеструкції ППС (а) та їх фазового складу (б) від температури металу, що заливається у форму

Пірокарбон – це карбонізований твердий залишок, що утворюється при піролізі полімерів, його структура є аморфною або частково графітизованою, з вмістом конденсованих ароматичних кілець [2]. Цей залишок не видаляється з форми, а залишається на поверхні контакту з рідким металом. Зокрема, для розплаву сталі це призводить до небажаного

навуглецювання металу, що часто стає причиною браку виливків і вимагає врахування при ЛГМ.

В роботах ФТІМС НАН України досліджуються методи «підключення» вакууму з піщаного середовища форми до її порожнини в процесі заміщення моделі металом (пат. 157522 UA). Оскільки модель із ППС є негазопроникною, для відведення газів у ній виконують технологічні вентканали, наприклад, механічними чи термомеханічними методами (пат. 91224 UA), або шляхом пропалення каналу вздовж стінки моделі знизу вгору (пат. 154450 UA).

Для 3D-друкованих моделей з більшою газотвірністю, ніж традиційні моделі з ППС, запропоновано їх цифрове проектування на комп'ютері зразу з газовивідними каналами, що виконуються в процесі друкування (пат. 157522 UA). Альтернативно такі моделі друкуються з відкритими порами, що забезпечує спрямовану (транзитну) пористість стінок моделей знизу до верху. Це дозволяє відводити газ крізь ці пори, а також поєднаний з ними трубчастий випор, у пори піску вакуумованої форми. На відміну від трудомістких методів створення вентканалів (механічне чи пропалюванням), автоматизація цього процесу в ході 3D-друку знижує трудомісткість, незалежно від складності конфігурації моделі, а також суттєво змінює підхід до відведення газів у ЛГМ-процесі. При цьому канали можуть мати численні згини вздовж тонких стінок моделей, що практично неможливо здійснити іншими методами.

Розрахунки вентиляції-вакуумування моделей свідчать про те, що, якщо на виході з типового для ЛГМ вакуумного насосу (ВВН) досягається вакуум – 0,8 ат (залишковий тиск близько 20 кПа), то на поверхні ливарної моделі у вакуумованому піску форми в контейнерній опоці залишковий тиск може сягати 40-50 кПа. Для підтримки ефективності відведення продуктів газифікації варто застосовувати вакуумпроводи діаметром не нижче ДУ 50. На рівні випора і поверхні металу, що заливається, залишковий тиск можна підтримувати близько 60-70 кПа для відкачування продуктів газифікації (разом з твердими частинками) та впливу на поверхню металу з ефектом його засмоктування. Метал заливається крізь стояк під атмосферним тиском близько 100 кПа на рівні заливної лійки чи чаші на ливарній формі. Перепад тиску на межі «дзеркало металу-піщана форма» близько 20 кПа достатнім для утримання стінок форми від осипання. Хоча гравітаційне лиття в піщані форми з вакуумним всмоктуванням металу практично не застосовується, вакуум у порах піску форми, що крізь трубчастий випор частково (ослабляючись потоком газу) передається до поверхні металу, виконує роль своєрідного «газонасоса», що видаляє гази одночасно з впливом на метал і збереженням умов статичної стабільності стінок виливка при заливанні форми.

ЛІТЕРАТУРА

1. Шуляк В.С. Литье по газифицируемым моделям. – СПб.: НПО «Профессионал», 2007. - 408 с.

2. Коріненко Б.В., Худоярова О.С., Хутько М.В., Ранський А.П. Особливості термодеструкції вторинної полімерної сировини // Вісник Вінницького політехнічного інституту. - 2021. - № 1 (154). - С. 29–36. - DOI: 10.31649/1997-9266-2021-154-1-29-36

ФІЗИКО-ХІМІЧНІ ОСНОВИ ВЗАЄМОДІЇ СТАЛЕВОЇ АРМАТУРИ ІЗ ЧАВУНОМ У БІМЕТАЛЕВОМУ ВИЛИВКУ

Дорошенко В. С. (м. Київ, ФТІМС НАН України)

Сучасне ливарне виробництво має значний доробок у сфері створення композитних і біметалевих виливків, що складаються з двох і більше різнорідних сплавів. Мета такого армування — надання кінцевому виробу комбінованих, покращених службових характеристик, наприклад, високої міцності в центральній частині при збереженні зносостійкості зовнішнього шару. Попри переваги та очевидну перспективу використання армованих виробів, їхнє масове застосування залишається обмеженим через недостатнє дослідження загальних закономірностей формування перехідних зон між різнорідними сплавами [1, 2], а також дефіцит нескладних способів армування для інтеграції їх в діючі процеси лиття разом з відпрацьованими алгоритмами проєктування та виконання такого армування.

При конструюванні таких виробів виникає складність у виборі оптимальних технологічних параметрів армування, таких як співвідношення товщини арматури та основного металу, необхідні температури вставок та металу, що заливається. Ключовим залишається завдання забезпечення необхідної якості з'єднання, що визначається взаємодією твердого та рідкого сплавів, зокрема на основі заліза [1, 2].

Кінетика взаємодії та формування перехідної зони твердого і рідкого металів відображає різні процеси, подібні до процесів плавки шихти, лиття у металеву форму (кокіль) та застосування внутрішніх холодильників. При заливанні розплаву доевтектичного чавуну в піщану форму з розташованою в її робочій порожнині низьковуглецевою сталевою арматурою відбувається складний комплекс фізико-хімічних процесів.

Характерним явищем є інтенсивне насичення зовнішніх шарів сталевої арматури вуглецем (навуглецювання), що дифундує з розплаву чавуну в тверду сталь. Ця дифузія вуглецю відіграє критичну роль у формуванні структури. Металографічні дослідження підтверджують, що на поверхні контакту маловуглецевий сплав набуває структури заевтектоїдної сталі. Далі ця зона плавно переходить у перлітну структуру, а потім — у структуру основного металу виливка. Вміст вуглецю (С) у твердій сталі експоненційно зменшується залежно від відстані від межі контакту з розплавом. Аналогічні закономірності були встановлені для коефіцієнта дифузії, який сильно залежить від температури [2].

Окрім фізико-хімічної взаємодії, сталева вставка функціонує як внутрішній холодильник, інтенсивно відводячи тепло від рідкого чавуну. Це значно змінює кінетику кристалізації та впливає на його кінцеву мікроструктуру. Для кількісного опису цього процесу застосовують коефіцієнт затвердіння К, який залежить від температурних умов на межі «тверде-рідке» та співвідношення теплових потоків. Розрахунки показують, що зі збільшенням температури вставки-холодильника величина К зменшується лінійно. Проте при наближенні температури

вставки до температури плавлення чавуну коефіцієнт затвердіння різко знижується [2].

Мікроструктура чавуну є досить чутливою до введення внутрішніх холодильників. Експериментальні дослідження виявили, що введення сталевих армуючих вставок, маса яких не перевищує ≈1% від загальної маси виливка з сірого доевтектичного чавуну, має сприятливий ефект: відбувається подрібнення графіту і збільшення кількості та дисперсності перліту. Це позитивно позначається на механічних властивостях кінцевого металу. Однак, перевищення цього оптимального значення (понад 1% маси виливка) призводить до виникнення області вибілу (утворення білого чавуну) поблизу поверхні вставки, що різко знижує рівень механічних властивостей [1]. Твердість чавуну поблизу армуючої вставки має логарифмічну залежність від масової частки вставки.

Формування властивостей перехідної зони також пов'язане з термодифузією — перерозподілом хімічних елементів під дією градієнта температури. Це відбувається як у затверділому металі стінок металевих форм, так і в розплаві, що твердне, біметалевих виливків. Вивчення цього явища показує, що, наприклад, атоми кремнію мігрують у більш гарячу область залитого шару, тобто в напрямку віддалення від межі сплавлення [2]. Це свідчить про складний процес сегрегації елементів у перехідній зоні, який враховують при проєктуванні.

Описані закономірності взаємодії рідкого чавуну і сталевої арматури є фундаментальними і застосовні незалежно від типу ливарної форми. Проте лиття за моделями, що газифікується (ЛГМ) створює ряд технологічних переваг для впровадження армування. Арматура може бути імплантована безпосередньо в полімерну модель ще на етапі її виготовлення в прес-формі або/та збирання. Це дозволяє високоточне позиціонування арматури. Інтеграція армування в технологію ЛГМ дозволяє відмовитися від складного вибору схеми розміщення арматури у піщаній формі, переносячи акцент на цифрове проєктування та контроль фізичних особливостей процесу. Зокрема, це стосується низької теплопровідності сухого піску, що призводить до ефекту самовідпалу металу. Також цікавий для дослідження метод механічного з’єднання перфорованої арматури при заливанні матричним сплавом її отворів.

Таким чином, для конструювання армованих чавунних виливків слід враховувати не лише масову частку арматури, але й кінетику навуглецювання, параметри теплопередачі, що впливають на швидкість затвердіння, а також ефект термодифузії. Узагальнення цих закономірностей забезпечує науково обґрунтований підхід до створення високоякісних армованих виробів.

ЛІТЕРАТУРА

1. Дан Л.А., Трофімова Л.О. Структура сірого чавуну у поверхні сталевої армуючої вставки. Литво. Металургія. 2020: Мат. XVI Міжнар. наукю-практ. конф. (8-10 вересня 2020 р., м. Запоріжжя) / Під ред. Пономаренко О.І. – Запоріжжя, АА Тандем. С. 44-45.

2. Дан Л.А. О закономерностях взаимодействия твердого и жидкого сплавов на основе железа в процессах литейного производства // Вестник Приазовского государственного технического университета. 1999. Вып. №8. С. 41-44.

ОГЛЯД АРМУВАННЯ ВИЛИВКІВ МЕТОДОМ ІМПЛАНТУВАННЯ АРМУВАЛЬНОЇ ФАЗИ У МОДЕЛЬ, ЩО ГАЗИФІКУЄТЬСЯ

Дорошенко В. С., Небожак І. А., Клименко С. І.
(м. Київ, ФТІМС НАН України)

Один із сучасних напрямків отримання армованих литих конструкцій та виливків із диференційованими властивостями полягає в гравітаційному заливання вакуумованої піщаної форми з імплантантами, інтегрованими безпосередньо у модель, що газифікується, в рамках ЛГМ-процесу. Суть цього підходу полягає у суміщенні матеріалу моделі – пінополістиролу (ППС) з армувальною фазою (АФ) або у введенні в тіло моделі дисперсних легувальних чи/та модифікувальних компонентів [1]. При цьому технологія дозволяє використовувати моделі з ППС з орієнтованою пористістю, включно з тілами обертання та фасонними деталями складної конфігурації [2].

Для усунення недоліків раніше відомих способів виготовлення армованих моделей, таких як нерівномірність розміщення домішок, багатостадійність процесу або складність виготовлення моделей із частинами різного складу, було розроблено метод [3] збирання моделі з кількох частин безклейовим способом із вставленням у неї армувальних елементів, співмірних з габаритами моделі.

Загалом, розроблено два основні варіанти введення гетерогенних або активних дисперсних компонентів у тіло моделі з ППС.

Перший варіант реалізується шляхом замішування армувальних матеріалів у попередньо спінений ППС до спікання моделі. Цей метод є кращим для АФ у вигляді стружки та дисперсних фракцій, таких як феросплави, модифікатори, графіт або волокна. При використанні даного варіанту використовують попередньо спінений ППС фракції 0,2–0,8 мм із густиною 22–25 кг/м [4]. Об'ємне співвідношення АФ у вигляді стружки та ППС становить від (20–55) до (80–45)% відповідно, а для дисперсних добавок це співвідношення - від (5–7) до (95–93)% [4]. Після цього суміш заповнює прес-форму, де відбувається спікання, охолодження, сушіння та фарбування.

Другий варіант передбачає введення АФ у попередньо підготовлену порожнину в тілі готової ППС-моделі. Армувальні елементи можуть розміщуватися по всьому об’єму або дискретно в одній із частин моделі. Встановлено, що кількість засипки АФ в порожнисту модель не повинна перевищувати 70–75% її об’єму, а товщина засипки має відповідати до 0,9 приведеної товщини стінки виливка [4]. Оптимальною областю застосування для цього способу є отримання армованих виливків з габаритами Ø(20–200)×(20–200)×(5–50) мм, де як АФ застосовується вита стружка або дисперсні феросплави [4].

Процес виготовлення армованих виливків включає фарбування моделей дистен-силіманітовими чи цирконовими протипригарними фарбами для лиття чавуну та сталі, а для кольорових сплавів — покриття на основі пірофіліту та графіту. Типова товщина покриття становить 0,5–1,0 мм [4]. Після складання та сушіння модельні блоки встановлюють

у ливарний контейнер, засипають кварцовим (або металевим) піском, який віброущільнюють. Далі герметизований контейнер підключається до вакуум-системи (з тиском 0,03–0,04 МПа) та заливається рідким матричним сплавом за стандартними технологічними операціями ЛГМ-процесу.

У розвиток способу [3] у корисній моделі [5] армувальні елементи виконані у вигляді металевих стрижнів, пластин та вогнетривких волокон, а отримана армована ППС-модель є нероз'ємною складовою одиницею. Це досягається за рахунок того, що її виготовлення включає встановлення таких елементів в порожнину прес-форми, їх фіксацію, задування цієї порожнини гранулами ППС та спікання моделі в автоклаві. Це дозволяє значно зменшити трудомісткість отримання армованих моделей порівняно з відомими методами.

Використання розроблених способів [1-5] має низку переваг порівняно з відомими підходами. Насамперед, досягається зменшення трудомісткості та розширення технологічних можливостей виготовлення моделей з армувальними імплантантами. Окрім підвищення механічних характеристик виливка за рахунок самого армування, метод сприяє покращенню мікроструктури виливків завдяки наявності армованих елементів у якості легувальних чи модифікувальних засобів. Важливою перевагою є можливість здійснення направленої кристалізації виливка, оскільки армовані металеві елементи можуть використовуватися в термічних вузлах виливків у якості внутрішніх холодильників, що призводить до зменшення ливарних дефектів.

Окремим напрямом можна вважати армування металевих виливків неметалевими матеріалами, що перетворює їх композити. Як варіант економії металу при зменшення маси литої конструкції розроблено спосіб [6] армування стінок неметалевим дисперсним матеріалом - піщано-рідкоскляною сумішшю, в тому числі стрижнями з неї.

ЛІТЕРАТУРА

1. *Шинский О.И., Суменкова В.В. и др. Исследование концентрационных полей легирующих и модифицирующих элементов, полученных с использованием газифицируемых моделей с мелкодисперсными присадками // Процессы литья. 1999. № 2. С. 41–48.*

2. *Shinsky I., Shalevska I., Musbah Ja. Efficiency of influence of a metal macroreinforcing phase on process of solidification of large-sized castings // TEKA. Edition of Lublin University of technology. 2015. V.15. N. 2. P. 51—59.*

3. Пат. 28127 Україна, МПК B22C9/04. Спосіб виготовлення армованих деталей / І.О. Шинський, О.Й. Шинський., О.А. Яковишин, П.М. Каричковський. Опубл. 26.11.07.

4. Шинский О.И., Слюсарев В. А. Технология получения армированных отливок и отливок с дифференциальными свойствами с имплантантами газифицируемой модели // Литво. Металургія. 2017: мат. XIII міжнародн. наук.-практ. конф. (м. Запорожжя, 23-25 травня 2017 р.) Під ред. Пономаренко О.І. Запоріжжя. 2017. АА Тандем. С. 248–250.

5. Пат. 43695 Україна. Спосіб одержання армованих виливків за моделями, що газифікуються / І.О. Шинський, О.Й. Шинський, П.М. Каричковський, В.А. Болюх. Опубл. 25.8.2009. Бюл. № 16.

6. *Шалевська І А., Дорошенко В.С., Дьяченко М.М.. Особливості вибору дисперсних неметалевих матеріалів для армування литих металоконструкцій. Литво. Металургія. 2023: Мат. XIX міжнародн. наук.-практ. конф. (м. Харків-м. Київ, 10-12 жовтня 2023 р.,) / Під ред. Пономаренко О.І. Харків, НТУ «ХПІ». С. 224-227.*

ПРОЦЕС ЛИТТЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ, ЯК ТОЧКА ВХОДУ ЦИФРОВІЗАЦІЇ В РЕСУРСОЕФЕКТИВНЕ ЛИВАРНЕ ВИРОБНИЦТВО

Дорошенко В. С., Небожак І. А., Клименко С. І.
(м. Київ, ФТІМС НАН України)

Упровадження технологій адитивного виробництва у ливарну галузь часто супроводжується значними викликами, які пов'язані насамперед із необхідністю переатестації виробничих процесів та існуючих стандартів випробування кінцевої продукції. Проте у контексті лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), інтеграція 3D-друку має унікальну стратегічну перевагу. На відміну від прямого 3D-друку металовиробів, ливарних форм чи стрижнів, де зміна матеріалу вимагає повної перевірки (новими методами випробування) та нерідко пересертифікації виливка, у ЛГМ-процесі 3D-принтер використовується виключно для виготовлення разової, «жертовної» моделі, яка повністю газифікується і «зникає» до моменту затвердіння металу. Завдяки цьому «технологічне серце» самого процесу лиття (плавка, позапічна обробка металу, температура заливки, пісок, вакуум, режим охолодження виливка, випробування на розрив та контроль мікроструктури металу) залишається незмінним. Оскільки кінцевий виливок отримується в умовах, які вже сертифіковані та підпадають під чинні стандарти (ДСТУ/ISO), відпадає потреба у переатестації всієї виробничої бази. Змінюється лише процес підготовки моделі — це внутрішня технологічна зміна.

Таким чином, 3D-друк виконує функцію високотехнологічного «цифрового оснащення», втілюючи кіберфізичне перетворення, заявлене в рамках концепції «Індустрія 4.0» — цифрове креслення на комп’ютері за допомогою принтера перетворюється у матеріальний виріб – ливарну модель. Такий підхід замінює собою складний процес вирізання з блочного пінополістиролу (ППС) чи спікання ППС з гранул, дозволяючи швидко реагувати як невеликі, так і великі серії, чи створювати прототипи нових виробів. Більше того, інноваційне проєктування 3D-друкованих пінопластових виробів дає змогу не просто замінити ППС, а покращити характеристики модельних полімерів шляхом створення контрольованої піноподібної або ґратчастої структури матеріалу моделі, що є розвитком відомих чи створюваних програмних процесів оптимізації ливарних технологій.

Поточні дослідження у ФТІМС НАН України безпосередньо спрямовані на зниження газоутворення та створення вентиляції моделі, що є головною проблемою ЛГМ. Сучасне цифрове проектування «від деталі до моделі» дозволяє оптимально розмістити її у складі кластера з ливниково-живильною системою та підібрати оптимальну пористість (за величиною пор і їх спрямованістю) для ефективного газовиводу. Це забезпечує оптимізацію газогідродинамічного режиму та спрямоване відведення газів крізь трубчастий випор у вакуумоване середовище піщаної форми або за її межі.

Отже, разом із програмно-цифровою підготовкою технологічного процесу, результатом якого стає «матеріалізація» ливарної моделі, ЛГМ-процес є ідеальною «точкою входу» для адитивних технологій у ливарний цех, забезпечуючи найбільш «безболісну» та економічно вигідну інтеграцію для діючих ливарних цехів ЛГМ без переформатування виробничого базису.

Варто відзначити, що потенціал ЛГМ-процесу, як одного з наймолодших у ливарництві (започаткований у другій половині минулого століття), досі не розкритий до кінця. Він кардинально змінює принципи піщаної формовки: замість хімії взаємодії зв’язувального компоненту з піском, яка визначає міцність форми у традиційних процесах, при ЛГМ з вакуумованою формою — фізика газового тиску у піщаному середовищі та газогідродинаміка процесів фільтрації визначає цю міцність. Це змінює підходи і фізико-математичну базу моделювання взаємодії в системі «метал-форма», оскільки фізичні процеси легше піддаються математичному моделюванню, ніж хімічні.

Ускладнена варіативність ЛГМ розширює потенціал впливу на метал у процесі перетворення розплаву у виливок, що все частіше підлягає цифровому моделюванню. Пористість вакуумованого піску дозволяє завдяки вакууму закачувати в нього рідкий чи газоподібний холодоагент для регулювання затвердіння і охолодження виливка, чим дає змогу проводити термообробку всього виливка чи його окремих поверхонь, формуючи його диференційовані властивості, наприклад, здатність до самозагострювання ріжучих органів.

Піно-полімерна модель починає служити не лише формоутворювачем для виливка, а стає носієм легуючих, модифікуючих чи/та армуючих метал елементів, аж до перетворення виливка у біметалевий чи метало-неметалевий композит. Вакуум із піску форми,

заведений у пористе тіло моделі, дає змогу реалізувати ефект вакуумного всмоктування металу при заливанні форми з газифікацією моделі. Пористість сухого піску в герметичній ливарній контейнерній опоці дозволяє після заливання форми та додаткової силової герметизації її верху замість вакууму застосувати підвищений газовий тиск до 1,0-1,5 МПа (10-15 атм). Це реалізує процес затвердіння виливка під ізостатичним тиском, що дає, високогерметичні алюмінієві виливки складних газопроводів і деталей двигунобудування.

Крім того, плинність сухого піску під час вібровпливу дає змогу формувати разові моделі складної (біонічної) форми, зокрема каркасно-комірчастих конструкцій, які через свою складну конфігурацію були недоступні для виливання за умов традиційної формовки. Ця ж плинність дозволяє реалізувати його цикловий обіг (від вибивної решітки – до повторного засипання у форму після часткового освіження) і регенерацію в замкненому пневмотранспортуванні, для якого часто застосовують ті ж вакуумні насоси, що і для короткочасного вакумування форм під час їх заливання і затвердіння металу. Та ж плинність дозволяє легко видаляти з форми гарячий виливок з високою температурою (властивою для термічної обробки) і гартувати виливок з гарячого литого стану, оминаючи необхідне при традиційній термообробці нерідко багатогодинне нагрівання у печі. Усі ці описані фізичні операції піддаються цифровому моделюванню і все частіше є предметом оптимізації з метою підвищення ресурсоефективності і автоматизації, в тому числі із залученням штучного інтелекту.

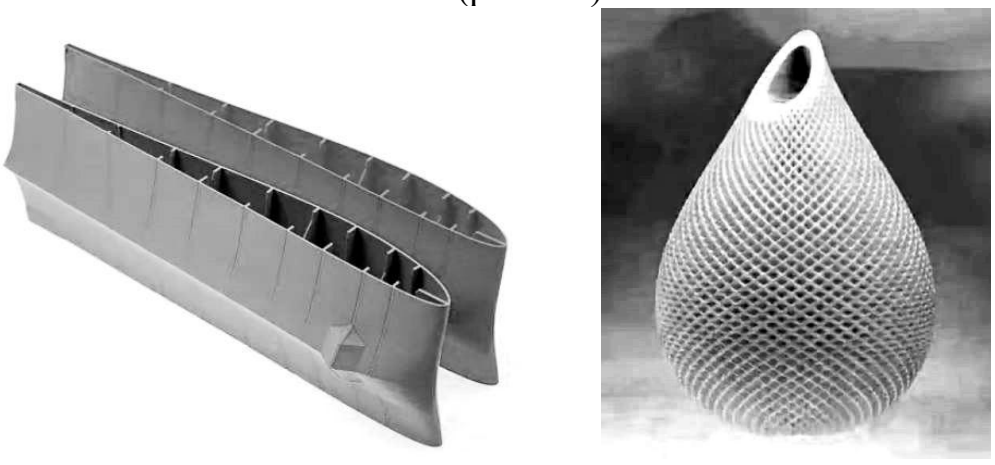
ПРОЄКТУВАННЯ 3D-ДРУКУ ПІНОПЛАСТОВИХ ВИРОБІВ ДЛЯ ЛІТАЛЬНИХ АПАРАТІВ ТА МОДЕЛЕЙ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ

Дорошенко В. С., Нейма О. В.
(м. Київ, ФТІМС НАН України)

Сучасні вимоги інженерних галузей, зокрема авіабудування та ливарного виробництва, потребують створення надлегких конструкцій. Технології 3D-друку відповідають на цей виклик через розробку полімерних матеріалів із регульованою піноподібною структурою. Це дозволяє виготовляти деталі зі зниженням маси до 70% порівняно зі стандартними полімерами [1], що є критично важливим для оптимізації ваги конструкцій і підвищення їхніх експлуатаційних характеристик.

Спінення полімерів у процесі 3D-друку є одним ключових механізмів досягнення низької густини. На відміну від традиційного пінополістиролу (ППС), який отримують шляхом спікання гранул чи екструзії, 3D-друк дає змогу створювати піноподібну внутрішню структуру з високим ступенем контролю. Густина кінцевого виробу визначається двома основними параметрами друку: температурою екструзії та швидкістю потоку матеріалу. Підвищення температури до 200–250 ºС активує піноутворювальний агент у філаменті (друкувальній нитці), що призводить до його розширення (до трьох разів) та формування структури з закритою пористістю. Це дає змогу знизити густину деталі до 0,43 г/см^3 (наприклад, для філаменту LW-ASA) [1], що є показником, необхідним для виробництва легковагових виробів. Такий друк також зменшує витрати матеріалу на 50–65%, покращує стабільність розмірів та має значні тепло- і звукоізоляційні властивості [1].

Для застосування в авіабудуванні (корпуси дронів, деталі літаків) легкість конструкцій є пріоритетом. Надлегкі 3D-друковані полімерні вироби можуть замінити важчі аналоги з ABS чи PLA (рис. 1 а). У випадках, коли необхідна висока термостійкість (наприклад, для зовнішніх компонентів), застосовуються спеціалізовані спінювальні матеріали, такі як LW-PLA-HT, що зберігають необхідні якості під впливом тепла та сонячного світла (рис. 1 б).



а б

Рис. 1. Друковані легковагі закрилки (а) та виріб з LW-PLA (б) [1]

У ливарному виробництві піноподібні конструкції відкривають значні перспективи для лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ). У ЛГМ-процесі для мінімізації газових дефектів критично важливим є використання моделей з мінімально можливою густиною, близькою до традиційного ППС. Оскільки 3D-друк, не лише служить важливим механізмом цифрової трансформації виробництва, а й дозволяє створювати піноподібну серцевину, це дає змогу швидко виготовляти разові ливарні моделі складної конфігурації з оптимізованою, мінімальною вагою та газотвірністю, уникаючи необхідності у дорогому оснащенні для виготовлення моделей з ППС.

Іншим методом досягнення легковагості конструкцій, поряд зі спіненням матеріалу, є оптимізація топології та проєктування ґратчастих структур [2], в тому числі стінок (оболонок) піни у складі серцевин полімерних виробів [3] (рис. 2). На відміну від суцільних конструкцій, порожнисті деталі або деталі, заповнені ґратчастими структурами чи сотами, в тому числі з регульованими величиною пор і товщиною їх стінок значно зменшують вагу при збереженні необхідної міцності. Сучасні підходи, такі як генеративне проєктування та оптимізація топології, дають змогу інженерам знаходити ідеальний баланс між міцністю, масою та складністю виготовлення деталі, а для ЛГМ - забезпечують регульовану газопроникність і вентиляцію моделі. Таким чином, найкращий результат досягається через синергію матеріалів з регульованою піноподібною серцевиною та оптимізованого дизайну конструкцій.

а б в

Рис. 2. Друковані ґратчасті полімерні структури (фото авторів): а, б – фото з виставки Міжнародний промисловий форум 27-29.05.2025, Київ; в – модель надрукована у ФТІМС НАН України

ЛІТЕРАТУРА

1. Temprado D. Foaming 3D Printing Filament Unlocks Up To 70% Lighter Parts / D. Temprado // All3DP. – 06.10.2025. – Режим доступу: https://all3dp.com/1/foam-lightweight-filament-how-and-why-to-3d-print-with-it/.

2. Kauppila I. Lightweighting With Additive Manufacturing – Essentials / I. Kauppila // All3DP. – 20.05.2021. – Режим доступу: https://all3dp.com/1/lightweighting-with-additive-manufacturing-essentials/.

3. Калюжний П.Б., Бродовий О.В, Дорошенко В.С., Нейма О.В. 3D-генерація пористих структур для друку ливарних моделей, що газифікуються в ливарній формі. Нові матеріали і технології в машинобудуванні. -2024. - № 5. - С. 21-28. - DOI: 10.20535/2519-450X.5.2024.319032.

ПІДВИЩЕННЯ ПЛАСТИЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СПЛАВУ АК12 ПРИ КОМПЛЕКСНОМУ ВПЛИВІ НА РОЗПЛАВ, ЩО КРИСТАЛІЗУЄТЬСЯ

Доценко Ю. В., Селівьорстов В. Ю. (м. Дніпро, УДУНТ)

Ефективний спосіб зміни морфології фаз, що кристалізуються – затвердіння і модифікування їх у різко нерівноважних умовах [1-3]. У цьому створюються умови подрібнення зерна, значного розширення розчинності у твердому стані, зменшення зростання грубих включень первинних інтерметалідів. Зокрема, у технологічних схемах лиття з кристалізацією сплавів під тиском (ЛКТ) тиск, що прикладається на розплав у процесі затвердіння, значно впливає характер кристалізації. Збільшення швидкості охолодження призводить до відповідного зростання швидкості кристалізації, яка змінюється в результаті впливу тиску при кристалізації на число центрів і швидкість зростання зародків. Швидкості охолодження зростають залежно від габаритів виливків, температурних умов лиття, методу пресування від 2-3 до 10 і більше разів. Підвищення швидкості охолодження кольорових сплавів, заснованих на системах з обмеженою розчинністю, призводить до зміни структури та легування твердого розчину, пов'язаних з дендритною ліквацією та утворенням квазієвтектики.

Безперечний інтерес представляє проведення досліджень, спрямованих на визначення оптимальних режимів спільного застосування процесів модифікування та затвердіння сплаву в нерівноважних умовах, що забезпечуються тим чи іншим способом зовнішнього фізичного впливу. При комплексному підході можна ефективніше подрібнити структурні складові та значно підвищити фізико-механічні властивості литого металу.

На кафедрі ливарного виробництва Українського державного університету науки і технології (УДУНТ) розроблено технологію модифікування алюмінієвих сплавів препаратом EUTEKTAL T 201 фірми «SCHÄFER» при накладенні газодинамічного тиску на рідкий та кристалізований розплав АК12 у ливарній формі. Застосування даної технології дозволяє подрібнити структурні складові та підвищити пластичні властивості сплаву на 30–40%.

ЛІТЕРАТУРА

1. Затвердевание металлического расплава при внешних воздействиях [Текст]/ А.Н. Смирнов, В.Л. Пилюшенко, С.В. Момот, В.Н. Амитан. - Д.: Издательство «ВИК» - 2002. - 169 с.

2. Ефимов, В.А. Перспективы развития работ по применению внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся расплав [Текст] / В.А. Ефимов. - Киев: Изд. ИПЛ АН УССР. - 1983. - С. 3-65.

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

ДОСЛІДЖЕННЯ ФОРМУВАННЯ ПЕРЕХІДНОГО ШАРУ В СИСТЕМІ «МЕТАЛ-НЕМЕТАЛЕВИЙ НАПОВНЮВАЧ»

Дьяченко М. М., Шалевська І. А., Корнієць І. В., Гнилоскуренко С. В., Небожак І. А. (м. Київ, ФТІМС НАН України)

Вступ

Сучасне машинобудування вимагає розробки легковагових конструкційних матеріалів, що поєднують високі характеристики міцності з мінімальною масою, та забезпечують високі енергоефективність та експлуатаційні параметри обладнання. Литі композитні матеріали з металевою матрицею (сталь, чавун) та неметалевими наповнювачами (рідкоскляної суміші на основі кварцового піску (РСС) або керамзитового гравію) можуть відповідати таким вимогам, але необхідно забезпечити міцне зчеплення на межі розділу фаз [1-2]**.** Формування такого якісного перехідного шару визначається комплексним впливом термодинамічних, фізико-хімічних і гідродинамічних чинників [4-7].

Ціллю дослідження є встановлення закономірностей тепломасообмінних процесів у ливарній формі та механізму формування перехідного шару між металевою матрицею та наповнювачем.

Методологія

Розроблено математичну модель на основі рівнянь теплопровідності для багатокомпонентного середовища з урахуванням фазових переходів, реалізовану у програмному комплексі, розробленому у ФТІМС НАН України [8]. Моделювання проводилося для двох типів наповнювачів - РСС або керамзит з визначенням температурних полів та часових режимів охолодження.

Експериментальна частина роботи полягала у виготовленні виливків з чавуну СЧ20 і сталі 35Л методом лиття за моделями, що газифікуються, для аналізу перехідного шару мікроструктурним аналізом.

Результати

Проведені дослідження дозволили підтвердити механізми, відповідальні за формування перехідного шару у системі «метал - неметалевий наповнювач».

Так, для РСС характерне утворення проміжного шару, спричиненого механічним пригаром глибиною 0,5-1,5 мм шляхом проникнення розплаву в пори керамічної маси під дією гідростатичного та капілярного тиску. При температурі 1400 °С забезпечується оптимальна рідкоплинність чавуну для заповнення мікропор, та утворення силікатних фаз ($FeO \cdot SiO_2$, $MnO \cdot SiO_2$), які створюють міцне дифузійно-механічне з'єднання перехідного шару.

У випадку з керамзитом формується тонший шар (0,1-0,3 мм) через часткове оплавлення гранул при 1350 °С. Гранульована структура керамзиту забезпечує швидкий теплообмін, а утворення шлакової фази сприяє формуванню щільного з'єднання.

Мікроструктурний аналіз підтвердив відсутність дефектів у вигляді газових пор та тріщин у обох системах, що свідчить про хорошу змочуваність та оптимальний тепловий режим. Ключовими факторами є подолання теплового бар'єру для РСС та контроль ступеня оплавлення гранул керамзиту.

Висновки

У ході роботи було розроблено та перевірено математичну модель тепло- та масопереносу, яка з точністю 5-10 % прогнозує температурні поля в системі «чавун СЧ20/сталь 35Л - наповнювач (РСС/керамзит)».

Експериментально встановлено формування різних типів перехідних шарів: для РСС — механічного пригару глибиною 0,5–1,5 мм, для керамзиту — тонкого шару хімічної взаємодії (0,1–0,3 мм). Оптимальні температури заливки складають 1400 °С для РСС та 1350 °С для керамзиту. Мікроструктурний аналіз дозволив припустити утворення силікатних фаз ($FeO \cdot SiO_2$, $MnO \cdot SiO_2$), що свідчить про механо-хімічне зчеплення в системі з РСС та дифузійно-реакційне — з керамзитом.

Отримані результати демонструють можливість цілеспрямованого управління властивостями перехідного шару через вибір типу наповнювача та оптимізацію параметрів лиття, що відкриває перспективи створення композитних виливків із заданими експлуатаційними характеристиками.

ЛІТЕРАТУРА

1. Kaczmar J.W., et al. The production and application of metal matrix composite materials. *Journal of Materials Processing Technology*. 2000. https://doi.org/10.1016/S0924-0136(00)00639-7
2. Eustathopoulos N., et al. The role of reactivity in wetting by liquid metals: a review. *Journal of Materials Science*. 1999. https://doi.org/10.1007/s10853-015-9331-3
3. Dulska A., Studnicki A., Szajnar J. Reinforcing cast iron with composite insert. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2017. https://doi.org/10.1515/amm-2017-0054
4. Passerone A., Muolo M.L. Metal-ceramic interfaces: Wetting and joining processes. *International Journal of Materials and Product Technology.* 2004. 20(5):420-439 https://doi.org/10.1504/IJMPT.2004.004780
5. Spasova, Daniela. ANALYSIS OF THE INTERFACE BETWEEN THE MATRIX AND THE REINFORCEMENT PHASE IN CERAMIC-REINFORCED MMCS. *International Journal of Modern Manufacturing Technologies* . 2021. 2067-3604.
6. LIU Yanyan, XIE Xi, LIU Zengqian, ZHANG Zhefeng. Metal Matrix Composites Reinforced by MAX Phase Ceramics: Fabrication, Properties and Bioinspired Designs. *Journal of Inorganic Materials.* 2024, Vol. 39. Issue (2): 145-152. https://doi.org/10.15541/jim20230425
7. Ясюков В.В., Лысенко Т.В., Волянская К.В. Композиционные отливки с регулируемым поверхностным слоем. Металл и литье Украины. 2016. Вип. 275. № 4. С. 18—23.
8. Тарасевич Н.И., Корниец И.В., Затуловский А.С. Моделирование процесса формирования литьем композиционных материалов. Процессы литья. 1995. № 4. С. 40-48.

ОСОБЛИВОСТІ ВИБОРУ ОХОЛОДЖУВАЛЬНИХ СЕРЕДОВИЩ В УМОВАХ ІЗОТЕРМІЧНОГО ҐАРТУВАННЯ СТАЛЕЙ НА БЕЙНІТ

Дьяченко Ю. Г., Федоров М. М. (м. Краматорськ, ДДМА)

У промисловості найширше застосування знайшли способи охолодження під час гартування в рідких середовищах на мартенсит (вода, мастило, водні розчини полімерів) та ізотермічне гартування в розплавах солей на бейніт [1, 2, 3, 4]. При гартуванні в рідких середовищах труднощі виникають при регулюванні швидкостей охолодження [5]. Це зумовлено особливостями взаємодії між виробами, що охолоджуються, і середовищем охолодження.

У результаті огляду традиційних способів гартування з погляду термодинаміки, матеріалознавства та механіки, основним параметром під час гартування слід вважати швидкість відводу тепла (охолодження), яка для отримання бажаних результатів має надійно регулюватися. Охолодження в рідких середовищах пов'язане з проходженням трьох основних стадій гартівного охолодження: плівкове кипіння, бульбашкове кипіння, конвективний теплообмін [6]. Усі ці стадії пов'язані з термодинамікою перетворення переохолодженого аустеніту сталей, зокрема, з типом діаграми ізотермічного перетворення аустеніту [7]. Можливе більше число стадій, а саме: ударне скипання в пристінному шарі, плівкове кипіння, перехідне кипіння, бульбашкове кипіння, конвективний теплообмін.

Слід зазначити, що на поверхні деталі в процесі гартування, можуть одночасно існувати всі перераховані вище режими теплообміну [8]. Регулювання зон охолодження відіграє важливу роль у структурі виробів. Перехід від плівкового кипіння до бульбашкового називають повторним змочуванням. У разі використання як гартівного середовища води або полімерних розчинів можна спостерігати чотири типи повторного змочування [7, 8]. При повторному змочуванні першого типу перехід від плівкового кипіння до бульбашкового відбувається за постійної швидкості руху межі розділу (плівкове кипіння – бульбашкове кипіння). У цьому випадку спостерігається сильне підвищення кінематики повторного змочування на гартування оброблюваної деталі. Так, під час руху межі бульбашкового кипіння, наприклад, знизу зразка в його верхню частину, висока твердість досягається на нижній частині зразка, у структурі якої можуть формуватися проміжні фази, які зумовлюють його нижчу твердість [8]. При повторному змочуванні другого типу відбувається раптовий перехід від плівкового кипіння до бульбашкового одночасно по всій поверхні деталі або зразка. Змочена поверхня зберігає контакт із рідиною протягом усього процесу охолодження. При цьому спостерігається рівномірне та інтенсивне охолодження деталі, яка гартується, що може бути використане під час інтенсивних методів гартування. Під час повторного змочування третього типу плівкове кипіння раптово змінюється бульбашковим, але водночас на поверхні оброблюваної деталі утворюються великі бульбашки, унаслідок

чого знижується тепловий потік від зразка до гартівної рідини, що може мати значний вплив на процес гартування. У ньому переважає режим перехідного кипіння. Під час повторного змочування четвертого типу відбувається раптовий перехід від плівкового кипіння до бульбашкового, а потім на поверхні виникає нова фаза плівкового кипіння, що змінюється черговим змочуванням. Такий процес може повторитися кілька разів. Повторне змочування зазначеного типу може також мати значний вплив на процес гартування. Встановлене явище періодичної появи і зникнення плівкового кипіння по всій поверхні деталі, яка гартується, пояснюється періодичною зміною критичної щільності теплового потоку [8].

Розглянуті чотири типи поверхневого змочування або режиму теплообміну при нестаціонарному кипінні в процесі гартування є тією основою, на базі якої можуть розроблятися сучасні технології термічного зміцнення сплавів. Так, на основі особливостей кипіння (поверхневого змочування) першого типу можна запропонувати оригінальну технологію гартування деякого виду інструменту, що вимагає підвищеної твердості його робочої частини і зниженої твердості хвостової частини. У цьому разі в процесі гартування достатньо створити умови для утворення плівкового кипіння від робочої частини інструмента до хвостової [8].

Ізотермічне гартування на бейніт у промисловості застосовується більшою мірою з кількох причин. Воно забезпечує можливість заміни поліпшення або звичайного гартування на мартенсит з подальшим високим відпуском простим одинарним термообробленням [9, 10].

Зазвичай ізотермічне гартування проводять у діапазоні температур 250 – 450 °С із зануренням виробів із температури аустенізації в розплавлені солі або луги [11]. Недоліком такої термообробки є забруднення навколишнього середовища, шкідливий вплив на термістів. Тому одним зі способів заміни селітрових ванн є застосування для ізотермічного гартування киплячого шару або застосовувати суху бейнітизацію в потоці газу. Основні технологічні параметри: температура аустенізації 860…960 °С, швидкість потоку газу 180…320 м/с (тиск азоту може бути збільшено до 0,5 МПа); температура бейнітизації 230…300 °С, витримка при температурі утворення бейніту 2–5 год [11].

Таким чином, вибір швидкостей охолодження під час термічної обробки сталей залежить від багатьох чинників: хімічного складу сплавів, структури на момент охолодження, способів охолодження, стану охолоджувальних середовищ, характеру розпаду аустеніту під час охолодження, а також багатьох інших умов, які важко врахувати. Тому вдосконалення умов охолодження, включно з вибором охолоджувальних середовищ, що забезпечують саморегулювання процесів охолодження з урахуванням впливу перерахованих факторів, є найважливішим завданням металургійної та машинобудівної промисловості. Найефективніший вплив на режими термічної обробки сталей надають умови охолодження виробів з температури аустенізації. Це пов'язано з тим, що в процесі охолодження відбувається не тільки утворення різних структур, а крім того, під час структурно-

фазових перетворень виділяється внутрішнє тепло, яке можна застосувати для додаткового поліпшення структури і властивостей сплавів. Можна припустити, що при використанні внутрішнього тепла потрібне охолоджувальне середовище, яке його акумулює і витрачає відповідно до термодинамічної стійкості переохолодженого аустеніту. З відомих середовищ для цих цілей можна використовувати ГЛ-1 (ГОСТ 5279-74), що застосовується в ливарному виробництві [12].

ЛІТЕРАТУРА

1. Дьяченко Ю.Г. Особливості охолодження конструкційної сталі у псевдотвердому середовищі Нейромережні технології та їх застосування НМЕі3 – 2019: матеріали вісімнадцятої Міжнародної наукової конференції 11–12.12.19. Краматорськ : ДДМА, 2019. С. 111.

2. Wang X.L., Wang Z.Q., Dong L.L., Shang C.J., Ma X.P., Subramanian S.V. New insights into the mechanism of cooling rate on the impact toughness of coarse grained heat affected zone from the aspect of variant selection. Materials Science and Engineering: A, 2017. Vol. 704. P. 448-458. https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.07.095.

3. Zhao Haitao, Palmiere Eric J. Influence of cooling rate on the grain-refining effect of austenite deformation in a HSLA steel. Materials Characterization. 2019. Vol. 158, 109990. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2019.109990.

4. Olasolo M., Uranga P., Rodriguez-Ibabe J.M., López B. Effect of austenite microstructure and cooling rate on transformation characteristics in a low carbon Nb–V microalloyed steel. Materials Science and Engineering: A. 2011. Vol. 528, Issue 6. P. 2559-2569. https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.11.078.

5. Tkachev E., Borisov S., Belyakov A., Kniaziuk T., Vagina O., Gaidar S., Kaibyshev R. Effect of quenching and tempering on structure and mechanical properties of a low-alloy 0.25C steel. Materials Science and Engineering: A. 2023. Vol. 868. 144757. https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.144757

6. Кобаско Н.И. Технологические аспекты охлаждения при закалке. МИТОМ. 1991. 4. С. 2-8.

7. Попов А.А., Попова Л.Е. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана: справочник термиста. 3-е изд. Москва : Металлургия. 1991. 503 с.

8. Коваленко Г.В. Моделирование нестационарного кипения при закалочном охлаждении в воде. Промышленная теплотехника. 1986. 8, 6. С. 29 – 36.

9. Ranjan Ravi, Brat Singh Shiv. Isothermal bainite transformation in low-alloy steels: Mechanism of transformation. Acta Materialia. 2021. Vol. 202. P. 302-316. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.10.048.

10. Lan Liangyun, Yu Meng, Qiu Chunlin. On the local mechanical properties of isothermally transformed bainite in low carbon steel, Materials Science and Engineering: A. 2019. Vol. 742. P. 442-450. https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.11.011.

11. Heuer V., Loser K., Ruppel J. Dry bainitizing - A new process for bainitic microstructures. Heat Treat and Mater. 2009. 1. С. 28-33.

12. Пат. 43690 Україна. Спосіб термічної обробки. Заблоцький В.К, Фельдман В.Є., Фесенко А. М., Федорінов В.А., Шимко О.І., Мелещенко І.Ю., Фесенко М.А., Корсун В.А., Шимко В.І. № U 200903360; заявл. 08.04.2009; опубл. 25.08.2009, Бюл. № 16.

ВПЛИВ ВАНАДІЮ НА ВЛАСТИВОСТІ СТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ

Іванова Л. Х., Хрінік Є. В. (м. Дніпро, УДУНТ)

Постановка проблеми. Сталь марки 110Г13Л ДСТУ 8781:2018 – це найпоширеніший метал для виготовлення змінного гірничодобувного обладнання. Широке застосування сталі обумовлюється високим рівнем експлуатаційних та механічних властивостей, а також унікальною здатністю до підвищення міцності у процесі дії механічних навантажень.

Аналіз експлуатації зносостійких виливків зі сталі 110Г13Л показує, що головною причиною зносу є стирання в результаті недостатньої стійкості їх поверхні при дії абразивного матеріалу.

Відомо, що механічні властивості стали 110Г13Л у виливках значно нижчі регламентованих нормативним документом. І тут немає протиріччя, тому що умови кристалізації реальних виливків істотно відрізняються від кристалізації пробних брусків, на яких визначали властивості для внесення до нормативного документа.

Одним із шляхів зміцнення високомарганцевистої сталі є її легування. Перспективним слід вважати додаткове легування аустенітної сталі таким елементом, як ванадій. Розчинність цього елемента в аустеніті збільшується зі збільшенням в сталі марганцю [1].

Метою дослідження було визначення впливу легування ванадієм на властивості сталевих виливків з метою збільшення терміну їхньої служби.

Ванадій є сильним карбідоутворювальним і нітридоутворювальним елементом у високомарганцевистій сталі. Він здатний утворювати тугоплавкі і тверді частинки нітридів і карбідів, що регулюють процеси кристалізації і зміцнюють аустенітну матрицю сталі. Крім того, дослідження показали, що присадки ванадію змінювали природу і характер розподілу неметалевих включень у сталі. З'являлилися нітриди та карбонітриди ванадію. Ці включення були додатковими центрами кристалізації, подрібнюючи на 1-2 бали зерна аустеніту [2]. Дослідження макроструктури матеріалу дослідних виливків показало, що легування ванадієм призводило до подрібнення структури сталі [3].

У високомарганцевисту сталь ванадій вводили для підвищення зносостійкості, що було ефективним (табл. 1). Зменшення зношування зразків при присадках ванадію становило 22,9% та 24,7%.

Таблиця 1 – Вплив ванадію на зношування зразків

Номер зразка	Хімічний склад, %				Знос, г
	C	Mn	Si	V	
1	1,15	11,59	0,69	-	0,9298
2	1,14	11,92	0,72	0,35	0,7165
3	1,18	12,56	0,94	0,65	0,7006

Для деяких виливків найбільш важливим критерієм надійності в роботі є здатність сталі витримувати навантаження при ударному розтягуванні або

стисканні, а тому підвищення цих показників призводить до збільшення експлуатаційних характеристик виливків. У зв'язку з цим дослідили вплив легування ванадієм на механічні властивості литої високомарганцевистої сталі (табл. 2). У кількості 0,35% присадки ванадію ефективні для підвищення міцності сталі та сильно впливають на ударну в'язкість марганцевистої сталі.

Таблиця 2 – Вплив ванадію на механічні властивості литої сталі

Зміст ванадію, %	Механічні властивості			
	$\sigma_в$, МПа	δ, %	ψ, %	KCU, кДж/м^2
–	660	28,1	26,6	216
0,35	830	32,4	29,4	227
0,55	780	22,5	21,6	174

Як видно з наведених у таблиці даних, присадка ванадію в кількості 0,35% підвищувала механічні властивості сталі, а підвищення концентрації ванадію до 0,65% виявилося неефективним. Це пояснюється тим, що підвищення присадки ванадію сприяло утворенню по границях зернин аустеніту плівкових включень ванадієвої шпінелі, яка легко викришувалася абразивом.

Дослідження впливу ванадію на зносостійкість сталі 110Г13Л в умовах сильного ударного навантаження показало, що ванадій забезпечує підвищення зносостійкості сталі, якщо його вміст у металі не перевищував 0,4%. Найкращі показники були у сталі із вмістом ванадію 0,35%, причому її зносостійкість підвищувалася на 23%.

Легування ванадієм найефективніше, якщо в сталі 110Г13Л є титан у кількості 0,04-0,07%. Спільні присадки титану і ванадію різко подрібнювали структуру сталі. Однак слід зазначити, що для отримання стабільних експлуатаційних властивостей деталей з комплексним модифікуванням виняткову роль відіграє режим термообробки.

Висновки. В роботі представлені та проаналізовані результати лабораторних і промислових експериментів, що присвячені дослідженню впливу легування ванадієм високомарганцовистої сталі для лиття броней конусних дробарок з метою збільшення терміну їх роботи. Дослідження впливу ванадию на зносостійкість стали 110Г13Л показало, що найліпші характеристики мала сталь з вмістом ванадію 0,35%, за цього її зносостійкість підвищувалася на 23 %.

ЛІТЕРАТУРА

1. Козлов, Л.Я. Производство стальных отливок / Л.Я. Козлов, В.М.Колокольцев, К.Н. Вдовин. - М.: МИСИС. - 2003. - 352 с.

2. Зимокос, Г.Н., Павлов Г.С., Шерстюк А.А. Повышение надежности и долговечности деталей горного и дробильно-размольного оборудования из высокомарганцевой стали 110Г13Л: сборник. - К.: УкрНИИНТИ. - 1971.- №4.- С.251-258.

3. Адаменко, Л.А., Иванова Л.Х. Ванадий в крупных стальных отливках/ Л.А. Адаменко, Л.Х. Иванова // Новини науки Придніпров'я.- 2012.- № 1-2.- С.23-26.

ВПЛИВ БОРУ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ АНТИФРИКЦІЙНИХ ТА ЗНОСОСТІЙКИХ ЧАВУНІВ

Іванов В. Г., Матвейшин М. В., Сокульський В. О.
(м. Запоріжжя, НУ «Запорізька політехніка»)

Відомо, що бор є одним із ефективніших легуючих компонентів залізовуглецевих сплавів. Додавання його навіть у невеликих кількостях значно підвищує міцність, твердість, зносостійкість, а також покращує прогартовування та опір втомі сталей і сплавів. При плавці білих нелегованих чавунів, що використовують для переробки у ковкий, модифікування бором застосовують для пригнічення утворення графіту при первинній кристалізації та для прискорення графітизації при відпалі. Бор за своїми атомними характеристиками найбільш схожий з вуглецем, має обмежену розчинність у залізі та при перевищені цієї межі утворює борокарбіди заліза.

Вивчали вплив бору на структуру і властивості сірих і високохромистих білих чавунів (табл.1).

Таблиця 1 – Хімічний склад дослідних чавунів

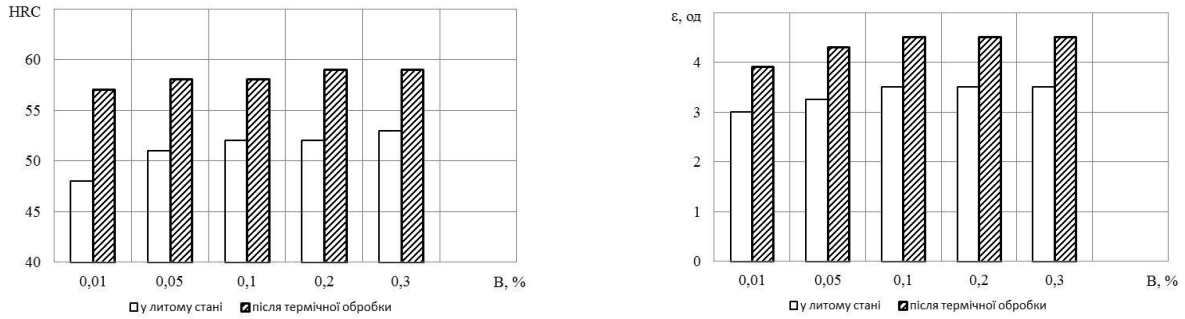
Вид чавуну	Хімічний елемент, мас. частка, %						
	C	Si	Mn	S	P	Cu	Cr
Сірий антифрикційний	3,1…3,2	1,8…1,9	0,4…0,5	0,04	0,2	0,7…0,8	-
Білий зносостійкий	2,4…2,6	0,4...0,6	2,0…3,0	0,03	0,03	-	19…21

Плавку чавунів проводили в індукційних печах з використанням чушкових чавунів і стандартних феросплавів. Мікролегування бором (0,02 – 0,30 %) виконували методом фракційного розливання у ківш, після додавання 0,1 % алюмінію та 0,1% силікокальцію. Заливали стандартні циліндричні зразки діаметром 30 мм для визначення механічних властивостей і зносостійкості. Термічну обробку проводили у електричних камерних печах типу СНОЛ. Сірі чавуни досліджували у литому стані та після гартування з 1000 ºС. Для високохромистих чавунів проводили також двостадійну термічну обробку: відпал і нормалізацію при температурі 1000 ºС. Триботехнічні випробування сірих чавунів проводили на машині тертя СМЦ-2 за схемою “ролик - колодка”. Відносну зносостійкість зразків з високохромистих чавунів вимірювали у обертовому барабані (зі швидкістю 40 обертів на хвилину) протягом 100 годин в різних абразивних сумішах (кварцовому піску, гравії, корунді). Мікроструктуру чавунів досліджували на оптичному мікроскопі МІМ-8М.

Встановлено, що додавання бору до сірих чавунів подрібнює вкраплення графіту і викликає утворення у литому стані однорідної перлітної структури вже при 0,05 % В. Збільшення кількості бору сприяє зростанню дисперсності евтектичних графітних колоній і перліту та збільшує схильність до утворення первинного цементиту. Утворення у сірому

чавуні карбоборидів і більш дисперсної та твердої евтектики, ніж фосфідна, зменшує інтенсивність зношування та збільшує твердість – до 100 одиниць HRB.

Найбільш ефективно є мікролегування бором зносостійких високохромистих чавунів. Так твердість мікролегованих бором чавунів збільшувалась з 47 до 54 одиниць HRC у литому стані і до 59 одиниць після нормалізації. Аналогічна тенденція зберігалась і у збільшенні відносної зносостікості на гравії (рис. 1.).



а б

Рис. 1 Вплив бору на твердість (а) та відносну зносостійкість (б) дослідного високохромистого чавуну

Причому ефективність добавки бору у високохромисті чавуни обмежується 0,05 – 0,10 %. Більший вміст бору практично не змінює твердість та відносну зносостійкість. Також термічна обробка високохромистих чавунів дещо нівелює ефективність легування бором. Збільшення твердості та зносостійкості пояснюється збільшенням кількості дрібнодисперсних карбідів бору та більш сприятливого їх розташування.

Спеціально проведені мікрорентгеноструктурні дослідження показали, що наявність бору приводить до збагачення твердого розчину хромом, внаслідок переходу його з карбідів. Тобто під впливом бору не тільки збільшується кількість боридної фази, а і змінюється хімічний склад її компонентів – карбіди збіднюються на хром та насичуються залізом.

Таким чином, підтверджено позитивний вплив бору на структуру і властивості як сірих антифрикційних чавунів, підвищуючи їх стійкість при контактному терті та здатність протистояти утворенню задирів у широкому інтервалі температур, так і високохромистих чавунів, де бор сприяє зміні морфології карбідів, перерозподілу хрому між карбідами та матрицею, що підвищує зносостійкість в абразивних середовищах і експлуатаційні властивості литих виробів. Оптимальна кількість бору у дослідних чавунах становила 0,05 – 0,10 %, який рекомендовано додавати разом із елементами з високою спорідненістю до кисню та азоту, що здатні зв’язати їх у міцні сполуки і зменшити інтенсивність взаємодії з бором.

ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ ОТРИМАННЯ АЛЮМІНІЄВО-КРЕМНІЄВИХ СПЛАВІВ ІЗ ЦИРКОНІЄМ

Іванченко Д. В., Ямшинський М. М., Лютий Р. В.
(м. Київ, НТУУ «КПІ ім. І. Сікорського»)

Згідно з діаграмою стану Zr-Si, у сплавах, які мають у своєму складі обидва цих елементи, є можливим утворення тих чи інших силіцидів цирконію. За певного вмісту кремнію (> 7 %) в умовах нерівноважної кристалізації є можливим утворення на межах зерен дисиліциду цирконію ($ZrSi_2$), який додатково може розчиняти у своєму складі до 9 % Al. Ці виділення є крихкою фазовою складовою в алюмініво-кремнієвих сплавах, тому рівень механічних характеристик цих сплавів знижується [1, 2].

Відомо, що кремній не розчиняється в алюмініді цирконію, а отже не може змінювати кількість первинних кристалів Al_3Zr, утворених за умов таких технологічних способів отримання Al-Si сплавів, які передбачають попереднє насичення алюмінію цирконієм з подальшим додаванням до нього за допомогою лігатури певної кількості кремнію [2].

У сплавах системи Al-Cu та у сплавах системи Al-Si, легованих міддю, збільшення вмісту останньої призводить до «зменшення товщини зони, пересиченої цирконієм», тобто зменшує розчинність цирконію в алюмінії, а тому для сплавів алюмінію, які вміщують мідь, є технологічно доцільним також роздільно насичувати алюміній цирконієм та проводити легування цього сплаву іншими легувальними елементами [3].

Тому вибрано технологію, яка передбачає роздільне додавання до розплаву алюмінію легувальних елементів: в першу чергу цирконію у складі комплексного флюсу і тільки після засвоєння цирконію розплавом додавання решти легувальних елементів.

Плавлення і оброблення комплексним флюсом проводили в лабораторній шахтній печі типу СШОЛ-4,6/12-М3, термічне оброблення – у муфельній печі типу СНОЛ-1,6.2,5.1/11-М2. Як шихтові матеріали використано: алюміній первинний марки А7, алюмінієво-марганцеву лігатуру AlMn10(А), магній первинний Мг90, алюмінієвий сплав АК12пч (ДСТУ 2839-94) у чушках. Тигель плавильної печі фарбували захисною фарбою на основі оксиду цинку. Переважно використовували плавильний інструмент із титанового сплаву.

Дослідження мікроструктури та мікроспектральний аналіз для з'ясування хімічного складу фазових складових проводили на растровому електронному мікроскопі РЕМ106И.

Плавлення сплавів АК5М та АК5М2 проводили у дві стадії.

На першій стадії у розплавлений і доведений у шахтній печі опору до температури 700-900 °С рідкий алюміній марки А7 додавали тетрафторид цирконію у складі механічної суміші із фторидом літію і фторидом натрію. Суміш наносили на ретельно очищену поверхню алюмінію, витримували до розплавлення флюсу та замішували в розплав до повного розчинення, після чого піч вимикали і розплав охолоджувався та кристалізувався в тиглі разом із піччю.

На другій стадії модифікований указаним способом сплав розплавляли в печі опору, після чого додавали чушковий сплав АК12пч і ретельно перемішу-

вали упродовж 15 хв. Після цього розчиняли в отриманому розплаві магній Мг90 та мідь М00. У металевих формах отримували зразки, призначені для дослідження мікроструктури, визначення міцності та відносного подовження. Як покривний флюс використовували $MnCl_2$.

Як встановлено в результаті мікроструктурних досліджень, сплав АК5М, насичений цирконієм із флюсу (вміст у флюсі ZrF_4 – 1,7 %), та термооброблений за режимом Т5, являє собою розчин кремнію та міді в алюмінії і, інтерметалідні сполуки, наближені за своїм складом до Al_3Zr та Al_2Cu (точки 1-3 на рис.1).

У випадку, коли вміст тетрафториду цирконію у флюсовій композиції складав 2,5 %, додатково у сплаві утворилася сполука, яка містить 88 % Al, 4,8 % Si, 2 % Cu, 0,36 % Mg та 4,8 % Zr (точка 4 на рис. 1) та 60,79 % Al, 9,52 % Si, 28,73% Fe, 0,33 % Cu та 0,33 % Mg (точка 5 на рис.1). Загалом до сплаву вдалося перевести 1,0-1,1 % Zr.

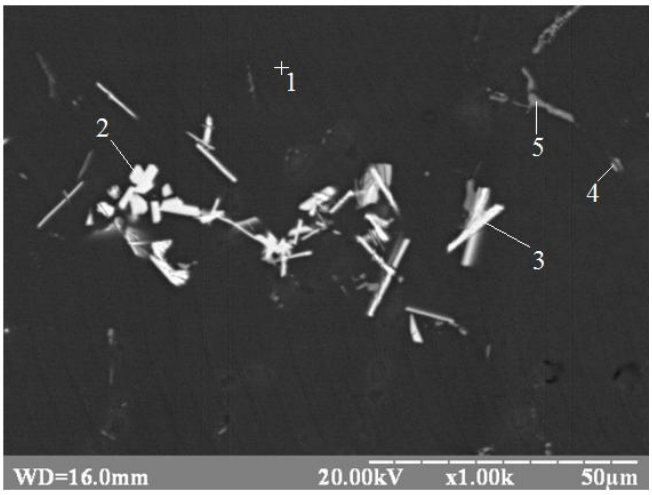


Рис. 1. Мікроструктура сплаву АК5М, насиченого цирконієм із флюсу та термообробленого за режимом Т5 (збільшення у 1000 разів)

Мікроструктура сплаву АК5М2 відрізняється тим, що, крім розчину міді та кремнію в алюмінії та фази $AlZr_3$, в якій певна кількість атомів цирконію заміщена атомами кремнію та міді, наявною є фаза приблизного складу $Al_{58}Cu_{24}Si_{17}$.

Після термічного оброблення з'являється ще певна кількість фаз, склад яких і вплив на властивості сплавів на сьогодні вже відомі.

Подяка.

Роботу виконано за фінансової підтримки Національного фонду досліджень України в рамках виконання проєкту «Розробка легованих та модифікованих литих алюмінієвих сплавів авіаційного призначення».

ЛІТЕРАТУРА

1. Гасик М. И., Лякишев Н. П. Теория и технология электрометаллургии ферросплавов: Учебник для вузов – москва: СП Интернет Инжиниринг, 1999. – 764 с.

2. Petrow G., Effenberg G. Aluminium-silicon-zirconium Ternary alloys. – VCH, Weinheim, Germany. – 1993. – Vol. 7 – P 2 - 12.

3. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов / Мондольфо Л. Ф.; [пер. с англ. Лещинер Л. Н., Сандлер В. С. и др.] – москва: Металлургия, 1979. – 639 с.

НОВІ РІШЕННЯ В ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ СКЛАДНОПРОФІЛЬНИХ ВИЛИВКІВ ДЛЯ ОДЕРЖАННЯ ДЕТАЛЕЙ ВІДПОВІДАЛЬНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

Квасницька Ю. Г., Калюжний П. Б., Нога В. О., Квасницька К. Г., Нейма О. В., Божко В. О. (м. Київ, ФТІМС НАН України)

Виготовлення таких складних елементів газотурбінного двигуна, як робочі лопатки, є важким технологічним процесом через їх складну геометрію. Необхідно контролювати багато критичних поверхонь та досягати високої точності геометричних параметрів деталей на рівні 5-7 квалітетів. Крім того, шорсткість поверхні повинна бути не більше 1,25 мкм. Основними чинниками якості таких складнопрофільних деталей є вибір оптимального технологічного процесу виплавлення лопаток і підбір керамічних матеріалів для форм, стрижнів і фільтрів, які б забезпечити отримання виливків високої геометричної точності. Слід зазначити, що вогнетривкі матеріали для отримання лопаток з орієнтованою (спрямованою або монокристалічною) структурою повинні витримувати значно більш тривалий контакт з розплавом перегрітого металу порівняно з виробами, призначеними для деталей з полікристалічною рівноосною структурою [1].

У ФТІМС НАН України проведено комплекс робіт по вдосконаленню технологічного процесу одержання складнопрофільних виливків методом спрямованого твердіння. Здійснено аналіз ливарних дефектів при спрямованому твердінні складно-профільних виливків жароміцних корозійностійких сплавів на нікелевій основі. Також проаналізовані матеріали для виготовлення керамічних оболонок, що використовуються на теперішній час і які можуть сприяти вдосконаленню технологічного процесу виготовлення для лиття лопаток ГТД. Для досліджень в якості наповнювача обрано корунд, як найбільш розповсюджений матеріал для виготовлення форм, саме він використовується на підприємствах – виробниках газотурбінних двигунів. В якості зв’язувального компонента на цих заводах використовують гідролізований етилсилікат. Глядячи на сучасні світові тенденції та екологічний стан навколишнього середовища запропоновано дослідити звязуючі на водній основі: Remasol та кремнезоль (Сілікосоль). Загалом дослідні зразки кераміки з етилсилікатом показали невисоку міцність, Кераміка з кремнезолем в більшості випадків показує вищу міцність ніж кераміка з Remasol, хоча обидва зв’язувальні компоненти складаються з колоїдного кремнезему. Це пояснюється вищим вмістом кремнезему в кремнезолі та більшою його масовою часткою в суспензії. Кераміки з Remasol в більшості випадків мають вищу міцність на вигин як в сирому так і прожареному стані ніж кераміки з ЕТС [2].

На наступному етапі було проаналізовано и проведено вибір пластика для 3D-друку моделей керамічних оболонкових форм. Проведено аналіз технологічних характеристик різних модельних пластиків, включаючи їхню розмірну точність, зольність, коефіцієнт лінійного термічного розширення (КЛТР), усадку та вартість. І так, для виготовлення моделей конкретних

виливків було обрано PLA (полілактид) Цей матеріал є одним із найпоширеніших термопластиків і повністю біорозкладним, оскільки складається з полімерів молочної кислоти. Виробництво полілактиду базується на використанні натуральної сировини, такої як кукурудза та цукровий очерет. Однією з ключових переваг PLA для 3D-друку є його низька температура плавлення (180–220 °C). Цей матеріал має густину 1240 кг/м³ і температуру кипіння 227 °C. Також для ремонту складнопрофільних деталей, що одержують лиття за моделями, що витоплюються, є перевага в економічної складової використання 3D принтерів, де використовуються полілактиди PLA [3].

Розроблено технологічні схеми виготовлення керамічних форм зі зв'язувальним компонентом на водній основі за моделями, одержаними 3D-друком, для малосерійного виробництва складнопрофільних деталей зі сталі. Використання водного сполучного матеріалу за розробленою технологією покращує якість поверхні виливків і допомагає усунути проблеми з недоливами завдяки кращому «диханню» оболонок. Вирішуються проблеми пожежної безпеки та проблеми пов'язані з очищенням викидів, оскільки водні сполучні матеріали не містять розчинників або летких речовин.

При спрямованому твердінні для запобігання зародженню лишніх кристалів необхідно регулювати швидкість охолодження шляхом зміни швидкості пересування керамічних форм з розплавом залежно від геометрії виливків. Для вивчення впливу технологічних параметрів на структуру сплаву СМ88 розробляється програмне забезпечення для автоматизації управління нагрівом та кристалізацією в установці УВНК-8П з метою оптимізації процесу отримання виливків з жароміцних сплавів для деталей відповідального призначення і покращення їх якісних характеристик, на основі даних отриманих в ході експериментів та досліджень. Програмне забезпечення дозволяє контролювати ключові параметри направленої кристалізації такі як: температура в камері розплаву УВНК-8П; температура рідкого охолоджувача (Al); градієнт температур на площі виливка та швидкість направленої кристалізації. [4].

ЛІТЕРАТУРА

1. Г.П. Мяльніца, А.М. Верховлюк, А.В. Нарівський, Ю.Г. Квасницька, О.Й. Шинський, І.І. Максюта Матеріали і технології для лопаток вітчизняних промислових газотурбінних двигунів: К.: Наукова думка. – 2023р. 180 с. ISBN: 978-966-000-1810-5

2. Калюжний П.Б., Квасницька К.Г., Нейма О.В., Михнян О.В., Лютий Р.В. Вивчення властивостей керамічних ливарних форм і суспензій зі зв'язувальними компонентами на водній основі // Процеси лиття, 2024, №3 (157), С. 28-35, https://doi.org/10.15407/plit2024.03.028

3.Нейма О.В., Дорошенко В.С., Квасницька К.Г. / Аналіз 3D-друку моделей для вибору пластика, що газифікується // Міжнародна наукова конференція «матеріали для роботи в екстремальних умовах – 12» (15 – 16 грудня 2022р., м. Київ) – С. 91-92.

4. Kvasnytska K.H., Kvasnytska Y.H., Parkhomchuk Z.V., Noha V.O., Veis V.I. & Kaliuzhnyi P.B. Features of the formation of a directional structure of complex-profile castings. Book, Welding and Related Technologies, Proceedings of the VIIth International Conference on Welding and Related Technologies (WRT 2024, 7-10 October 2024, Yaremche, Ukraine), pp. 34-37.

ФАЗОВІ РІВНОВАГИ В СИСТЕМІ Ti-Nb-Sn

Кобилінська М. С., Фартушна Ю. В., Буланова М. В.
(м. Київ, ІПМ НАН України)

Титанові сплави привертають великий інтерес завдяки своїй низькій щільності, технологічності, високій міцності, корозійна стійкості, нетоксичності, біоінертності тощо. Вони є перспективними матеріалами в багатьох галузях, особливо в біомедичному аспекті. Легування ніобієм пригнічує утворення фаз α, α' та α", тоді як олово зменшує утворення крихкої ω-фази, стабілізуючи β-фазу. Сплави на основі системи Ti–Nb–Sn розглядаються як нові титанові β-сплави, які є біоінертними, мають високу міцність та низький модуль Юнга, значно нижчий ніж у сплаву Ti–6Al–4V (110 ГПа) та інших титанових β-сплавів, розроблених для біомедичних застосувань, тобто набагато ближчий до людської кістки (10–30 ГПа). Нещодавно нами було показано, що інтерметалід Ti_3Sn має високу пластичність і аномально низький модуль Юнга (близько 5 ГПа), а отже цікавий як демпфуючий матеріал [1, 2]. Тому, в даній роботі методами диференційного термічного (ДТА), рентгенофазового (РФА), мікроструктурного (МСА) та локального рентгеноспектрального аналізів (ЛРСА) вивчено фазові рівноваги в системі Ti–Nb–Sn, інформація про фазові перетворення в якій обмежена двома ізотермічними перерізами при 700 та 900 °С [3, 4].

За результатами дослідження побудовано проекції поверхонь ліквідусу та солідусу системи Ti–Nb–Sn у всьому діапазоні концентрацій, які наведено на рис. 1. Пунктирними лініями на рис. 1 позначені границі фаз, які потребують додаткових експериментальних досліджень.

Найбільш цікавою рисою системи Ti–Nb–Sn є утворення потрійної сполуки $Ti_3Nb_3Sn_2$ (τ_1) (структурний тип Cr_3Si, *cP*8-*Pm*3*n*), існування якої підтверджено нами в результаті вивчення сплавів системи Ti–Nb–Sn в литому та відпаленому при 1500 °С протягом 30 год. Встановлено, що τ-фаза має значну область гомогенності (рис. 1), яка розташована по ізоконцентраті ~21-25 ат.% Sn від ~14 до ~45 ат.% Nb.

Крім фази на основі потрійної сполуки, в системі Ti–Nb–Sn при температурі солідусу в рівновагах беруть участь фази на основі подвійних сполук Ti_3Sn, Ti_2Sn, Ti_5Sn_3, Ti_6Sn_5, Ti_2Sn_3, Nb_3Sn, Nb_6Sn_5, $NbSn_2$, а також тверді розчини на основі компонентів (βTi, Nb) і (Sn). Серед них найбільшу ширину області гомогенності має станід ніобію Nb_3Sn. Розчинність нікелю у цій фазі при температурі солідусу, встановлену базуючись на сукупності даних ЛРСА та МСА, становить ~26 ат.%. Станіди титану Ti_3Sn, Ti_2Sn, Ti_5Sn_3, Ti_6Sn_5 також мають значні області гомогенності, розчинність нікелю в яких при температурі солідусу становить близько 10, 18, 15 і 22 ат.%, відповідно.

Поверхня ліквідусу системи Ti–Nb–Sn характеризується наявністю десяти полів первинної кристалізації фаз на основі потрійної сполуки τ, фаз на основі подвійних сполук Ti_3Sn, Ti_2Sn, Ti_5Sn_3, Ti_6Sn_5, Ti_2Sn_3, Nb_3Sn, Nb_6Sn_5, $NbSn_2$ та твердих розчинів на основі компонентів (βTi, Nb) і (Sn).

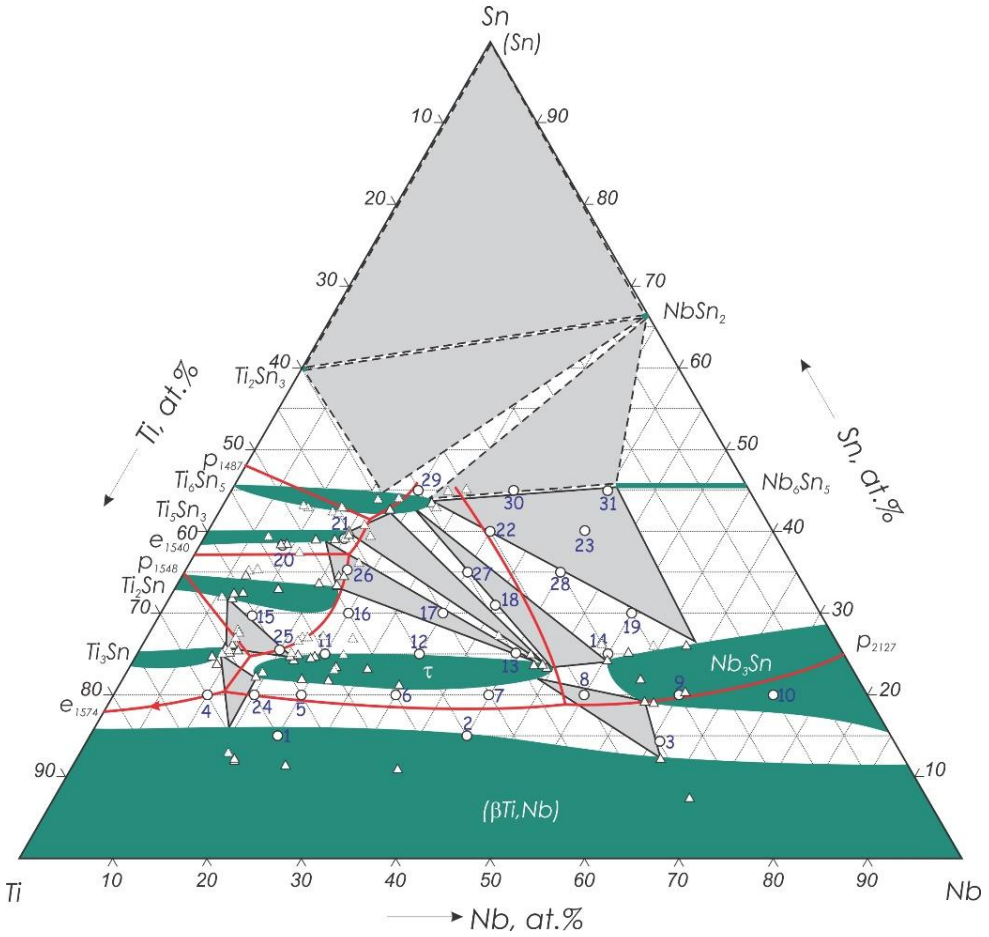


Рис. 1. Проєкції поверхні ліквідусу і солідусу системи Ti–Nb–Sn

Описані вище фази утворюють на поверхні солідусу десять трифазних областей: (βTi, Nb) + τ + Ti_3Sn, (βTi, Nb) + τ + Nb_3Sn, τ + Ti_3Sn + Ti_2Sn, τ + Ti_2Sn + Ti_5Sn_3, τ + Ti_5Sn_3 + Ti_6Sn_5, τ + Ti_6Sn_5 + Nb_3Sn, Ti_6Sn_5 + Nb_3Sn + Nb_6Sn_5, Ti_6Sn_5 + Ti_2Sn_3 + $NbSn_2$, Ti_6Sn_5 + Nb_6Sn_5 + $NbSn_2$ Ti_2Sn_3 + $NbSn_2$ + (Sn) та відповідні двофазні області. Положення вершин кутів трифазних областей трикутників, так само, як взаємну розчинність компонентів в фазах та конфігурацію границь областей гомогенності фаз визначали за результатами ЛРСА та РФА. Границі цих областей також підтверджено однаковими значеннями періодів кристалічних ґраток фаз. Температуру солідусу трифазних областей визначено за результатами дослідження методом ДТА та/або Пірані-Альтертума.

ЛІТЕРАТУРА

1. Vdovychenko O.V., Bulanova M.V., Fartushna Yu.V., Shcheretsky A.A. Dynamic mechanical behavior of intermetallide Ti_3Sn, Scr. Mater. 62 (2010) 758-761.

2. Vdovychenko O., Ivanova O., Podrezov Yu., Bulanova M., Fartushna Yu. Mechanical behavior of homogeneous and nearly homogeneous Ti3Sn: Role of composition and microstructure. Mater. Des., 125 (2017) 26-34.

3. Wang J., Liu L., Zhang L., Tuo B., Bai W., Wu D. Experimental investigation of the Ti-Nb-Sn isothermal section at 1173 K. Metals, 6(3) (2016) 60.

4. Wang J.L., Liu L.B., Zhang X.D., Bai W.M., Chen C.P. Isothermal section of the Ti-Nb-Sn ternary system at 700° C. Journal of Phase Equilibria and Diffusion, 35(3) (2014) 223-231.

АНАЛІЗ ХАРАКТЕРУ ФАЗОВИХ РІВНОВАГ У ПОТРІЙНІЙ СИСТЕМІ Al–Ti–Fe

Корнієнко К. Є. (м. Київ, ІПМ НАН України)

Сплави потрійної системи Al–Ti–Fe становлять великий практичний інтерес у зв'язку з перспективністю їх розробки в якості медичних матеріалів [1] та для застосування у високотемпературних умовах, оскільки їм притаманна висока корозійна стійкість, і мають нижчу густину порівняно з іншими матеріалами на основі заліза, такими як чавун і нержавіюча сталь. Загалом, сплави на основі системи Al–Fe, зокрема, з титаном, мають порівняно невисоку вартість, а можливості їх виробництва та обробки є широкодоступними. З огляду на температури їх плавлення, які знаходяться переважно в інтервалі 1400–1200 °C, ці сплави можуть використовуватися при робочих температурах до 1000 °C. Оскільки їхні міцність та опір повзучості при таких високих температурах залишаються недостатніми, необхідна подальша розробка сплавів із покращеними властивостями.

Науковим базисом для пошуку та дизайну нових функціональних та конструкційних матеріалів із заданим та керованим комплексом властивостей є діаграми стану відповідних багатокомпонентних систем та супутня інформація щодо фізико-хімічної взаємодії, яка визначає їх будову. До такої інформації належить кристалічна структура твердих фаз та термодинамічні властивості твердих і рідкої фаз. Наявність даних щодо хімічного і фазового складу та структури сплавів, концентраційно-температурних інтервалів стабільності фаз та процесів їх утворення дають змогу цілеспрямовано обирати склад та умови термообробки матеріалів.

Нами проаналізовано сучасний стан досліджень та проведено узагальнення літературних даних щодо фазових рівноваг та термодинаміки сплавів потрійної системи Al–Ti–Fe. Результати викладено у критичному огляді [2], опублікованому у довіднику "Ternary Alloys", надрукованому у видавництві MSI (Materials Science International) у 2022 році. Фазові рівноваги у системі, в тому числі за участю рідини, були вивчені досить докладно. Виявлено існування чотирьох потрійних фаз із структурами, відмінними від фаз, що утворюються в обмежуючих подвійних системах — на основі сполук $TiFe_2Al$ (τ_1), Ti_2FeAl (τ_2), $Fe_6(Al, Ti)_{23}$ (τ_3) та Ti_3FeAl_8 (τ_4).

Останні версії проекції поверхні ліквідуса системи Al–Ti–Fe на концентраційний трикутник та схеми реакцій при кристалізації сплавів її запропоновано у роботі [3]. Дещо пізніше опубліковано узагальнення

одержаних результатів з невеликими уточненнями зазначених елементів діаграми стану [4]. Відомості щодо будови поверхні солідуса системи Al–Ti–Fe у літературі відсутні, хоча інформація щодо характеру фазових рівноваг при різних температурах представлена досить широко.Згідно з літературними даними, також побудовано серію ізотермічних розрізів діаграми стану потрійної системи Al–Ti–Fe в інтервалі температур від 1400 до 800 °C.

ЛІТЕРАТУРА

1. Zwicker U., Breme J., Nigge K. Optimizing the Microstructure of Implant Alloy $TiA1_5Fe_{2.5}$ by Microprobe Analysis. Progress in Materials Analysis. Vol. 2 / за ред. M. Grasserbauer & W. Wegscheider. Mikrochimica Acta [Wien], Suppl. 11. Wien, New York: Springer-Verlag, 1985. P. 333–341. Doi:10.1007/978-3-7091-8840-8.

2. Stein F., Korniyenko K. Aluminium–Iron–Titanium. Ternary Alloys: A Comprehensive Compendium of Evaluated Constitutional Data and Phase Diagrams. Selected Al–Fe–X Ternary Systems for Industrial Applications: довідник / за ред. F. Stein, M. Palm. Stuttgart: MSI, Materials Science International, 2022. Vol. 21. P. 474–515.

3. Ducher R., Stein F., Viguier B. та ін. A re-examination of the liquidus surface of the Al–Fe–Ti system. Zeitschrift fùr Metallkunde. 2003. Vol. 94, No 4. P. 396–410. Doi:10.1515/ijmr-2003-0071.

4. Palm M., Lacaze J. Assessment of the Fe–Al–Ti System. Intermetallics. 2006. Vol. 14, No 10–11. P. 1291–1303. Doi:10.1016/j.intermet.2005.11.026.

ОСОБЛИВОСТІ ФІЗИКО-ХІМІЧНОЇ ВЗАЄМОДІЇ У ЧЕТВЕРНІЙ СИСТЕМІ Al–Ti–Cr–Ni

Корнієнко К.Є. (м. Київ, ІПМ НАН України)

Сплави четверної системи Al–Ti–Cr–Ni є перспективними для практичного застосування в якості евтектичних високоентропійних сплавів (ЕВЕС) та багатокомпонентних суперсплавів на основі нікелю. Евтектичні високоентропійні сплави, які поєднують у собі переваги високоентропійних сплавів (ВЕС) та евтектичних сплавів, і при цьому мають практично рівноважну мікроструктуру, є кандидатами для застосування при високих температурах. Зокрема, їм властива гарна ливарність, що дозволяє проводити їх виготовлення у вигляді злитків промислового масштабу шляхом прямого лиття, що дозволяє зменшити значну неоднорідність складу, яка зазвичай спостерігається у ВЕС. Евтектичний високоентропійний сплав може містити дві або більше фаз. У системі Al–Ti–Cr–Ni складовими ВЕС або ЕВЕС є фаза Ґейслера складу $TiNi_2Al$ з гранецентрованою кубічною структурою ($L2_1$) та фаза на основі сполуки з об′ємноцентрованою кубічною структурою B2 (NiAl або TiNi). Також ці сплави можуть містити твердий розчин на основі хрому з об′ємноцентрованою кубічною кристалічною структурою. Перспективною для подальших досліджень та розробки нових сплавів є також область існування суперсплавів на основі нікелю, які складаються з нікелевого твердого розчину та зміцнювальної інтерметалічної сполуки Ni_3Al (γ') із гранецентрованою структурою ($L1_2$), яка присутня в обмежуючій подвійній системі Al–Ni.

Науковим базисом для пошуку та дизайну нових функціональних та конструкційних матеріалів із заданим та керованим комплексом властивостей є діаграми стану відповідних багатокомпонентних систем та супутня інформація щодо фізико-хімічної взаємодії, яка в діаграмах стану не відображена, проте визначає їх будову. Такою супутньою інформацією є кристалічна структура твердих та термодинамічні властивості твердих і рідкої фаз. Наявність даних щодо хімічного і фазового складу та структури сплавів, концентраційно-температурних інтервалів стабільності фаз та процесів їх утворення дають змогу цілеспрямовано обирати склад та умови термообробки матеріалів. Структура сплавів та фазові рівноваги у четверній системі Al–Ti–Cr–Ni були вивчені авторами робіт [1] (рівновага фази NiAl та фази Ґейслера $TiNi_2Al$ у частковій системі $NiAl–TiNi_2Al–CrNi_2Al$ при температурах 1300 і 1200 °C), [2] (ізотермічні перерізи за ізоконцентратами 71,5 і 76,5% (ат.) Ni при 1000 і 1100 °C) та [3] (властивості нового евтектичного високоентропійного сплаву (ЕВЕС) складу $TiCr_{1,3}Ni_2Al$). Для поглиблення уявлення про будову діаграми стану кватернарної системи Al–Ti–Cr–Ni нами було побудовано проекції поверхонь солідуса обмежуючих потрійних систем Al–Ti–Cr, Al–Ti–Ni, Al–Cr–Ni та Ti–Cr–Ni. Діаграму стану потрійної системи Al–Ti–Cr докладно описано нами у роботі [4]. Для системи Al–Ti–Ni нами подано прогноз характеру рівноваг при субсолідусних температурах, складений з урахуванням лі-

тературних даних щодо будови поверхні ліквідуса та ізотермічного перерізу при 1000 °С, а також ізотермічного перерізу при дещо вищій температурі, 1200 °С, з урахуванням будови обмежуючих подвійних систем. Прогноз будови потрійної системи Al–Cr–Ni здійснено нами з використанням даних роботи [5] щодо ізотермічного перерізу при 1025 °С в області складів 0–60% (ат.) Al та роботи [6] щодо характеру рівноваг при 700 °С в області складів 50–100% (ат.) Al. Висновки щодо характеру фазових рівноваг в обмежуючій потрійній системі Ti–Cr–Ni зроблено нами виходячи з даних робіт [7–9].

Новий евтектичний високоентропійний сплав складу $TiCr_{1,3}Ni_2Al$ був приготовлений Ванґом зі співавторами [3] у вигляді кілограмового злитку методом спрямованого затвердіння (directional solidification). Він містить фази на основі сполук $TiNi_2Al$ (τ_4) та NiAl з однорідними та надтонкими пластинчастими структурами (міжпластинчаста відстань ~ 400 нм). Має низьку густину (6,43 г·см$^{-3}$). Твердість за Віккерсом при кімнатній температурі становить близько 530, плавно знижуючись до 500 при температурі 900 °С. Значення цих характеристик помітно вищі, ніж для високоентропійного сплаву складу $CrFeCoNi_{2,1}Al$ та сплаву Інконель 718.

У четверній системі Al–Ti–Cr–Ni також становить інтерес подальше вивчення впливу хрому та нікелю на властивості сплавів на основі алюмінідів титану з метою розробки нових багатокомпонентних інтерметалідних сплавів.

ЛІТЕРАТУРА

1. Ishikawa K., Ohnuma I., Kainuma R. та ін. Phase equilibria and stability of Heusler-type aluminides in the NiAl–Ni_2AlTi–Ni_2AlY (Y: V, Cr or Mn) systems. Journal of Alloys and Compounds. 2004. Vol. 367, No 1–2. P. 2–9. Doi:10.1016/j.jallcom.2003.08.002.

2. Picha R., Brož P., Buršik J. Phase equilibria in the Ni–Al–Cr–Ti system at 1000 and 1100 °C. Journal of Alloys and Compounds. 2004. Vol. 378, No 1–2. P. 75–78. Doi:10.1016/j.jallcom.2003.10.072.

3. Wang M., Lu Y., Wang T. та ін. A novel bulk eutectic high-entropy alloy with outstanding as-cast specific yield strengths at elevated temperatures. Scripta Materialia. 2021. Vol. 204. P. 114132 (7 pp.) Doi:10.1016/j.scriptamat.2021.114132.

4. Korniyenko K., Meleshevich K., Samelyuk A. та ін. Phase Equilibria in the Al–Ti–Cr System During Solidification. Journal of Phase Equilibria and Diffusion. 2022. Vol. 43, No 4. P. 427–447. Doi:10.1007/s11669-022-00983-4.

5. Grushko B., Kowalski W., Pavlyuchkov D. та ін. A contribution to the Al–Ni–Cr phase diagram. Journal of Alloys and Compounds. 2008. Vol. 460. P. 299–304. Doi:10.1016/j.jallcom.2007.06.044.

6. Weitzer F., Xiong W., Krendelsberger N. та ін. Reaction Scheme and Liquidus Surface in the Al-Rich Section of the Al–Cr–Ni System. Metallurgical and Materials Transactions A. 2008. Vol. 39. P. 2363–2369. Doi:10.1007/s11661-008-9579-1.

7. Krendelsberger N., Weitzer F., Du Y., Schuster J. C. Constitution of the ternary system Cr–Ni–Ti. Journal of Alloys and Compounds. 2013. Vol. 575. P. 98–104. Doi:10.1016/j.jallcom.2013.04.061.

8. Tan Y.-h., Hu H.-h., Du Y. Isothermal section at 927 °C of Cr–Ni–Ti system. Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2007. Vol. 17, No 4. P. 711–714. Doi:10.1016/S1003-6326(07)60161-7.

***9.** Hu B., Du Y., Schuster J. C. та ін. Thermodynamic modeling of the Cr–Ni–Ti system using a four-sublattice model for ordered/disordered bcc phases. Thermochimica Acta. 2014. Vol. 578. P. 35–42. Doi:10.1016/j.tca.2014.01.002.*

ДІАГРАМА ПЛАВКОСТІ ОБЛАСТІ HFNI – NI –TINI СИСТЕМИ HF – TI – NI

Кравчук В. Ф., Сторчак А. М., Буланова М. В.
(м. Київ, ІПМ НАН України)

Система Hf–Ti–Ni привертає увагу поєднанням здатності до аморфоутворення, наявністю інтерметалідних фаз із високою твердістю та корозійною стійкістю, а також можливістю керувати ефектом пам'яті форми у Ni–Ti-сплавах шляхом легування гафнієм (підвищення температур мартенситного перетворення і термічної стабільності). Це робить систему цікавою як для функціональних застосувань (SMA-елементи), так і для зносостійких та хімічно стійких матеріалів.

Надійне встановлення складу та температурних меж існування інтерметалідних фаз потрібне як опорні дані для термодинамічного моделювання багатокомпонентних сплавів.

У даній роботі методами скануючої електронної мікроскопії (СЕМ), рентгенофазового аналізу (РФА), локального рентгеноспектрального аналізу (ЛРСА) та диференційно-термічного аналізу (ДТА) досліджено фазові рівноваги в області системи Hf–Ti–Ni з вмістом понад 50 ат.% Ni з метою уточнення складу та температурних меж існування інтерметалідних фаз. Інформація про фазові перетворення у цій системі раніше була обмежена ізотермічними перерізами при 800 та 900 °C [1].

За результатами дослідження побудовано діаграму плавкості системи Hf–Ti–Ni у концентраційному діапазоні 50–100 ат.% Ni (рис. 1). Найбільш цікавою особливістю цієї області є утворення потрійної сполуки $Ti_{1-x}Hf_xNi_2$ (τ_1), знайденої нами вперше [2]. Сполука має область гомогенності 18–24 ат.% Ti при вмісті нікелю 65,0±0,5 ат.%. За результатами мікроструктурного дослдідження (рис. 2 *а*) встановлено, що вона плавиться конгруентно. Кристалічну структуру $Ti_{1-x}Hf_xNi_2$ (x = 0,45) розшифровано як таку, що відповідає структурному типу, похідному від $Co_{1.75}Ge$ (символ Пірсона *hP*6, просторова група *P6₃/mmc*) з параметрами гратки *a* = 4,2045(3) Å, *c* = 5,0055(4) Å.

Другою цікавою рисою системи є те, що низькотемпературна модифікація сполуки $HfNi_3$ ($\alpha HfNi_3$), яка у подвійній системі існує у твердому стані, із додаванням титану виходить на солідус, і при вмісті титану більше 15 ат.% плавиться конгруентно (рис. 2 *б*).

Поверхня ліквідусу під системи HfNi–Ni–TiNi характеризується наявністю дванадцяти полів первинної кристалізації фаз на основі потрійної сполуки τ_1, подвійних сполук Hf_9Ni_{11}, Hf_7Ni_{10}, Hf_3Ni_7, Hf_8Ni_{21}, $HfNi_3$ ($\beta HfNi_3$ та $\alpha HfNi_3$), Hf_2Ni_7, $HfNi_5$, $TiNi_3$, твердого розчину між інтерметалідом TiNi та високотемпературною модифікацією HfNi ($\beta HfNi$) та твердого розчину (Ni).

На поверхні солідусу присутні дванадцять трифазних областей: (Ni) + $HfNi_5$ + $TiNi_3$; (Ni) + $HfNi_5$ + Hf_2Ni_7; Hf_2Ni_7 + $\alpha HfNi_3$ + $TiNi_3$; Hf_2Ni_7 + $\beta HfNi_3$ + $\alpha HfNi_3$; $\beta HfNi_3$ + $\alpha HfNi_3$ + Hf_3Ni_7; $\beta HfNi_3$ + Hf_8Ni_{21} + Hf_3Ni_7;

$\alpha HfNi_3 + Hf_3Ni_7 + \tau_1$; $\alpha HfNi_3 + TiNi_3 + \tau_1$; $TiNi_3 + \tau_1 + (TiNi,\beta HfNi)$; $Hf_3Ni_7 + \tau_1 + Hf_7Ni_{10}$;$Hf_7Ni_{10} + \tau_1 + (TiNi,\beta HfNi)$; $Hf_9Ni_{11} + Hf_7Ni_{10} + (TiNi,\beta HfNi)$.

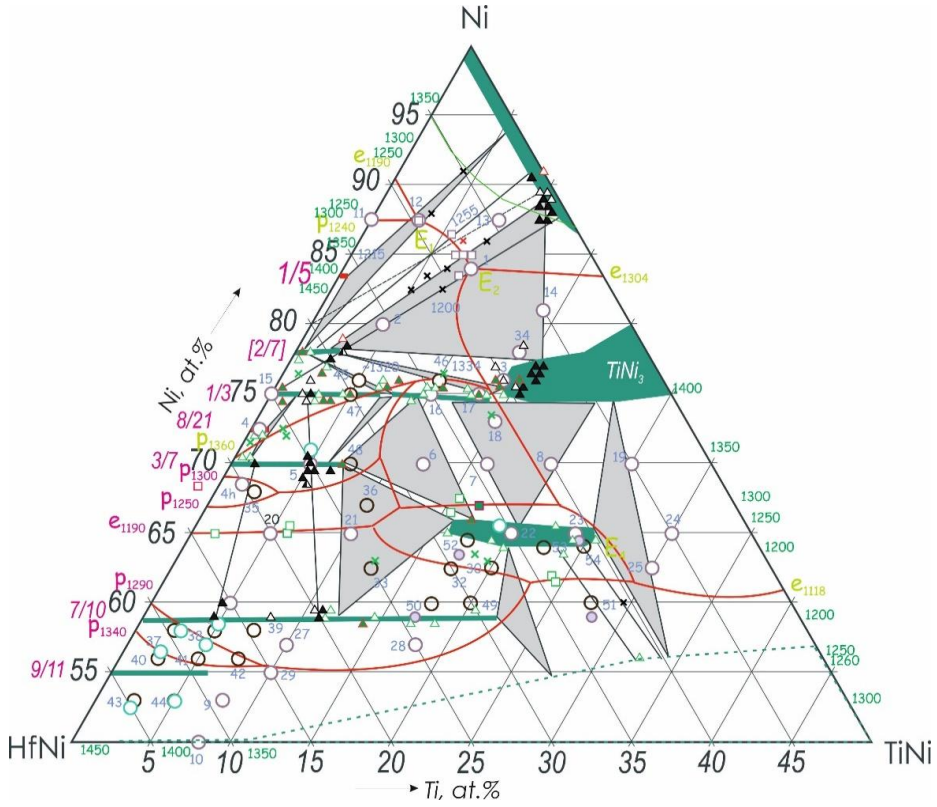
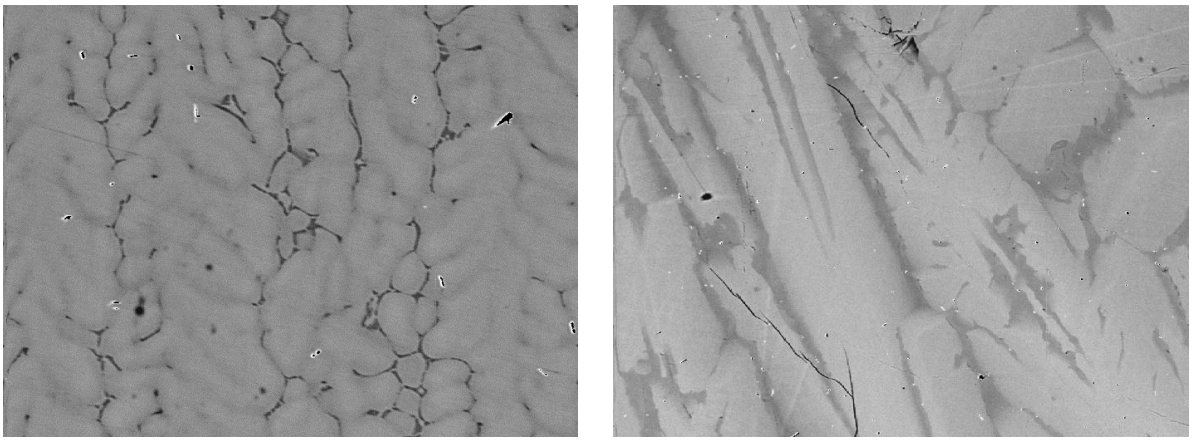


Рис. 1. Суперпозиція проекцій поверхонь ліквідусу і солідусу підсистеми HfNi–Ni–TiNi



15Hf-20Ti-65Ni, τ_1 15Hf-10Ti-75Ni, $\alpha HfNi_3$

Рис. 2. Мікроструктура обраних однофазних литих зразків підсистеми HfNi–Ni–TiNi

ЛІТЕРАТУРА

1. Liu J.L. Investigation of the phase equilibria in Ti–Ni–Hf system using diffusion triples and equilibrated alloys / J.L. Liu, L.L. Zhu, X.M. Huang, G.M. Cai, Z.P. Jin // CALPHAD: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry – 2017. – Vol. 58. – P. 160–168. doi:10.1016/j.calphad.2017.07.004 .

2. В. Бабіжецький, М. Буланова, А. Сторчак, В. Кравчук. Кристалічна структура нової тернарної сполуки $Ti_{1-x}Hf_xNi_2$ (x = 0,45) // Тези доповіді XX Наукової конференції "Львівські читання – 2025" 2–4 червня 2025 року, Львів

ДИНАМІЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ТА ОПТИМІЗАЦІЯ ЛИТТЯ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ПІД ВИСОКИМ ТИСКОМ

Крейцер К. О. (м. Одеса, НУ «Одеська політехніка»)

Лиття алюмінієвих сплавів під тиском давно стало базовою технологією для масового виробництва тонкостінних та складних за геометрією деталей. Проте, попри очевидні переваги, цей процес надзвичайно чутливий до навіть незначних відхилень у швидкості подачі розплаву, температурному балансі чи тиску ущільнення. Будь-яка неточність швидко трансформується у дефект: пористість, газові включення, тріщини чи неповне заповнення форми [1]. Традиційно параметри лиття визначалися емпірично або за аналогією з попередніми циклами, що робило результат залежним від досвіду оператора, а не від об'єктивної фізики процесу.

Ключова складність – це етап заповнення форми, коли розплавлений метал рухається нестабільно. Він змінює траєкторію, охолоджується нерівномірно, може передчасно тверднути чи створювати турбулентні потоки. Звідси постає актуальне завдання – розробка підходів до оптимізації, що враховують не лише геометрію форми чи марку сплаву, а й динаміку самого процесу: швидкість і тиск подачі, теплові градієнти, фазові переходи під час тверднення [2].

У роботі використано інтегроване поєднання гідродинаміки, термокінетики та методу скінченних елементів. Такий підхід дозволив побудувати просторово-часову модель процесу лиття як багатофакторної системи. Моделювання охоплює швидкість руху поршня, рівень тиску ущільнення, температурні поля в прес-формі та щільність тверднення металу. Це дало можливість проаналізувати поведінку розплаву у реальних умовах і запропонувати практичні рекомендації.

Основні результати наступні:

1. Швидкість поршня. Встановлено, що рух понад 40 м/с викликає турбулентність і появу повітряних пасток. Оптимальний діапазон – 28–35 м/с, де кількість дефектів мінімальна. Надто повільний рух (<25 м/с) також небажаний, бо спричиняє передчасне тверднення в тонкостінних зонах.

2. Тиск ущільнення. Найкращі результати досягаються при 90–110 МПа. За нижчих значень у центрі відливки утворюється на 30–35 % більше пористих зон.

3. Температурні перепади. Якщо різниця перевищує 120 °С, накопичуються внутрішні напруження, що веде до тріщин. При охолодженні з рівномірністю ±5 °С напруження зменшуються до безпечних меж (менше 5 %).

4. Гнучкий режим подачі. Оптимальним виявився варіант, коли поршень спершу розганяється до 35 м/с, стабілізується на 30 м/с, а в кінці уповільнюється до 20 м/с. Це зменшує ризик тріщин та пустот у заключній фазі лиття.

5. Адаптивне охолодження. Система автоматично змінює подачу охолоджувальної рідини залежно від локальної температури у формі.

Це дозволило скоротити витримку перед відкриттям форми на 15 % і зменшити тривалість виробничого циклу на 9 секунд. Енерговитрати при цьому знизились приблизно на 7,5 %.

Моделювання показало:

- кількість дефектів скоротилася на 30–40 %,
- щільність відливків зросла на понад 10 %,
- стабільність температурного поля підвищилася до коливань не більше ±2 °C,
- зменшились енерговитрати та час виробничого циклу без втрати якості.

Робота довела, що перехід від статичних параметрів до адаптивного керування процесом дозволяє значно підвищити якість лиття. Гнучке регулювання швидкості поршня, контроль тиску та рівномірне охолодження роблять процес більш надійним і передбачуваним. В умовах цифровізації виробництва це відкриває шлях до створення «розумного лиття» – самоналаштовуваних систем, які можуть автоматично підлаштовуватися під зміни складу сплаву чи температури цеху.

Таким чином, застосування динамічного моделювання у поєднанні з адаптивним керуванням є не просто кроком до підвищення ефективності, а й основою для нової концепції лиття – саморегульованого, стійкого та енергоощадного.

ЛІТЕРАТУРА

1. V.M. Fikssen and Ye.O. Karpukhin, Tekhnolohiyi lytia ta pryhotuvannya alyuminiyevykh splaviv za dopomohoiu zasobiv mahnetnoi hidrodynamiky [Casting technologies and preparation of aluminum alloys using magnetohydrodynamic means]. Metal ta lytia Ukrainy, vol. 32, no. 1, 2024. Available: https://doi.org/10.15407/steelcast2024.01.002. (Ukr.)

2. A.V. Narivskyi, S.L. Polyvoda, M.M. Voron, V.Ya.O. Tverdokhvalov, A.Yu. Semenko, and O.V. Siry, Suchasni mahnetodynamichni tekhnolohiyi dlya vyhotovlennya bezperervno lytukh zlyvkiv z alyuminiyevykh splaviv [Modern magnetodynamic technologies for the production of continuously cast aluminum alloy ingots]. Metal ta lytia Ukrainy, vol. 32, no. 3–4, pp. 66–71, 2024. Available: https://doi.org/10.15407/steelcast2024.03-04.008. (Ukr.)

ДОСЛІДЖЕННЯ ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ У СИСТЕМІ Mo–Co

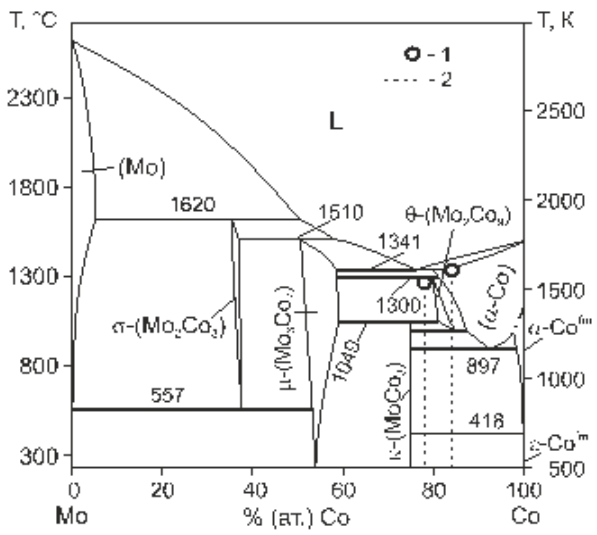
Кублій В. З., Бондар А. А., Уткін С. В.
(м. Київ, ІПМ НАН України)

Діаграма стану системи молібден-кобальт побудована давно, проте фазові рівноваги в багатій на кобальт області лишалися недостатньо дослідженими. Оптимізований методом CALPHAD, уточнений варіант діаграми наведено в роботі Ойкави та ін. [1] (рис. 1). Як видно, у системі, крім інтерметалідів σ-Mo_3Co_2 і μ-Mo_6Co_7, в області багатих на кобальт сплавів утворюються фази θ-Mo_2Co_9 і κ-$MoCo_3$. Фаза θ-Mo_2Co_9 існує в інтервалі температур від ~1050 до ~1300 °C. З підвищенням температури помітно зростає розчинність молібдену у кобальті (~20 % (ат.) за температури 1341 °C). Разом з тим, при дослідженні нами багатих на кобальт тестових сплавів системи Mo–Co методом РФА фаза θ-Mo_2Co_9 не була знайдена. З метою підтвердження існування (чи відсутності) фази θ-Mo_2Co_9 два сплави приготовлено нами дуговою плавкою. Вони досліджені у литому стані і після відпалів за субсолідусних температур методами рентгенівського фазового аналізу (РФА), диференційного термічного аналізу (ДТА) і сканувальної електронної мікроскопії із локальним рентгеноспектральним аналізом (СЕМ/ЛРСА).

У відпаленому впродовж 15 год при 1340 °C і литому сплаві складу $Mo_{16}Co_{84}$ методом РФА ідентифіковані лише фази κ-$MoCo_3$ і (α-Co). Мікроструктура демонструє сліди перетворень і границі крупних, округлих зерен первинної фази. За даними ЛРСА, субстанція зі слідами перетворення складається із молібдену і кобальту у співвідношенні ~2:9. Отримані результати добре узгоджуються з діаграмою стану [1], у якій перебігають процеси з такою послідовністю: за температури 1340 °C формується ГЦК фаза (α-Co), границі зерен якої спостерігаємо у мікроструктурі. При охолодженні остання бере участь у реакції утворення мартенситної високотемпературної фази θ-Mo_2Co_9, яка в подальшому розпадається на κ-$MoCo_3$ і (α-Co). Під час охолодження дифузійні процеси не розвиваються і не можуть забезпечити розмежування і коагуляцію зерен цих фаз. В такому разі виміри ЛРСА фіксують склад Mo_2Co_9 θ-фази, що існувала при вищій температурі. Схоже, що процеси утворення і розпаду фази θ-Mo_2Co_9 перебігають з великою швидкістю.

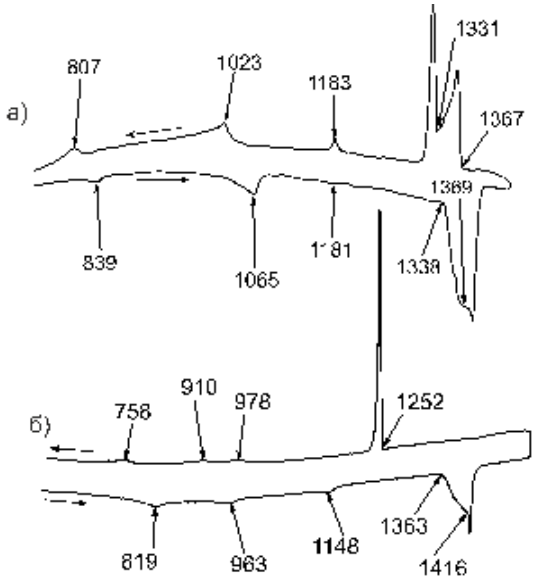
Відпалений за 1270 °C (15 год) і литий сплав з більшим вмістом молібдену складу $Mo_{22}Co_{78}$ містив фази μ-Mo_6Co_7, κ-$MoCo_3$ і (α-Co). Його мікроструктура складається із коагульованих зерен цих фаз.

Для визначення температур фазових перетворень за участю фази Θ-Mo_2Co_9 використано метод ДТА (рис. 2). Встановлено, що температури початку плавлення-кристалізації добре узгоджуються з діаграмою стану системи Mo–Co за даними Ойкави та ін. [1]. За нашими даними температура кристалізації евтектики $l_e \rightarrow$ (α-Co) + μ-Mo_6Co_7 становить 1338 °C (1341 °C за [1]).



1 – склад сплаву і температура відпалу;
2 – шлях охолодження сплаву.

Рис. 1. Діаграма стану системи Mo–Co [1], оптимізована методом CALPHAD



а – сплав $Mo_{22}Co_{78}$, відпалений за температури 1270 °C 15год; б – сплав $Mo_{16}Co_{84}$, відпале-ний за 1340 °C 15год;

Рис. 2. Термічні криві нагріву (→) і охолодження (←) зразків сплавів системи Mo–Co

Температура початку плавлення (солідуса) сплаву $Mo_{16}Co_{84}$, відпаленого за 1340 °C 15год, становить 1363 °C (на діаграмі стану 1349 °C). Температури твердофазних перетворень на кривих ДТА мають велику розбіжність з діаграмою стану, що обумовлено низькою енергетикою цих процесів.

Таким чином, отримані результати підтверджують достовірність діаграми стану системи Mo–Co за [1].

ЛІТЕРАТУРА

1. *Oikawa A., Kattner U. R., Sato J. та ін. Experimental determination and thermodynamic assessment of phase equilibria in the Co–Mo system. Materials transactions. 2012. C. M2012149. 11 p.* https://doi.org/10.2320/matertrans.M2012149

ТЕРМОДИНАМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ РОЗПЛАВІВ СИСТЕМ Al–Ho І Al–Ho–Ni

Кудін В. Г. (м. Київ, КНУ), Романова Л. О.,
Судавцова В. С. (м. Київ, ІПМ НАН України)

Сплави систем Al–РЗМ та Al–РЗМ –ТМ (РЗМ, ТМ — рідкісноземельні та перехідні метали) схильні до утворення металевого скла в широких інтервалах концентрацій. Для прогнозування областей аморфізації, уточнення діаграм стану бінарних систем доцільно мати надійні термодинамічні дані для різних фаз, а особливо для рідкого стану, тому багато матеріалів одержують плавленням.

Методом калориметрії визначені вперше парціальні та інтегральні ентальпії змішування розплавів системи Al– Ho при 1635 ±2 К до x_{Ho}= 0,15. На основі власних і літературних ентальпій змішування розплавів системи Al–Ho показано, що вони є екзотермічними в усьому інтервалі концентрацій. Встановлено, що мінімальне значення ентальпії змішування дорівнює −40,8 ± 0,4 кДж/моль при x_{Al} = 0,66, що корелює з їх поведінкою в твердому стані.

Встановлено, що $\Delta\overline{H}_{Ho}$ і ΔH корелюють з термохімічними властивостями розплавів системи Al–Ho, визначеними різними авторами методом калориметрії, але демонструють інший, асиметричний вигляд концентраційної залежності ΔH, порівняно із змодельованими методом CALPHAD. Перша парціальна ентальпія Ho дорівнює −175 ± 8 кДж/моль, що близько до аналогічного параметру для РЗМ в рідких сплавах систем Al–РЗМ, де РЗМ = La, Ce, Nd, Pr, Sm, тобто легких РЗМ.

Щоб показати, як ентальпії утворення сполук $LnAl_2$ корелюють з ΔH_{min} розплавів систем Al–РЗМ, ми співставили їх в залежності від порядкового номера РЗМ. Як і слід було очікувать, ΔH_{min} розплавів систем Al–Ln(лантаноїд) є менш екзотермічними, ніж ентальпії утворення сполук $LnAl_2$. Причому, залежності ентальпій утворення сполук $LnAl_2$ та ΔH_{min} розплавів систем Al–Ln від порядкового номера Ln є симбатними. Ці обидві залежності монотонні і мають відхилення для сполук і розплавів систем, що містять Al, Eu, Yb. Це пов'язано з тим, що Eu і Yb можуть проявляти валентність два, тому що вони мають наполовину і повністю заповнені 4f-орбіталі і їх розміри значно більші, ніж інших Ln.

Провівши лінії тренду через наведені дані для ентальпій утворення сполук $LnAl_2$ та ΔH_{min} розплавів систем Al–Ln, крім подвійних систем Al – Eu(Yb), встановили, що вони майже паралельні. Для пояснення одержаних результатів ми побудували залежність відносних різниць радіусів

компонентів цих систем і різниць електронегативностей компонентів від порядкового номера Ln. Остання, на відміну від усіх попередніх, є майже плавною і монотонно спадаючою.

Методом калориметрії також визначені парціальні та інтегральні ентальпії змішування розплавів променевого перерізу системи Al–Ho–Ni при 1700 ± 2K. При додаванні зразків Ni в розплав $Al_{0,48}Ho_{0,52}$ тепловий ефект розчинення зростає, що обумовлено збільшенням енергії взаємодії між різнойменними атомами.

Використовуючи власні та літературні дані по термохімічним властивостям розплавів подвійних обмежуючих систем, розраховані аналогічні параметри для потрійної системи Al–Ho–Ni за різними "геометричними" та "аналітичною" моделлю. Експериментальні результати добре співпадають з розрахованими за моделлю Редліха–Кістера–Муджіану з потрійним внеском рівним −200 кДж/моль.

ФІЗИКО-ХІМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ РОЗПЛАВІВ СИСТЕМ Al–Ln І Al–Ln–3*d*-МЕТАЛ

Кудін В. Г.(м. Київ, КНУ), Романова Л. О., Іванов М. І.,
Судавцова В. С. (м. Київ, ІПМ НАН України)

Алюмінієві сплави широко застосовуються в промисловості переважно як легкі конструкційні матеріали. Вони характеризуються високою теплопровідністю та зносостійкістю, низькою густиною та здатністю зберігати фізичні та механічні властивості при нагріванні. Алюмінієві сплави мають цінні ливарні властивості, які дозволяють отримувати з них складні литі деталі. При швидкому гартуванні з рідкого стану вони схильні до формування аморфних фаз. Такі аморфні сплави при ізотермічній витримці поблизу температури кристалізації здатні утворювати цінні для матеріалознавства композитні матеріали, які містять наночастки кристалічної фази. Плівки, виготовлені зі сплаву Al–Nd, знайшли застосування в якості струмопровідних матеріалів для рідкокристалічних дисплеїв (LCD), оскільки їх висока теплостійкість значно перевершує чистий алюміній, тоді як зниженням електропровідності можна знехтувати. Тому особливий інтерес представляє термодинамічне вивчення сплавів як алюмінію з лантаноїдами, так і із 3d-металами.

Подвійні і потрійні сплави Al з 3*d*- і 4*f*-металами знижують вміст розчинених в рідкій сталі оксигену, сульфуру і фосфору, а також покращують корозійну стійкість матеріалів. Тому для розробки оптимальних умов проведення технологічних процесів, в яких їх одержують, доцільно знати як діаграми стану, так і термодинамічні властивості сплавів вказаних систем. Тому вивчення термодинамічних властивостей сплавів систем Al–Ln і Al–Ln–Ni(Cu) і має велике значення для з'ясування факторів, що впливають на їх аморфізацію, та дозволяють оптимізувати умови проведення ряду технологічних процесів.

Нами вперше в широкій області концентрацій методом високотемпературної ізопериболічної калориметрії виміряні парціальні для компонентів та розраховані інтегральні ентальпії змішування розплавів систем Al–Ln і ряду променевих перерізів потрійних систем Al–Ln–Ni(Cu) при 1350–1850 К.

З власних і літературних термохімічних властивостей різних фаз за моделлю ІАР також обчислено температурно-концентраційні залежності енергій Гіббса, ентальпій і ентропій утворення розплавів і температурні для інтерметалідів, а із них — криві ліквідуса діаграм стану систем Al–Ln. В результаті одержано повну інформацію про термодинамічні властивості всіх фаз і криві ліквідуса діаграм стану систем Al–Ln. Із визначених вперше термохімічних властивостей розплавів систем Al–Ln встановлено, що мінімальні значення ентальпій змішування складають від −37±4 до −44±5 кДж/моль і припадають на розплави з x_{Al} = 0,67, що свідчить про сильну енергію взаємодії між різнойменними атомами. Для розплавів бінарних

систем Al–Eu(Yb) ентальпії змішування менш екзотермічні, що обумовлено великим розмірним фактором.

На основі власних і літературних термохімічних даних для розплавів і проміжних фаз системи Al–Ln, за моделлю IAP розраховані і оптимізовані всі їх термодинамічні властивості в широкому інтервалі температур і концентрацій. Активності алюмінію і лантаноїдів в цих розплавах, згідно нашого моделювання, проявляють дуже великі від'ємні відхилення від ідеальних розчинів, що корелює із їх властивостями твердому стані Максимальні мольні частки асоціатів досягають значень від 0,5 до 0,3 відповідно.

Для підтвердження достовірності отриманих даних та пошуку загальних закономірностей термодинамічних характеристик сплавоутворення систем Al–Ln побудовані залежності ентальпій утворення і $T_{пл.}$ сполук $LnAl_2$, ΔH_{min} розплавів, а також відносних різниць радіусів і різниць електронегативностей компонентів цих систем від порядкового номеру Ln. Показано, що всі залежності, крім останньої, симбатні між собою. Це вказує на те, що фізико-хімічні властивості фаз систем Al–Ln обумовлені розмірним фактором.

Для багатьох сплавів потрійних систем повні діаграми стану не побудовані. Тому для визначення ентальпій змішування рідких сплавів даних систем необхідно знати хоча б їх температури ліквудуса. Тому методом ВДТА нами визначені температури фазових переходів ряду сплавів потрійних систем Al–La(Ce, Pr, Nd)–Ni. Встановлено, що вивчені сплави мають по 2…4 фазових перетворень від 800 до 1500 К.

Багато сплавів потрійних систем, що використовують на практиці, є тугоплавкими і характеризуються сильними міжчастинковими взаємодіями, тому обчислення основних фізико-хімічних властивостей такого типу систем є важливим завданням. Розробка методів моделювання і прогнозування фізико-хімічних властивостей різних об'єктів суттєво зменшить витрати для встановлення цієї важливої інформації. Такий пошук неможливий без глибинного вивчення механізмів взаємодії компонентів системи Al–Ln–Ni, в якій жорстко локалізовані та поляризовані за спіном 4*f*-електрони лантаноїдівспівіснують з майже вільними електронами алюмінію, делокалізованими в об'ємі кристалу.

Методом калориметрії вперше визначено парціальні та інтегральні ентальпії змішування розплавів ряду променевих перерізів систем Al–Ln–Ni(Cu) при 1500–1850 K, які демонструють великі екзотермічні теплові ефекти і корелюють з встановленими нами і відомими літературними даними по фазовим рівновагам, згідно яких їх компоненти утворюють 6 і більше потрійних сполук.

Термохімічні властивості досліджених потрійних розплавів системи Al–Ln–Ni(Cu), які змодельовані для всього концентраційного інтервалу з достовірних значень ентальпій змішування відповідних подвійних граничних систем, добре корелюють між собою, але найкраще наші експериментальні дані описуються "аналітичною" моделлю Редліха–Кістера–

Муджіану. Показано, що мінімальні ентальпії змішування вказаних потрійних розплавів припадають на область поблизу сполук $LnAl_2$.

Для прикладу нижче наведено ізоентальпії змішування розплавів системи Al–Ce–Ni при 1770 К, одержані нами експериментально і розраховані за моделлю Редліха–Кістера–Муджіану з потрійним внеском L = 200 кДж/моль.

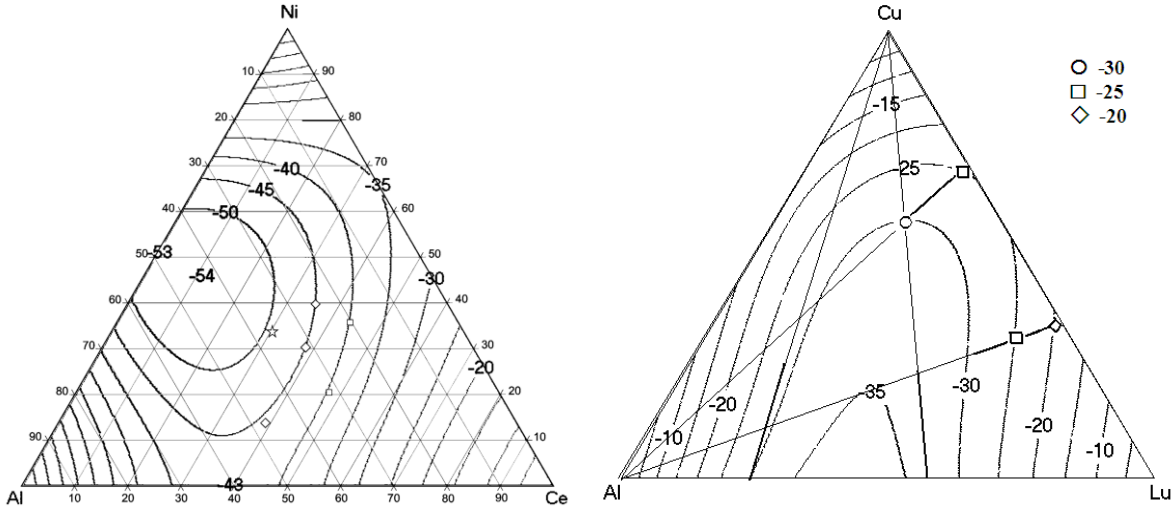


Рис. 1. Ізоентальпії змішування розплавів системи Al–Ce–Ni (символи – наші експериментальні дані: □– –40 ◊– –45, ✯ –50 кДж/моль) і Al–Lu–Cu при 1770 К (лінії – розрахунок за моделлю Редліха – Кістера з потрійним внеском L= –200 кДж/моль).

Слід зазначити, що досліджені нами експериментально і розраховані по моделі Редліха-Кістера-Муджіану з потрійним внеском L = –200 кДж/моль задовільно узгоджуються між собою, тому в подальшому ми можемо останню модель використовувати для розрахунків як ентальпій змішування розплавів, так і інших термодинамічних властивостей подібних систем.

ДУПЛЕКС-ПРОЦЕС ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО НАПЛАВЛЕННЯ В СТРУМОПІДВІДНОМУ КРИСТАЛІЗАТОРІ

Кусков Ю. М., Нетяга А. В. (м. Київ, ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України)
Фесенко М. А. (м. Київ, ДУІКТ)

Відомі дві технології електрошлакового наплавлення (ЕШН) у струмопідвідному кристалізаторі (СПК) розроблені в ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України. Перша технологія передбачає наплавлення металу великої товщини (ЕШН на поверхні деталей що розташовані горизонтально) або довжини (ЕШН на довгу поверхню що наплавляється, наприклад прокатних валків, осей і т.п.). У цьому випадку необхідно забезпечувати відносне переміщення СПК і виробу що наплавляється. У другій технології використовується стаціонарний СПК, що дозволяє наплавляти шари, товщина яких визначається висотою формуючої секції кристалізатора. При цьому висота цієї секції не може мати необмежену величину. Її найбільший розмір залежить від можливості досягнення необхідних електричних параметрів в робочому просторі СПК, які, в свою чергу, залежать від застосовуваного шлаку, переплавленого матеріалу що наплавляється і, як показала практика наплавлення, зазвичай не перевищує 50...70 мм. При наплавленні великих товщин складно отримати якісне з'єднання основного і наплавленого металів, погіршується формування наплавленого шару.

Розв’язання цієї задачі можливе за допомогою застосування нової технології ЕШН в стаціонарному СПК, названу дуплекс-процесом, оскільки в ній практично поєднані два відомі технологічні процеси – електрошлаковий процес наплавлення і процес електрошлакового переплаву (ЕШП).

Отримання наплавленого шару відбувається наступним чином. Струмопідвідним кристалізатором забезпечується підтримка шлакової ванни в розплавленому стані, вирівнювання температури в її обсязі відбувається за рахунок дії виникаючих магнітних сил і створення оптимальних температурних умов на межі розділу основний метал – шлакова ванна. При цьому, використовуючи підвищені електричні режими, ці оптимальні умови можна створювати при більшій висоті формуючої секції. Після виконання зазначених функцій СПК, струмопідвідна секція кристалізатора відключається від джерела живлення, а його формуюча секція перетворюється на звичайний кристалізатор ЕШП, в якому відбувається плавлення електродів. У цьому випадку можливість використання при наплавленні тільки дискретних присадок є неможливим.

Технологія була випробувана при наплавленні електродами з різних зносостійких матеріалів з використанням СПК круглого перетину Ø 70, 150 і 180 мм і отриманням якісних біметалевих виробів при товщині наплавленого шару до 100 мм.

АНАЛІЗ СУЧАСНИХ МЕТОДІВ ОТРИМАННЯ ЛИТИХ ЗАГОТОВОК ІЗ ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ СТАЛЕЙ

Лисенко Т. В., Кисельов К. В., Прокоф`єва А. І.
(м. Одеса , НУ «Одеська політехніка»)

Виробництво інструментів з інструментальних сталей методом лиття розглядається як один із перспективних напрямів сучасного матеріалознавства та машинобудування. Використання литих заготовок відкриває можливості для зниження собівартості виготовлення інструменту, оптимізації виробничих процесів і підвищення загальної економічної ефективності.

Водночас слід враховувати, що лита структура істотно відрізняється від структури матеріалів, отриманих традиційними методами гарячої деформації, такими як прокатка чи кування. Ці відмінності безпосередньо впливають на експлуатаційні характеристики інструменту, включаючи його міцність, твердість, зносостійкість та довговічність.

Існують ключові фактори, які визначають якість литого інструменту: розмір і форма зерна, характер та рівномірність розподілу карбідної фази, рівень пористості та наявність внутрішніх дефектів. Окрема увага приділяється сучасним технологічним підходам до удосконалення структури литих заготовок, зокрема підвищенню швидкості кристалізації, застосуванню методів вакуумного лиття та проведенню гарячої пластичної деформації, що сприяє отриманню більш однорідної та стабільної мікроструктури.

Були проаналізовані три спеціальних способів лиття для отримання заготовок із інструментальних сталей.

Метод лиття за виплавлюваними моделями (Investment Casting) займає важливе місце у виробництві високоточних та складних за формою деталей, особливо там, де потрібна максимальна точність відтворення геометрії та висока якість поверхні [1]. У галузі виготовлення інструментів він широко використовується для виробництва: свердл і фрез малого діаметра (до 80 мм), які потребують високої точності ріжучих кромок для забезпечення ефективної обробки матеріалів; фасонних різців та профільних інструментів, де складна форма робочої частини робить інші методи виготовлення менш ефективними або дорожчими; зубців і вставок для штампів та прес-форм, що використовуються у машинобудуванні та металообробці; елементів інструментів для обробки високолегованих сталей і жароміцних сплавів, де важлива не лише геометрична точність, а й висока зносостійкість; мікроінструментів, що застосовуються у точному приладобудуванні, стоматології та ювелірній справі.

Завдяки універсальності та високій точності, лиття за виплавлюваними моделями залишається одним із найперспективніших методів отримання заготовок там, де традиційні технології лиття або кування не дають змоги досягти необхідних характеристик.

Метод лиття в оболонкові форми (Shell mold casting) широко використовується для виготовлення заготовок складних інструментів при відносно низьких витратах на виробництво [2]. Його застосовують у таких випадках: виготовлення дрібних і середніх фрез з різними профілями; виробництво різців та фасонного інструменту, де важлива точність геометрії; створення деталей із підвищеною зносостійкістю для машинобудування та металообробки; серійне виробництво корпусних елементів і заготовок середніх розмірів, що потребують однакової якості при великій кількості повторів [3].

Кокільне лиття (Permanent mold casting) використовується у виробництві середніх і великих заготовок інструментів, які потребують подальшої обробки тиском або механічної обробки [4]. Зокрема, метод застосовують для виготовлення: заготовок свердел, фрез та різців середнього та великого діаметра, які потім піддають куванню чи прокатці; корпусних деталей обладнання, що вимагають високої міцності та стійкості до навантажень; деталей машинобудівної галузі, де важлива точність та довговічність (корпуси підшипників, вали, зубчасті колеса); інструментів для гарячої обробки металів, які мають працювати при підвищених температурах.

У поєднанні з подальшою термічною та механічною обробкою кокільне лиття дозволяє отримати високоякісні заготовки з покращеною мікроструктурою, що робить його одним із ключових методів у виробництві інструментальних сталей. В табл.1 наведений порівняльний аналіз методів лиття.

Таблиця 1 – Порівняльний аналіз методів

Метод лиття	Переваги	Недоліки	Оптимальне застосування
Лиття за виплавлюваними моделями (Lost-wax casting)	Висока точність форм і деталей. Можливість виготовлення складних геометрій. Чиста поверхня відливок. Мінімальна потреба у подальшій механічній обробці	Висока вартість технології. Обмеження за розмірами заготовок. Довгий час підготовки форми.	Дрібні та середні інструменти зі складною формою, наприклад, свердла, фрези, фасонні різці
Лиття в оболонкові форми (Shell (mould) casting)	Хороша точність розмірів. Висока якість поверхні Можливість серійного виробництва. Помірні витрати	Обмеження по масі заготовок (до 20 кг). Якість залежить від точності виготовлення оболонки. Менша стійкість форми порівняно з кокільним литтям	Середні інструменти та заготовки середньої складності для серійного виробництва
Кокільне лиття (Chill casting)	Економічність при масовому виробництві. Багаторазове використання форм. Висока повторюваність розмірів. Формування дрібнозернистої структури. Зменшення усадкових дефектів і деформацій	Обмежена складність форм. Високі початкові витрати на виготовлення форми. Не підходить для дрібних деталей	Великі заготовки та інструменти для серійного виробництва, що надалі підлягають гарячій деформації

Вибір методу лиття залежить від конкретних вимог до інструменту — його розміру, складності форми, необхідних механічних властивостей та економічної доцільності виробництва. Кожен метод має свої сильні сторони і оптимальні сфери застосування, від високоточних дрібних інструментів до великих заготовок для масового виробництва.

ЛІТЕРАТУРА

1. Philip R. Beeley, Robert F. Smart, "Investment Casting 1st Edition", Chapter 4, 498 p., 2008

2. T.C. Du Mond "Shell Molding and Shell Mold Castings ",144 p., 2021

3. A.S. Chaus, Mária Hudáková "Wear resistance of high-speed steels and cutting performance of tool related to structural factors", Wear ,Volume 267, Issues 5–8, 15 June 2009, Pages 1051-1055

4. Don Tyler, Robert Pischel, ASM Handbook, Chapter "Permanent Mold Casting" , 689p., 2008

МІКРОСТРУКТУРА СПЛАВУ Cu-0,03Cr-0,05Zr-0,07V ПІСЛЯ МЕХАНІЧНИХ НАВАНТАЖЕНЬ ЗА ПІДВИЩЕНИХ ТЕМПЕРАТУР

Ліхацький Р. Ф., Ворон М. М. (м. Київ, ФТІМС НАН України)

Зростання вимог до експлуатаційних характеристик мідних виробів електротехнічного призначення потребує створення нових сплавів та технологій їх одержання. На даний момент, їх виробництво ґрунтується в значній мірі на технологіях порошкової металургії. Однак ливарні технології мають низку переваг при виготовленні таких сплавів, а саме – дешевизну, можливість масштабування виробництва та досягнення порівняно вищого комплексу властивостей. В роботах [1, 2] проаналізовано відомі низьколеговані мідні сплави з хромом та цирконієм для застосування в якості температурно навантажених кондуктивних елементів. Автором [3-6] було досліджено можливість додавання ванадію в сплави системи Cu-Cr-Zr, використовуючи електронно-променеву ливарну технологію, для додаткового підвищення експлуатаційних характеристик таких сплавів.

За допомогою електронно-променевої ливарної установки ЕПЛУ-4 було одержано зразки сплаву складу (мас. %) Cu-0,03Cr-0,05Zr-0,07V. Тугоплавкі складові шихти розплавляли, фокусуючи промінь на ній. Вакуум забезпечував рафінування розплаву. Для більш рівномірного розподілу компонентів під час плавки та перед заливкою застосовували електромагнітне перемішування розплаву. Заливку проводили в товстостінну металеву форму для отримання зразків різної товщини (10 та 20 мм), такі зразки є зручним напівфабрикатом для одержання готових виробів (пластин для струмонавантажених комутаційних перемикачів, пантографів, робочих площин контактного зварювання, тощо). Частину зразків піддавали деформації та термічній обробці. Після деформації куванням (коефіцієнт деформації 2) їх нагрівали до 900°С, витримували протягом 40 хвилин, гартували у воду та піддавали старінню протягом 90 хвилин при температурі 450 °С.

На рисунку 1 наведено мікроструктури сплаву після деформації та термічної обробки. На структурі чітко помітно зерна різного розміру з грубими границями, що є наслідком деформації. На площинах зерен наявні

На рис. 2 показано порівняння мікроструктур сплаву Cu-0,03Cr-0,05Zr-0,07V. Результати локального хімічного аналізу деяких структурних елементів наведено в таблиці 1. Показано, що в литому зразку наявні сферичні дисперсні включення, що містять мідь, ванадій та цирконій. Ці включення знаходяться в центрі зерен та на їх межах, що вказує на рівномірний розподіл зміцнюючих частинок. На мікроструктурах зразків після навантажень при 500 °С помітно ознаки деформування зерен та утворення двійників. Під впливом високої температури повинна відбуватися рекристалізація, проте неоднорідність структури вказує на те, що цей процес ускладнюється.

Локальний хімічний аналіз показав рівномірність розподілу компонентів сплаву та відсутність скупчень цирконію по межах зерен.

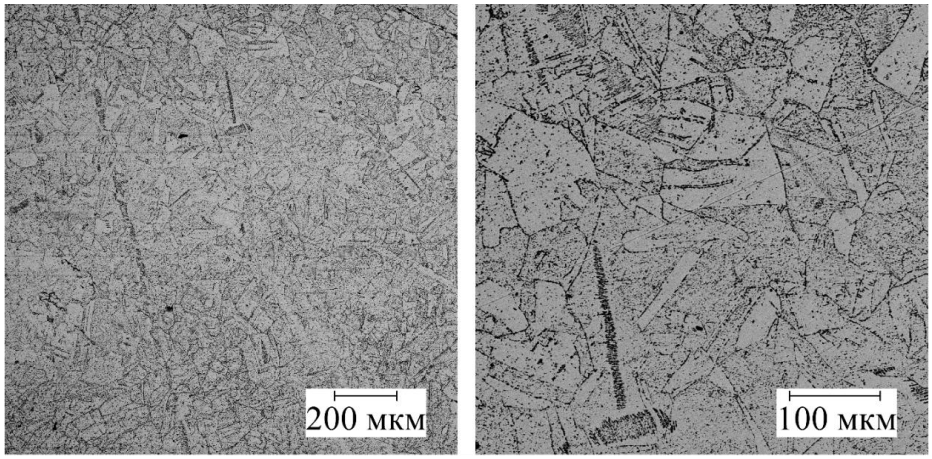
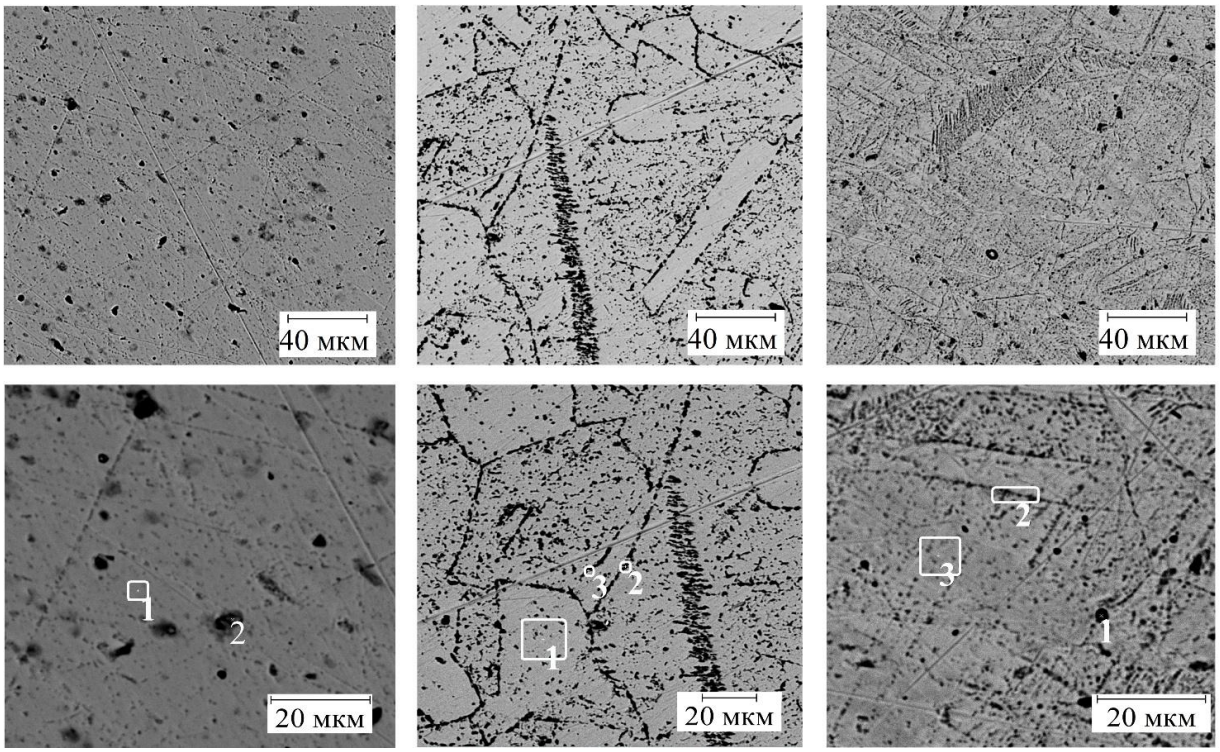


Рис. 1. Сплав Cu-0,03Cr-0,05Zr-0,07V після деформації та термообробки скупчення дисперсних зміцнюючих включень.



а б в

Рис. 2. Сплав Cu-0,03Cr-0,05Zr-0,07V: а – в литому стані; б – після деформації та термообробки; в – після випробувань на розрив при 500 °С

Таблиця 1 – Локальний хімічний аналіз зразків сплаву, відповідно до рис. 2

Елемент	Сплав Cu-0,03Cr-0,05Zr-0,07V, мас.%							
	литий		після деформації та ТО			після розриву при 500 °С		
	точка 1	точка 2	точка 1	точка 2	точка 3	точка 1	точка 2	точка 3
Cu	99.91	35.06	99.88	99.93	96.70	31.18	99.75	99.97
Cr	0.05	0.07	0.02	0.02	3.24	0.73	0.02	0.02
Zr	-	17.19	0.02	0.02	0.01	24.6	0.10	-
V	0.03	47.68	0.08	0.02	0.06	43.49	0.13	0.01

В досліджуваному сплаві ванадій «витягує» на себе цирконій з меж зерен, проте після деформації та впливу температури такі включення зустрічаються по всьому об'єму зразків. Така особливість вказує на те, що після деформації та рекристалізації утворюються нові зерна, що зростають до зіткнення зі зміцнюючими частинками та припиняють свій ріст. Такий механізм є очікуваним, але головне, що це доводить високу ефективність зміцнення міді вказаними дисперсними фазами, які містять ванадій.

Міцність досліджуваного сплаву при кімнатній температурі складала 200-250 МПа при відносному видовженні 27%. При 300 та 500 °С ці показники складали 168 а 135 МПа та 41 і 26 % відповідно. Важливим є падіння пластичності при високих температурах, що дозволяє розглядати сплав у якості жароміцного.

Таким чином, легування сплаву незначною кількістю ванадію в комплексі з цирконієм та хромом дає дуже хороший результат підвищення високотемпературної міцності сплаву. У всіх зразках EDX-mapping та локальний хімічний аналіз доводять формування в таких низьколегованих сплавах комплексних скупчень сферичної форми з цирконієм, ванадієм та міддю. Хром, у всіх випадках, за незначної його кількості, рівномірно розподіляється по об'єму у вигляді дрібнодисперсних включень до 1 мкм діаметром, інколи утворюючи сполуки з цирконієм.

Таким чином, сплав міді з кількістю легуючих добавок ванадію, хрому та цирконію в межах 0,15-0,3 мас.% має сприятливі структурно-фазові характеристики для того, щоб використовуватись в якості кондуктивного електротехнічного матеріалу з підвищеною, в порівнянні з міддю, жароміцністю. Досліджені зміни структури за підвищених температур вказують на ефективність зміцнюючого впливу утворених дисперсних частинок та перешкоджанню рекристалізації і високотемпературній повзучості сплавів даного типу.

ЛІТЕРАТУРА

1. Ліхацький Р. Ф. Особливості застосування хром цирконієвих бронз та способи покращення їх властивостей / Р. Ф. Ліхацький, М. М. Ворон, А. В. Нарівський // Процеси лиття. – 2022. – Т. 147, № 1. – С. 75-83. https://doi.org/10.15407/plit2022.01.075

2. Ліхацький Р. Ф. Створення та обробки мідних сплавів, легованих хромом, цирконієм та ванадієм / Р. Ф. Ліхацький // Металознавство та обробка металів. – 2023. – Т. 29, № 4. – С. 3- 13. https://doi.org/10.15407/mom2023.04.003

3. Ліхацький Р. Ф. Одержання мідного литого композиту системи Cu-V в умовах електронно-променевої ливарної технології / Р. Ф. Ліхацький, М. М. Ворон // Литво. Металургія: матеріали XVI міжнародної наук.-практ. конф., Запоріжжя, 8-10 вересня 2020 р. – Запоріжжя, 2020. – С. 80-82.

4. Фактори впливу на розподіл частинок ванадію в литих композитах системи Cu-V електронно-променевої виплавки / Р. Ф. Ліхацький [та ін.] // Процеси лиття. – 2023. – Т. 153, № 3. – С. 61-74. https://doi.org/10.15407/plit2023.03.061

5. Ліхацький Р. Ф. Структура виливків литих композитів системи Cu-V, одержаних електронно-променевим литтям / Р. Ф. Ліхацький, Є. О. Матвієць // Металознавство та обробка металів. – 2023. – Т. 29, № 3. – С. 56-67. https://doi.org/10.15407/mom2023.03.056

6. Ліхацький Р. Ф. Технологічні особливості електронно-променевої плавки хром-цирконієвих бронз, легованих ванадієм / Р. Ф. Ліхацький // Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві: матеріали IX міжн. наук.-техн. конф., ДДМА, м. Краматорськ, 25-27 вересня 2023 р. – Краматорськ, 2023. – С. 73-74.

ПОЗАДОМЕННЕ ВІДНОВЛЕННЯ ЗАЛІЗА З РУДИ ТА ПЕРСПЕКТИВИ ВИКОРИСТАННЯ ДЛЯ ЦЬОГО ВОДНЮ

Могилатенко В. Г. (м. Київ, НТУУ «КПІ ім. І. Сікорського»),
Шаповалов В. О., Жиров Д. М., Бурнашев В. Р.
(м. Київ, ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України)

На сьогодні основною схемою одержання сталі є одержання чавуну у доменних печах і переробка його в сталь у кисневих конверторах. Істотне скорочення викидів вуглекислого газу в цих процесах неможливе через те, що у доменній печі основним джерелом енергії і для відновлення заліза використовують кокс. У кисневих конверторах вуглець чавуну окиснюється до необхідної концентрації у сталі та є основним джерелом енергії для процесу.

Заміна вуглецю воднем у якості відновника дозволить значно скоротити викиди вуглекислого газу у металургії, але при цьому має застосовуватися інша технологічна схема виробництва сталі з залізорудної сировини. Також важливо мінімізувати витрати енергії з погляду на екологічні і економічні фактори.

Найбільш поширеною групою промислових технологій виробництва заліза прямого відновлення (DRI – Direct Reduction Iron) є відновлення у шахтних печах: MIDREX (близько 80 % виробництва DRI у шахтних печах), Hyl/Energiron (17 %), Pered (3 %), Finmet, Circored, Fior та інші [4–8]. На сьогоднішній день потужність окремих шахтних печей може сягати 2,5 млн тон на рік, наприклад Tosyali Algérie та Algerian Qatari Steel (Алжир, MIDREX), Nucor Steel Louisiana (США, Energiron).

У якості відновника можуть використовуватися такі відновлювальні гази, як коксовий газ, продукти газифікації вугілля, природний газ або продукти його конверсії, водень. Більшість установок такого типу побудовано на Близькому Сході, у Північній Африці та у Карибському регіоні, тобто у регіонах, багатих на природний газ.

Однією з переваг використання газоподібних відновників є їх чистота по сірці, фосфору і миш'яку. Таким чином, вміст шкідливих домішок у продукті залежить тільки від чистоти залізорудної сировини. Але, вся порода, що міститься у залізорудних матеріалах, залишається у DRI і потрапляє у сталеплавильні печі, що збільшує кількість шлаку і витрати енергії. Оптимальним вважається наступний склад залізної руди або залізорудних котунів, % [5]: Fe = 67,0; $SiO_2 + Al_2O_3 = 3,0$; S = 0,008; P = 0,03; $TiO_2 = 0,15$.

На відміну від доменної печі, одержання заліза прямого відновлення можливе у «киплячому шарі» подрібнених залізорудних матеріалів [8, 10, 11]. Але такі технології поки не знайшли широкого застосування, можливо через складність запобіганню злипання окремих часток.

Основними відновлювальними реакціями з вищих оксидів заліза до нижчих і далі до металевого заліза монооксидом вуглецю та воднем є:

1 - $3Fe_2O_3 + CO \rightarrow 2Fe_3O_4 + CO_2$

2 - $3Fe_2O_3 + H_2 \rightarrow 2Fe_3O_4 + H_2O$

3 - $Fe_3O_4 + CO \rightarrow 3FeO + CO_2$

4 - $Fe_3O_4 + H_2 \rightarrow 3FeO + H_2O$

5 - $FeO + CO \rightarrow Fe + CO_2$

6 - $FeO + H_2 \rightarrow Fe + H_2O$

Реакції (1) і (2) відбуваються відносно легко у верхній частині печі. Реакції (3)…(6) потребують значного надлишку відновника. Найбільшого надлишку відновника (табл. 1) потребують реакції (5) і (6). За температур понад 800 ℃ водень є більш ефективним відновником, ніж монооксид вуглецю і його відновлювальна здатність з ростом температури збільшується.

Таблиця 1 – Склад рівноважних газових сумішей для реакцій відновлення, H_2O/H_2 або CO_2/CO [11]

Реакція	Температура, °С						
	600	700	800	900	1000	1100	1200
(3)	55,2/44,8	64,8/35,2	71,9/28,1	77,6/22,4	82,2/17,8	85,9/14,1	88,9/11,1
(4)	30,1/69,9	54,2/45,8	71,3/28,7	82,3/17,7	89,0/11,0	92,7/7,3	95,2/4,8
(5)	47,2/52,8	40,0/60,0	34,7/65,3	31,5/68,5	28,4/71,6	26,2/73,8	24,3/75,7
(6)	23,9/76,1	29,9/70,1	34,0/66,0	38,1/61,9	41,1/58,9	42,6/57,4	44,5/55,5

Ступінь металізації заліза у промислових технологіях складає близько 94 %.

Автори роботи [6] визначили орієнтовну кількість вуглекислого газу, утвореного при виробництві DRI за різного співвідношення природного газу (ПГ) і водню у суміші відновлювальних газів при різних способах виробництва електроенергії (табл. 2) [6].

Таблиця 2 – Викиди CO_2 в залежності від складу суміші відновлювальних газів і способу одержання електроенергії, кг CO_2 на 1 т DRI [6]

Газ	100 % ПГ			50 % ПГ + 50 % H_2			20 % ПГ + 80 % H_2		
Джерело електроенергії	атомна, зелена	ПГ	вугілля	атомна, зелена	ПГ	вугілля	атомна, зелена	ПГ	вугілля
Сумарні викиди	495	545	579	320	1086	1624	248	1356	2135

Зменшення викидів вуглекислого газу у шахтних печах може бути при застосуванні плазмових технологій відновлення заліза з використанням водню [1, 13]. Але такі рішення ще потребують подальших досліджень як у галузі плазмових технологій, так і в інтеграції плазмових технологій у відновлення заліза в шахтних печах.

ЛІТЕРАТУРА

1. 2023 WORLD DIRECT REDUCTION STATISTICS. Режим доступу: https://www.midrex.com/wp-content/uploads/MidrexSTATSBook2023.pdf

2. The MIDREX Process - The world's most reliable and productive Direct Reduction Technology. Режим доступу: https://www.midrex.com/wp-content/uploads/MIdrex_Process_Brochure_4-12-18.pdf

3. Dario Pauluzzi. CFD Study of an Energiron Reactor Fed With Different Concentrations of Hydrogen / Pauluzzi D., Giraldo A.H., Zugliano A., Nogare D.D., Martinis A. AISTech Iron & Steel Technology 2021. Режим доступу: https://www.energiron.com/wp-content/uploads/2021/09/MARCH-2021_AIST-IRON-STEEL-TECHNOLOGY.pdf

4. Dario Pauluzzi, Alessandro Martinis. Sustainable Decrease of CO_2 Emissions in the Steelmaking Industry by Means of the Fine Ore Direct Reduction Circored Energiron Direct Reduction Technology. Режим доступу: https://www.researchgate.net/publication/329059091_SUSTAINABLE_DECREASE_OF_CO2_EMISSIONS_IN_THE_STEELMAKING_INDUSTRY_BY_MEANS_OF_THE_ENERGIRON_DIRECT_REDUCTION_TECHNOLOGY

5. Fine Ore Direct Reduction Circored™. Режим доступу: https://www.metso.com/globalassets/pdfs-and-other-downloads/circored---fine-ore-direct-reduction.pdf

6. Б.И. Бондаренко. Теория и технология безкоксовой металлургии / Бондаренко Б.И., Шаповалов В.А., Гармаш Н.И. – К.: Наукова думка. – 2003. – 534 с.

*7. Г.В. Губін Сучасні промислові способи безкоксової металургії заліза / Губін Г.В., Півень В.О. –Кривий Ріг. – 2010. – 336 с. **ISBN** 978-966-177-090-3.*

8. Жиров Д.М. Особливості процесу плазмово-дугового рідкофазного відновлення заліза газами: Автореф. дис. … канд. техн. наук: 05.16.02 / ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ. – К., 2011. – 21 с.

ВИЗНАЧЕННЯ КІНЕТИЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК РОЗЧИНЕННЯ ПОЛІМЕРНИХ МОДЕЛЕЙ ПРИ ЛИТТІ В ОБОЛОНКОВІ КЕРАМІЧНІ ФОРМИ

Нейма О. В. (м. Київ, ФТІМС НАН України)

У сучасних ливарних технологіях перспективним є виготовлення складнопрофільних фасонних виливків в оболонкові керамічні форми за полімерними моделями, що видаляються розчиненням. Одним із ключових етапів цієї технології є швидке, ефективне та контрольоване видалення полімерних моделей із керамічних форм. Ефективність цього методу безпосередньо залежить від швидкості та характеру розчинення моделей у вибраному розчиннику, адже надмірне подовження процесу чи неповне видалення залишків полімеру призводить до затримки технологічного процесу та зниження якості готових виливків. Вибір розчинника безпосередньо впливає на швидкість розчинення, характер протікання процесу та остаточні характеристики литва. Особливої актуальності набуває дослідження швидкості розчинення пінополістирольових (ППС) моделей, адже цей матеріал є широко поширеним у ливарній практиці завдяки своїй доступності, легкості оброблення та технологічним характеристикам.

Метою роботи було встановлення кінетичних характеристик процесу розчинення моделей з різних типів ППС з подальшим визначенням оптимальних розчинників для наступного застосування у технології лиття в оболонкові керамічні форми за полімерними моделями.

Для проведення досліджень використовували зразки двох типів ППС різного об’єму. Зразки прямокутної форми розміром 90×20×20 мм (36 см^3) і 90× 20×60 мм (108 см^3) вирізали з пінополістирольової плити марки ПСБ-35 (EPS-250) густиною 30 кг/м^3. Другий тип зразків аналогічних розмірів виготовляли зі значно міцнішого екструдованого ППС марки 4000 CS густиною 30 кг/м^3, що має однорідну структуру зі закритих герметичних комірок, що містять повітря.

При виборі розчинників враховували їх економічну та практичну доступність, відносну екологічну безпеку та можливість повторного використання продуктів деструкції. Відповідно, у якості дослідних розчинників використовували живичний скипидар, D-лімонен та розчинник 646. Витратний коефіцієнт становив 2/3 об’єму розчинника на одиницю об’єму моделі. Температура розчинників становила 20 °С. ППС зразки поміщали у прозорий контейнер таким чином, щоб їх площини щільно прилягали до стінок ємності, імітуючи замкнуту керамічну форму. Для кожної серії випробувань визначали час повного розчинення трьох зразків та розраховували об’ємну швидкість.

Отримані результати (рис. 1) дозволили порівняти ефективність різних розчинників та встановити вплив об’єму та типу ППС на кінетику процесу. Аналіз експериментальних даних показав, що швидкість та повнота розчинення пінополістирольових моделей суттєво залежать як від типу полімеру, так і від вибраного розчинника.

Живичний скипидар забезпечує стабільне розчинення блочного ППС (ПСБ-35), проте для екструдованого (4000 CS) швидкість процесу є у десятки разів нижчою через його щільну структуру. Об'ємна швидкість розчинення суттєво знижувалася при переході від ПСБ-35 до 4000 CS.

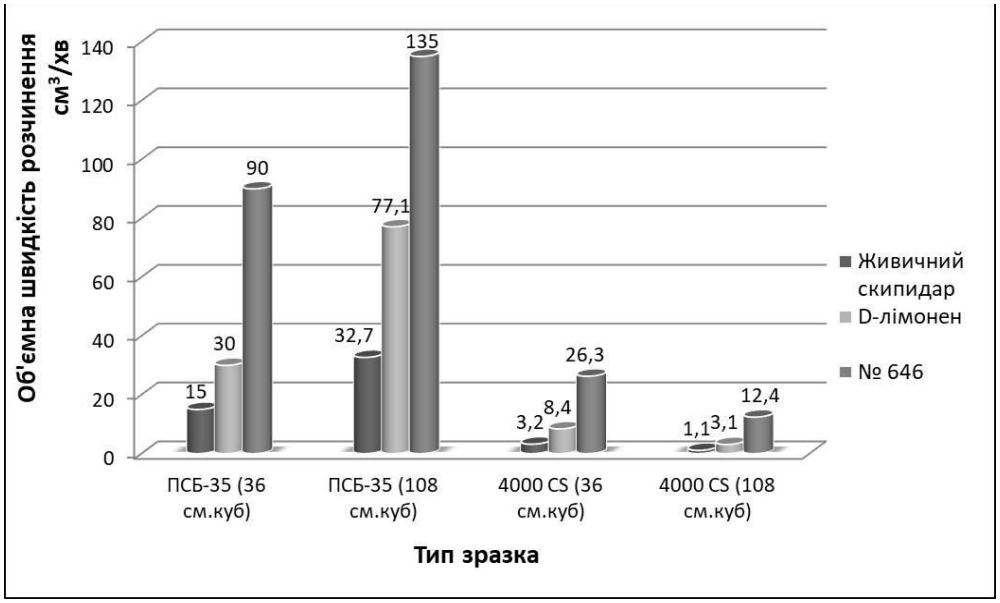


Рис. 1. Залежність об'ємної швидкості розчинення пінополістиролу різних типів від видів розчинника.

D-лімонен продемонстрував вищу ефективність: час розчинення блочних зразків був мінімальним, а навіть екструдований ППС розчинявся відносно швидко, що робить цей розчинник універсальним, проте він є імпортованим продуктом та його вартість в два рази більша за живичний скипидар та в декілька разів за розчинник 646.

Розчинник 646 забезпечував ультрашвидке розчинення як блочного так і екструдованого ППС, однак процес не завершувався повним переходом полімеру у розчин, залишаючи згустки нерозчиненого матеріалу. Це ускладнює практичне використання, проте дає перспективу пошуку технологічних рішень для видалення залишків полімеру з керамічних форм.

Отже, порівнюючи результати для трьох розчинників можна зробити висновок, що використання живичного скипидару забезпечує баланс між вартістю, екологічною безпекою та стабільністю процесу, а також має вагому перевагу у вигляді можливості повторного використання продуктів розчинення. Досвід промислових і лабораторних досліджень свідчить, що суспензії різної в'язкості, отримані після розчинення відходів пінополістиролу в скипидарі, можуть бути перетворені у перероблені матеріали з хорошою економічною ефективністю. Такі продукти можуть застосовуватись як сировина для виготовлення будівельних матеріалів, пластмасових виробів, антикорозійних, ґрунтувальних і декоративних покриттів, а також як зв'язувальний компонент у ливарних сумішах. Це робить живичний скипидар не лише технологічно, а й економічно доцільним вибором. Дані по використанню продуктів розчинення ППС у D-лімонені та розчиннику 646 у науковій літературі практично не висвітлені, що окреслює можливий напрям подальших досліджень.

ТЕХНОЛОГІЧНІ ПАРАМЕТРИ ТА ПЕРСПЕКТИВИ ЗАСТОСУВАННЯ ПЕРЛІТНОГО ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

Нестерук О. П., Бубликов В. Б., Бачинський Ю. Д., Овсянников В. О.
(м. Київ, ФТІМС НАН України)

Високоміцні чавуни (ВЧ, ductile iron, high-strength cast iron) сьогодні займають провідне місце серед конструкційних ливарних матеріалів завдяки поєднанню високих міцнісних характеристик, достатньої пластичності та відносно низької собівартості, як у порівнянні зі сталлю, так і з алюмінієвими сплавами. Одним із провідних виробників ливарних чавунів у Європі є Німеччина. Обсяг ринку ливарного виробництва в Німеччині складає 6,74 млрд доларів США, і очікується, що до 2035 року він досягне рівня 11,2 млрд доларів США [1]. У Німеччині та Франції перлітні ВЧ широко застосовуються у виробництві деталей трансмісій, важелів підвіски, гальмівних дисків та компонентів енергетичного машинобудування. В Італії вони становлять основу виробництва корпусних деталей насосів, компресорів та гідравліки. В Україні ВЧ є стратегічним матеріалом для вагонобудування (бокові рами, надресорні балки), сільськогосподарського машинобудування та енергетики. В Україні ливарна промисловість зазнала значних змін у зв'язку з війною. У 2024 році обсяг виробництва чавуну зріс до 6,5 млн тон, порівняно з попередніми роками [2].

Особливу групу становлять перлітні високоміцні чавуни (марки EN-GJS-700-2, EN-GJS-800-2 тощо відповідно до ДСТУ EN 1563:2018). У багатьох країнах ще немає стандартів саме на «перлітний високоміцний чавун» як окрему категорію, тому деякі ливарні компанії, такі як GF (Швейцарія), Fiat (Італія) і FCD (Японія), встановили корпоративні стандарти і працюють по індивідуальних технічних умовах [3], виробляючи високоміцний чавун з міцністю σ_B ~ 900 МПа, твердість НВ = 250-320 та підвищеним у 2-5 разів відносним видовженням δ. Саме це робить їх придатними для роботи в умовах динамічного навантаження, абразивного зносу та високих контактних тисків.

Попри широке застосування, актуальним залишається питання стабільного керування структурою (співвідношення перліт/ферит, морфологія графіту) для забезпечення прогнозованих властивостей у серійному виробництві. Відхилення у параметрах виплавки, модифікування та охолодження призводять до утворення феритних прошарків, карбідних включень або дефектів, що знижують втомну міцність і експлуатаційну надійність виливків.

Формування базових параметрів технології отримання нових марок перлітних високоміцних чавунів, що забезпечують прогнозоване поєднання високих фізико-механічних (міцність $\sigma_B \geq 800$ МПа, пластичність δ = 5-8 %, ударна в’язкість) та експлуатаційних (зносостійкість, втомна довговічність) характеристик, дає можливість розширити конкурентоздатність вітчизняного ливарного виробництва на європейському і світовому ринках,

підвищити надійність та довговічність деталей для транспорту, енергетики, гірничо-металургійного та аграрного машинобудування.

Для цього необхідно:

- визначити оптимальний хімічний склад (C, Si, Mn, Cu, Ni) для формування перлітної матриці;
- встановити оптимальні параметри модифікувально-рафінувального оброблення розплаву;
- розробити температурно-часові режими плавлення та охолодження, що мінімізують утворення дефектів;
- оцінити доцільність термооброблення (нормалізування, відпуск) для коригування мікроструктури і механічних властивостей;
- створити систему контролю (металографія, механічні випробування, моделювання), яка дозволяє прогнозувати кінцеві властивості металу відливок ще на стадії розроблення технології.

Взаємодія магнію з розплавом відбувається швидко і чутлива до температури, тривалості контакту та фракції модифікатора. Вплив температури заливання на структуроутворення та механічні властивості виливків з високоміцного чавуну проявляється, головним чином, через кінетику розчинення модифікатора. Нижню межу температури розплаву при заливанні необхідно встановити для умови гарантованої заповнюваності форм (без утворення неспаїв і недоливів), а верхню – обмежити величиною +30 °С з метою отримання мінімальної усадки високоміцного чавуну, що має велике значення для отримання виливків без усадкових дефектів.

Час контакту від моменту попадання металу в камеру до заповнення форми є критичним і може змінити залишковий Mg від рівня недомодифікування до надлишкового. Вивчення впливу фракційного складу проводилося при однаковому ступені заповнення об'єму реактора і постійній витраті (1 %) лігатури. Дослідження показали, що застосування відцентрових реакторів дозволяє використовувати більш полідисперсні фракції лігатури 1-15 мм, порівняно з типовою фракцією 1-10 мм, що дає вище засвоєння чавуном магнію з модифікатора. Також це дозволяє інтенсифікувати розчинення і підвищити вміст магнію в металі виливків на 30-50 %. Вибір і застосування оптимального виду міжфазної взаємодії є одним з головних факторів при розробленні керованих процесів модифікування в передкристалізаційному періоді.

Для отримання стабільної структури, необхідно точно дотримуватись технології і здійснювати моніторинг в режимі реального часу.

ЛІТЕРАТУРА

1. https://www.marketresearchfuture.com/reports/germany-metal-casting-market-49574 // «Germany Metal Casting Market» (Report).

2. https://www.reuters.com/markets/commodities/ukraine-steel-output-jumps-possible-coking-coal-loss-clouds-outlook-2024-12-09 // «Ukraine steel output jumps, but possible coking coal loss clouds outlook».

3. https://www.zhycasting.com/research-and-development-of-high-strength-and-high-plasticity-pearlitic-ductile-iron // «Research and development of high strength and high plasticity pearlitic ductile iron – ZHY Casting».

ВПЛИВ КОНЦЕНТРАЦІЙНОГО СПІВВІДНОШЕННЯ КОМПОНЕНТІВ NACL–KCL ФЛЮСІВ НА ЕФЕКТИВНІСТЬ ОЧИЩЕННЯ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

Петриченко С. В., Коваленко В. В. , Ямшинський М. М.,
Биба Є. Г., Лук'яненко І. В., Мініцький А. В., Кивгило Б. В., Барабаш М. Ю.
(м. Київ, НТУУ «КПІ ім. І. Сікорського»)

Очищення алюмінію від оксидних включень, неметалевих домішок і залишків шлаку є ключовим етапом перероблення та вторинного використання, оскільки визначає властивості сплаву й технологічну придатність матеріалу.У промисловій практиці отримання вторинного сплаву, одним з найефективніших і найбільш поширених методів очищення алюмінієвих розплавів вважається використання флюсів на основі хлоридів натрію (NaCl) і калію (KCl). Ці двокомпонентні сольові суміші виконують комплексну функцію в металургійному процесі, забезпечуючи не лише очищення, але і стабілізацію термічного та хімічного середовища плавлення. Зокрема, вони сприяють зниженню поверхневого натягу між шлаковою і металевою фазами, що активізує флотувальний механізм виведення неметалевих включень на поверхню розплаву.

Найбільшого використання під час перероблення брухту з алюмінію переважно використовують суміш з хлориду натрію (NaCl) і хлориду калію (KCl) з додаванням фторидів, таких як плавиковий шпат (CaF_2) або кріоліт (Na_3AlF_6) або інші лужні фториди (NaF, KF). У Європейських країнах застосовуються звичайна суміш із 70 масових % NaCl і 30 масових % KCl. У США та Канаді використовується еквімолярна евтектична суміш 50 мол.% NaCl і 50 мол.% KCl, що відповідає 44 мас.% NaCl і 56 мас.% KCl [1, 2].

Метою роботи є комплексний аналіз ефективності застосування суміші солей NaCl-KCl під час очищення вторинних алюмінієвих сплавів.

В якості сировини для плавлення алюмінію було використано різнотипний алюмінієвий брухт, що включав: залишки броньованої бойової машини (ББМ), знищеної внаслідок бойових дій; зворот власного виробництва, що утворюється під час технологічних операцій; побутовий брухт у вигляді алюмінієвих банок; а також промислову алюмінієву стружку. Такий підхід дозволив оцінити можливості вторинного використання алюмінієвих відходів різного походження з метою формування литих заготовок із підвищеними механічними властивостями.

Результати аналізу хімічного складу отриманих алюмінієвих сплавів свідчать, що підвищення вмісту флюсу до 15 % значно підвищує вміст алюмінію з 88,31 до 95,13 %. Така тенденція демонструє про те, що флюс сприяє очищенню сплаву від домішок, що, відповідно, підвищує частку основного компонента – алюмінію.

Зростання вмісту алюмінію з додаванням флюсу пояснюється здатністю видаляти неметалеві включення, оксиди та інші домішки, які знижують частку чистого алюмінію в сплаві. Флюс, ймовірно, сприяє флотації домішок

або їх хімічній взаємодії з розплавом, що дозволяє очищати сплав. Максимальний вміст алюмінію при 15 % флюсу вказує на те, що ця концентрація є найбільш ефективною для очищення.

Додавання 1 % флюсу різко знижує вміст кремнію до 0,57 % і залишається низьким для всіх подальших концентрацій флюсу. Така поведінка свідчить про високу ефективність флюсу у видаленні кремнію зі сплаву. Кремній, ймовірно, реагує з компонентами флюсу, утворюючи сполуки, які виводяться у шлак, або видаляється у вигляді неметалевих включень.

Стосовно інших елементів, які присутні в сплавів Mg, Mn, Ti та Zn відбувається зменшення їхнього вмісту із збільшенням кількості флюсу. Наприклад, для Mg оптимальним вмістом флюсу є 3 %. В той же час початкове зростання вмісту магнію під час додавання флюсу до 1 %може бути пов’язане з тим, що флюс на початковому етапі сприяє видаленню домішок, які перешкоджають точному визначенню вмісту магнію, або з можливою стабілізацією магнію в розплаві. Збільшення до 2 % суміші і більше магній, ймовірно, вигорає через його високу реакційну здатність або вступає в хімічну взаємодію з компонентами флюсу, що призводить до зниження його вмісту.

Максимальний вміст марганцю спостерігається при кількості флюсу 10 %, тоді як мінімальний – при 4 % флюсу. Нелінійна поведінка вмісту марганцю може бути пов’язана з комплексною взаємодією флюсу з розплавом. На початковому етапі марганець частково втрачається, можливо, через реакцію з флюсом або видалення у вигляді шлаку. Зростання вмісту марганцю від 2 % і особливо при 10 % може свідчити про те, що флюс у цих концентраціях сприяє стабілізації марганцю в розплаві або зменшує його втрати через окиснення. Зниження вмісту марганцю при 15 % флюсу може бути пов’язане з надмірною реакцією марганцю з флюсом або його видаленням разом із домішками.

Збільшення кількості флюсу знижує вміст цинку. Ймовірно цинк втрачається через високу леткість та реакцію з флюсом, що призводить до його видалення у вигляді газоподібних сполук або шлаку. Повна відсутність цинку при 10 % і 15 % флюсу свідчить про те, що високі концентрації флюсу ефективно видаляють цинк зі сплаву.

ЛІТЕРАТУРА

1. Prillhofer R, Prillhofer B, Antrekowitsch H. Treatment of residues during aluminum recycling. / Prillhofer R, Prillhofer B, Antrekowitsch H. // TMS Annu Meet. – 2009 – P.857–62.

2. Kammer C. Aluminium-Taschenbuch. 1. Grundlagen und Werkstoffe. 16-е вид. Düsseldorf: Aluminium-Verlag, 2002. 783 c. ISBN 978-3-87017-274-9.

ТЕРМОДИНАМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ РОЗПЛАВІВ СИСТЕМ Bi–РЗМ

Подопригора Н. В., Романова Л. О., Шевчук В. А., Судавцова В. С.
(м. Київ, ІПМ НАН України)

Бісмут і його розплавлений хлорид використовується при переробці відходів ядерного палива. Сплави рідкісноземельних елементів (РЗЕ) з Bi проявляють надпровідні та термоелектричні властивості, серед них є як легко-, так і тугоплавкі матеріали. Тому для розробки таких матеріалів доцільно знати їх термодинамічні властивості в широкому інтервалі температур і концентрацій.

Натепер досліджені розведені відносно Ln розплави систем Bi–Ln (Ln — лантаноїд) методом ЕРС. Перші парціальні мольні ентальпії і енергії Гіббса Ln в усіх розплавах мають великі екзотермічні значення, які узагальнено в [1]. Лише в одній роботі визначені термохімічні властивості розплавів системи Bi–Yb в повному інтервалі концентрацій методом калориметрії і розраховано всі термодинамічні властивості цих розплавів за моделлю IAP. Встановлено, що мінімум ΔH рідких сплавів системи Bi–Yb дорівнює −72 кДж/моль при $x_{Yb} = 0{,}6$ і T=1100 K. Це корелює з тим, що Bi і Yb утворюють інтерметалід Yb_4Bi_3. Ця фаза є самою тугоплавкою і такою, що плавиться конгруентно ($T_{пл} = 1480°C$). Ентальпії утворення сполук Ln_mBi_n визначені методом прямої реакційної калориметрії і встановлено, що вони є екзотермічними. Зараз також виконано термодинамічні описи проміжних фаз, рідких сплавів і діаграм стану бінарних систем Bi–La (Ce, Nd, Pr, Gd, Er, Ho). Але розраховані термохімічні властивості розплавів цих систем є заниженими, тому що в їх основі лежали дані, які були оцінені за моделлю Міедеми.

Тому на даний час назріла необхідність дослідити термохімічні властивості розплавів подвійних систем Bi–РЗМ методом ізопериболічної калориметрії в широкому інтервалі концентрацій і при досить високих температурах. Це вперше зроблено нами м*етодом калориметрії для* розплавів систем Bi–РЗМ (РЗМ= La, Ce, Pr, Eu, Tm) при 1220 K. Виявлено, що для перших трьох систем ΔH_{min} змінюються від –118 до –130 кДж/моль, які близькі до $\Delta_f H$ сполук LnBi. Для розплавів подвійних систем Bi–Eu (Tm) ΔH_{min} дорівнюють – 61 і –75 кДж/моль. Ці дані корелюють з аналогічними для рідких сплавів системи Bi–Yb.

Крім того, доцільно на основі цих і літературних результатів розрахувати всі термодинамічні властивості як проміжних твердих фаз, так і розплавів. Це дозволило встановити залежності термодинамічних властивостей всіх фаз систем Bi–РЗМ від порядкового номеру РЗМ і на основі цього спробувати

прогнозувати аналогічні параметри для не досліджених і складних в експериментальному відношенні систем.

Ці дані дозволили розрахувати термодинамічні властивості розплавів потрійних систем Bi–РЗМ–перехідний метал, які зараз зовсім не досліджено, через низьку температуру кипіння Bi, але вони є перспективними для використання в різних галузях промисловості і техніки. Ці розраховані дані дозволять вірно проводити дослідження потрійних розплавів, щоб в невеликими матеріальними і технічними затратами одержати нову термодинамічну інформацію, яка буде використана для оптимізації технологічних процесів, в яких будуть отримані нові перспективні матеріали з комплексом заданих фізико-хімічних властивостей.

ЛІТЕРАТУРА

1. Moriyama H., Yamana H., Nishikawa S., Shibata S., Wakayama N., Miyashita Y., Moritami K., Mitsugashira T. Thermodynamics of reductive extraction of actinides and lanthanides from molten chloride salt into liquid metal. J. Alloys Compd. 1998. Vol. 271–273, P. 587–591, DOI: 10.1016/S0925-8388(98)00165-0.

ОЦІНКА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ АЛЮМІНІЄВО-КРЕМНІЄВИХ СПЛАВІВ ЗА ФАЗОВИМ СКЛАДОМ

Пригунова А. Г. (м. Київ, ФТІМС НАН України)

Для оптимізації сплавів традиційно використовують математичні моделі, що описують взаємозв'язок хімічного складу з властивостями. Проте вони правомірні лише у випадку, коли всередині інтервалу концентрацій, що досліджується, відсутні якісні фазові зміни. Тому в роботі розглянуто можливість прогнозування механічних характеристик сплавів за їх фазовим складом. Дослідження проведено на сплаві АК8М3 (Si - 8,6 %, Cu - 3,3 %, Fe - 1,08 %, Mn - 0,39 %, Zn - 0,61 %, Ni - 0,3 %), додатково легованого магнієм (0,23-2,0 мас.%).

За мікроструктурою в сплаві АК8М3 виявлено сім основних фаз: $(FeMn)_3Si_2Al_{15}$ (α); $FeSiAl_5$ (β); Si; Al_α; $FeMg_3Si_6Al_8$ (π); Mg_2Si; $CuAl_2$ (θ), об'ємна частка яких залежить від вмісту магнію (табл. 1) і впливає на механічні властивості (табл. 2).

Таблиця 1 – Фазовий склад сплаву АК8М3 (0,23...2,0 мас. % Mg)*

Mg, мас. %	Об'ємна частка фаз, %							Сума
	α	β	Si	θ	π (x_1)	Mg_2Si (x_2)	Al_α	
0,23	1,12	4,54	8,89	4,34	0,10	0,21	81,80	101,0
0,50	0,77	4,54	9,00	3,65	0,63	0,53	80,42	99,5
1,00	0,62	4,44	6,69	3,39	1,28	1,33	49,25	100,0
1,50	0,35	2,30	8,95	3,97	5,67	0,78	76,99	99,2
2,00	0,30	1,92	6,68	4,34	8,60	2,59	75,57	100,0

* Помилка вимірювання об'ємної частки фаз - 5 %.

Таблиця 2 – Механічні властивості сплаву АК8М3 (0,23...2,0 % Mg)

Mg мас. %	Експериментальні			Розраховані		
	$\sigma_в$, МПа	δ, %	НВ	σ, МПа	x_1, %	x_2, %
0,23	143	1,1	98	142	0,20	0,29
0,50	148	1,1	104	157	0,55	0,63
1,00	184	1,3	107	181	1,52	1,26
1,50	195	1,4	109	191	5,18	0,75
2,00	175	1,0	107	174	8,84	2,6

Лінійному збільшенню вмісту Mg відповідають нелінійні зміни кількісних показників структури. За впливом Mg на об'ємну частку інтерметалідів виділено два інтервали: 0,23 % ≤ [Mg] < 1,0 % та 1,0 % < [Mg] ≤ 2,0 %.

Незалежними від вмісту Mg (x_o) є фази Al_α, Si, θ, а також відносне видовження. Тимчасовий опір розтягуванню ($\sigma_в$) і твердість (НВ) залежні від фаз β, α, π (x_1) і Mg_2Si (x_2). Аналіз коефіцієнтів парної кореляції об'ємних часток фаз свідчить, що при довірчій ймовірності 95 % значущі тільки кореляції: $\alpha \to \pi$ і $\beta \to \pi$. Ці залежності адекватно описуються рівнянням регресії виду:

$$\alpha = 0{,}6136(\pi)^{-0{,}3};\ S^2_{ад} = 0{,}06;\ F_р = 6{,}5333;\ F_т(0{,}05;\ 3;\ 4) = 6{,}59 \qquad (1)$$

$$\beta = 4{,}682 - 0{,}3484\ (\pi);\ S^2_{ад} = 0{,}09317;\ F_р = 6{,}5154;\ F_т(0{,}05;\ 3;\ 4) = 6{,}59 \qquad (2)$$

$$НВ = 77{,}098 + 0{,}1648\sigma_в;\ S^2_{ад} = 4{,}430;\ F_р = 2{,}5697;\ F_т(0{,}05;3;4) = 2{,}8 \qquad (3)$$

При кристалізації з усіх залізовмісних фаз інтерметалід π виділяється останнім. Його об'ємна частка контролюється кількістю атомів заліза, що залишилися в рідині після утворення високотемпературних фаз α і β. Це дозволило спростити завдання і обмежитися залежностями між $\sigma_в$ та об'ємними частками π(x_1) і Mg_2Si (x_2), а також між x_1, x_2 і вмістом Mg (x_o). Застосування методу найменших квадратів дозволило отримати адекватний опис зв'язку короткочасної міцності з характеристиками фазового та хімічного складу сплаву:

а) рівняння, що зв'язує $\sigma_в$ з характеристиками фазового складу

$$\sigma_в = 130 + 11{,}5x_1 + 36{,}58x_2 - 6{,}64x_1x_2\ ,\ МПа$$

$$S^2_{ад} = 54{,}62;\ F_р = 2{,}83;\ F_т(0{,}05;\ 1;\ 43) = 4{,}065 \qquad (4)$$

б) рівняння хімічний склад - властивості

$$\sigma_в = 138{,}67 - 6{,}852x_o + 84{,}25x_o^2 - 35{,}876x_o^3,\ МПа$$

$$S^2_{ад} = 31{,}86;\ F_р = 1{,}6508;\ F_т(0{,}05;\ 1;\ 43) = 4{,}065 \qquad (5)$$

Побудовано моделі для різних підобластей за вмістом Mg.

Для першої підобласті $0{,}23 \le x_o < 1$:

$$x_1 = 0{,}663x_o + 0{,}857x_o^2;\ S^2_{ад} = 0{,}074;\ F_р = 1{,}5948;\ F_т(0{,}05;\ 1;\ 4) = 7{,}71$$

$$x_2 = 1{,}261x_o;\ S^2_{ад} = 0{,}01065;\ F_р = 6{,}6563;\ F_т(0{,}05;\ 1;\ 4) = 6{,}94 \qquad (6)$$

Для другої підобласті $1 < x_o \le 2$:

$$x_1 = -5{,}797 + 7{,}32\ x_o;\ S^2_{ад} = 0{,}3553;\ F_р = 7{,}6573;\ F_т(0{,}05;\ 1;\ 4) = 7{,}71$$

$$x_2 = 9{,}356 - 12{,}82x_o + 4{,}72x_o^2;$$

$$S^2_{ад} = 0{,}0059;\ F_р = 3{,}6875;\ F_т(0{,}05;\ 1;\ 4) = 7{,}71 \qquad (7)$$

Об'єднуючи рівняння (5) - (7), отримано адекватні експерименту значення $\sigma_в$ для сплаву АК8М3 з різним вмістом Mg. Аналіз впливу Mg (x_o) на зміну $\sigma_в$ проведено за рівнянням другого порядку:

$$\frac{\partial \sigma_в}{\partial x_0} = \frac{\partial \sigma_в}{\partial x_1} \cdot \frac{\partial x_1}{\partial x_0} + \frac{\partial \sigma_в}{\partial x_2} \cdot \frac{\partial x_2}{\partial x_0}\ , \qquad (8)$$

де x_1 і x_2 визначено за (6) і (7), $\partial\sigma_в/\partial x_1$ і $\partial\sigma_в/\partial x_2$ – за (5).

Результати розрахунків за рівняннями (4) і (8) збігаються.

УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЙ МОДИФІКУВАННЯ ЗАЕВТЕКТИЧНИХ СИЛУМІНІВ CuP ЛІГАТУРОЮ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ЛИТИХ ВИРОБІВ

Пригунова А. Г., Жидков Є. А., Бабюк В. Д.
(м. Київ, ФТІМС НАН України)

Для поліпшення структури і механічних властивостей промислових сплавів застосовують різні технологічні прийоми: регулювання режимів плавки, лиття, кристалізації. Дієвим фактором впливу на структуроутворення є введення до розплаву невеликих присадок різних елементів, які докорінно змінюють процес кристалізації і відповідно технологічні, механічні та експлуатаційні характеристики виливків.

Заевтектичні силуміни завдяки відмінним ливарним властивостям, більш високим в порівнянні з алюмінієвими сплавами, що деформуються, модулем пружності, низькому температурному коефіцієнту лінійного розширення, хорошій оброблюваності різанням і зварюваності широко застосовуються як конструкційні матеріали в машинобудуванні, перш за все, для виготовлення поршней форсованих двигунів внутрішнього згрояння, які виготовляються методами фасонного лиття або рідкого штампування. Тому до них висувається ряд вимог, основними з яких є підвищена жароміцність і зносостійкість.

Для досягненя високого рівня цих характеристик здійснюється легування такими елементами, як Cu, Mg, Mn і Fe, головна функція яких є зміцнення твердого розчину алюмінію, особливо за рахунок дисперсійного тверднення. Найбільший ефект твердорозчинного зміцнення досягається за рахунок введення міді. Крім того, мідь підвищує корозійну стійкість. Магній зміцнює сплав в основному за рахунок ефекту старіння, оскільки твердорозчинне зміцнення є недостатньо великим внаслідок слабкого розчинення магнію в силумінах, при тому, що в сплавах систем Al-Mg магній є ефективним твердорозчинним зміцнювачем. Тому промислові заевтектичні силуміни найчастіше відносяться до двох основних систем легування Al-Si-Cu і Al-Si-Mg. Ураховуючи вище описані факти і склад найбільш поширених і ефективних поршневих сплавів, для дослідження обрано сплав AlSi19Cu5Mg1 із середньою масовою часткою кремнію 19 %, міді – 4,5…5,0 %, магнію – 0,9…1,0 %.

При традиційних технологіях отримання виливків вони кристалізуються з утворенням грубоголчастої евтектики, первинних кристалів кремнію у формі пластин з розвиненими гранями, що призводить до окрихчування, яке посилюється з ростом вмісту кремнію в сплаві. Це істотно знижує механічні властивості, погіршує оброблюваність виливків і якість поверхні, збільшує знос ріжучого інструменту, обмежує способи отримання деталей конструкційного призначення.

Одним із шляхів поліпшення властивостей цієї групи сплавів є збільшення дисперсності структурних складових, перш за все, первинних кристалів кремнію, евтектики та твердого розчину алюмінію. З цією метою

в розплав зазвичай вводять фосфор, лігатури та флюси, до складу яких він входить. Серед останніх найбільшого поширення в промисловості набула лігатура CuP, яка містить фосфор з масовою часткою від 8 % до 11 % (МФ9, ДСТУ 2530-94) і позитивно впливає на механічні властивості литих виробів.

Досить великі перспективи поліпшення якості металів і сплавів пов'язані з використанням мікрокристалічних лігатур та модифікаторів, а можливості управління процесами розчинення та структуроутворення компресійними плазмовими потоками дозволяють прогнозувати ефективність їх використання як для отримання дисперсних лігатур, так і для безпосереднього введення рідкого модифікатора до розплаву, що визначило основний алгоритм вирішення задачі з підвищення властивостей заевтектичних силумінів, зокрема зносостійкості.

Розроблено технологічні способи одержання та введення до розплаву гранульованих мікрокристалічних модифікаторів, виготовлених розпорошенням лігатури CuP низькотемпературною плазмою на мідну підкладку, а також модифікування сплавів рідкою лігатурою, отриманою розплавленням плазмою стрижнів з матеріалу модифікатора. Використання таких лігатур приводить до значного зменшення розміру кристалів первинного кремнію (КПК) в заевтектичному сплаві AlSi19Cu5Mg1 порівняно з модифікуванням за традиційною технологією (рисунок), при зменшенні дендритного параметру твердого розчину алюмінію в 1,3…1,5 рази.

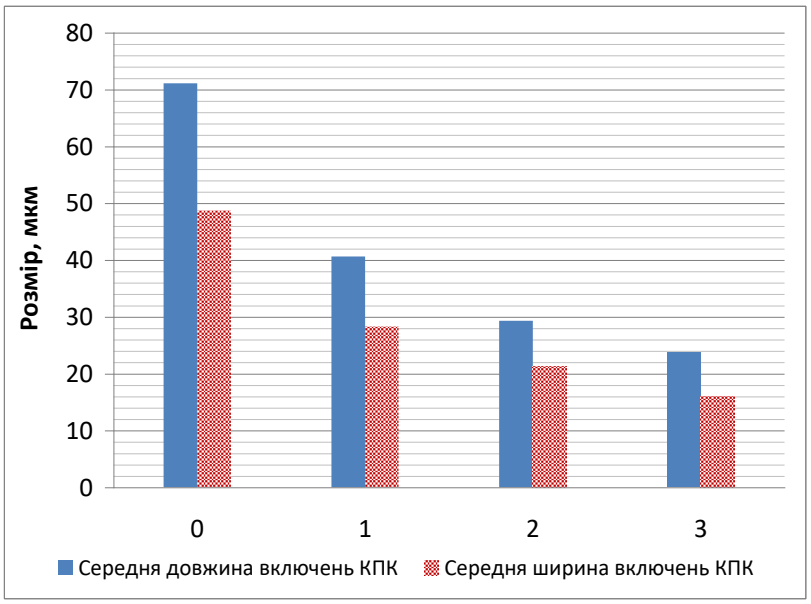


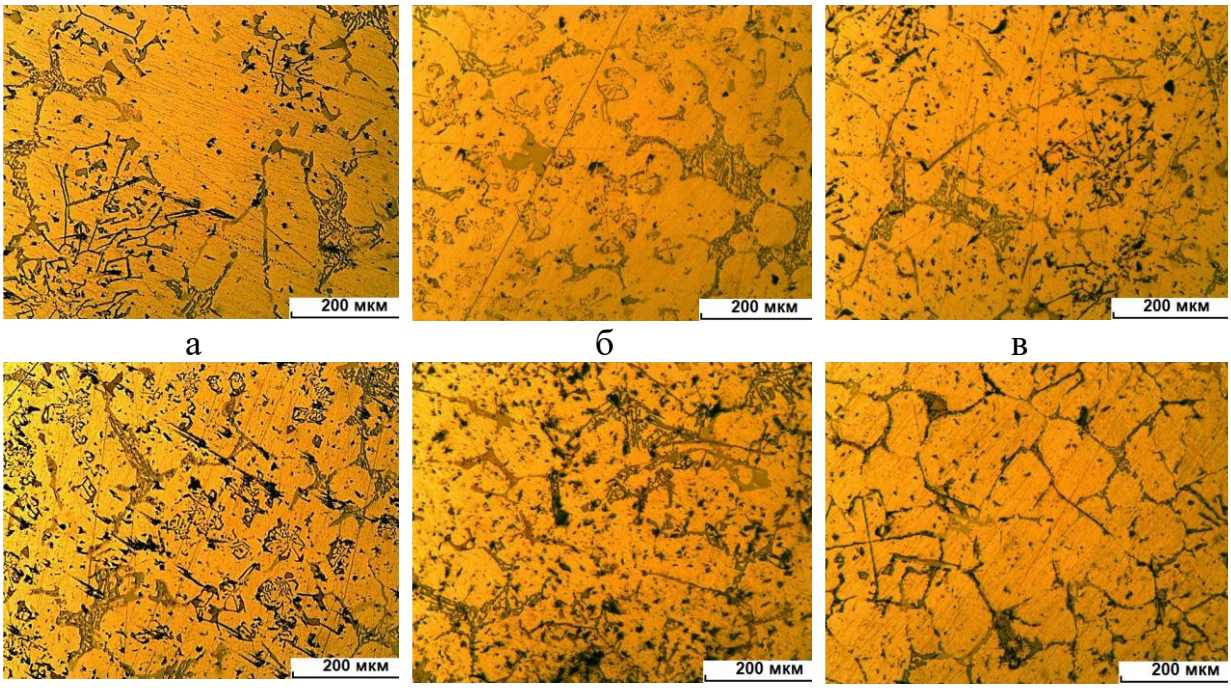
Рис. 1. Середній розмір КПК у залежності від способу модифікування: 0 – немодифікований сплав; 1 – сплав, модифікований промисловою литою лігатурою CuP; 2 – модифікування гранульованою лігатурою; 3 – введення лігатури до розплаву в потоці плазми

Такі структурні зміни сприяють підвищенню зносостійкості заевтектичного силуміну. Зокрема, сила сухого тертя, при модифікуванні стрижневою лігатурою CuP, розплавленою плазмою, в 1,7 разів менша, ніж в парі з немодифікованим литим зразком, при триразовому зменшенні зносу.

ВПЛИВ ВІБРАЦІЇ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ АК5М2 ІЗ 2,2 % ЗАЛІЗА

Пригунова А. Г., Шейгам В. Ю., Бабюк В. Д, Бєлік В. І., Цір Т. Г., Жидков Є. А., Вернидуб А. Г. (м. Київ, ФТІМС НАН України)

Досліджено сплав АК5М2, в якому вміст заліза збільшено до 2,2 %. Тигель з розплавом вібрували з частотою 50 Гц, амплітудою 0,5 мм при температурах 750, 700 і 650 °С протягом 20 і 40 хв. Мікроструктуру металу досліджували на зразках, отриманих зі швидкістю охолодження 0,35 °С/с (рисунок) і 2,0 °С/с, що відповідає умовам охолодження в металевій та піщаній формах. Механічні випробування проводили на литих зразках з діаметром робочої частини 10 мм, результати наведено в таблиці.



а б в

г д е

Рис. 1. Мікроструктура сплаву АК5М2 з 2,2 % Fe залежно від температури вібрації в рідкому стані протягом 20 хв. і швидкості охолодження 0,35 °С/с: а, г – 750 °С; б, д –700 °С; в, е – 650 °С; а, б, в – без вібрації; г, д, е – після вібрації тиглю з розплавом

У сплаві АК5М2 з 2,2 % Fe після перегріву розплаву до температури 750 °С основною залізовмісною фазою є розгалужений інтерметалід $(Fe,Mn)_3Si_2Al_{15}$ (α), що входить до складу евтектики α + $Al_α$, частка якої в структурі досить велика. Фаза $FeSiAl_5$ (β) практично відсутня. У незначній кількості присутні компактні кристали фази α, що виділилися з розплаву за механізмом первинної кристалізації (L → α). Після 20 хв. вібрації кількість і розмір первинних кристалів α дещо збільшується, при значному зменшенні її розміру в евтектиці. Таке явище спостерігається при обох швидкостях охолодження.

Таблиця 1 – Параметри вібрації розплаву та механічні властивості сплаву після вібрації та витримки у рідкому стані

Температура, ºС	Час вібрації, хв.	Тривалість витримки, хв.	$\sigma_в$, МПа	δ, %
650	-	-	164,0	0,68
	20	-	151,5	0,41
	20	50	168,8	0,48
700	-	-	180,45	1,89
	20	-	195,8	1,58
	-	20	204,2	1,91
	-	40	203,3	1,46

У виливках, охолоджених зі швидкістю 0,35 ºС/с, в середині та на межах дендритних осередків твердого розчину алюмінію, розмір яких після вібрації зменшується майже в 2 рази, зафіксовано дрібні компактні інтерметалідні фази. Подібне явище спостерігається при термічній обробці сплаву АК5М2 в твердому стані. Збільшення часу вібрації до 40 хв. призводить до укрупнення залізовмісних фаз. Розмір дендритних осередків твердого розчину алюмінію також дещо збільшується.

При зниженні температури до 700 ºС загальна тенденція зміни мікроструктури виливків під дією вібрації розплаву подібна вищеописаній, з деякими індивідуальними змінами кількісних характеристик. Порівняно з нагріванням до 750 ºС зменшується розмір евтектичних кристалів фази α. Це стосується мікроструктури виливків не тільки після вібрації, а й вихідних. Посилився ефект «термічної обробки» при швидкості охолодження 0,35 ºС/с. Суттєве зменшення розміру структурних складових внаслідок вібрації розплаву протягом 20 хв. при температурі 700 ºС сприяло підвищенню короткочасної міцності зразків на 8,5 %, при зменшенні пластичності в 1,2 рази (див. табл.), що, ймовірно, зумовлено огрубінням гілок евтектичної α- фази. Тобто, вплив вібрації на властивості литого металу є неоднозначним. Подальше зростання механічних властивостей при тривалій витримці металу в рідкому стані після вібрації пов'язане з процесом видалення водню.

При охолодженні від температури 650 °С у мікроструктурі вихідних зразків присутня невелика кількість голкоподібної фази β, об'ємна частка якої після вібрації збільшується, при суттєвому зменшенні кількості евтектики α + $Al_α$. Особливо це відбувається при вібрації протягом 20 хв., що призвело до зниження механічних властивостей.

Таким чином, вібрація дозволяє зменшити температуру та час термочасової обробки розплаву, яка широко застосовується в практиці ливарного виробництва. Для підвищення механічних властивостей виливків із сплаву АК5М2 із вмістом заліза 2,2 % рекомендовано: здійснювати вібрацію при температурах 700 –750 °С протягом 20 хв., з витримкою у рідкому стані після вібрації – 20 хв.

УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ПЕРЕПЛАВУ ЛЕГОВАНОГО БРУХТУ У ДУГОВІЙ СТАЛЕПЛАВИЛЬНІЙ ПЕЧІ

Пройдак Ю. С., Горобець А. П., Жаданос О. В., Мацишин В. Г.
(м. Дніпро, УДУНТ)

Сучасний стан металургійної галузі характеризується щорічним зростанням обсягів виробництва сталі, що переважно виготовляється шляхом переплаву металобрухту в дугових сталеплавильних печах.

Виробництво сталі в дугових електропечах супроводжується низкою технологічних недоліків. Серед них - значні втрати легуючих елементів під час переплаву при виготовленні сталей спеціального призначення за рахунок їх підвищеного окислення в зоні роботи електричних дуг, а також підвищене енергоспоживання при використанні двошлакового режиму плавки, що, в свою чергу, зумовлює збільшення її тривалості.

У зв’язку з цим, зберігається актуальність розробки нових технологічних підходів до виробництва сталей спеціального призначення, зокрема шляхом удосконалення процесів електродугового переплаву легованого брухту, оптимізації енергетичного й температурного режимів роботи печі з метою скорочення тривалості плавлення, зменшення втрат легуючих елементів та підвищення їх засвоєння [1].

Одним із напрямів вдосконалення технології переплаву брухту легованих відходів є заміна класичного двошлакового режиму електроплавки на одношлаковий з використанням вапняно-залізистого шлаку з коригуванням (зміною) його окислювального потенціалу по ходу плавки, оптимізація енергетичного режиму роботи дугової печі для забезпечення скорочення тривалості плавки, збільшення засвоєння легуючих елементів та економії феросплавів.

В такому випадку, при переплаві, формують шихту, яка становить до 95% об’єму печі. При цьому, низьколегований, конструкційний і інструментальний брухт складає 20…50%, а брухт високолегованих сталей і сплавів - 50…80% від металозавалки. Завантаження шихти в піч здійснюють в два прийоми. В першу завалку завантажують весь низьколегований, конструкційний і інструментальний брухт, шлакоутворюючі компоненти і частину брухту високолегованих сталей і сплавів кількістю 10…15% від загальної. На першому етапі проводять розплавлення завантаженого брухту і формування окислювального шлаку з основністю В = 2,2–2,5 та вмістом FeO 10…15% для проведення ефективної дефосфорації. Особливістю цього етапу є продування розплаву киснем з метою зменшення вмісту вуглецю в розплаві на 0,25-0,3% нижче вмісту його за ДСТУ для запланованої марки сталі. На другому етапі, наявний шлак залишають в печі та проводять друге завантаження решти брухту, що складається з високолегованих сталей і сплавів. З метою формування шлаку нового складу та переведення його в стан низької основності (В = 1,10…1,25) та забезпечення вмісту FeO≤3% до розплаву додають розкислювачі – феросиліцій і алюміній.

Особливістю електричного режиму роботи дугової сталеплавильної печі є те, що по ходу плавки його регулюють поетапно відповідно до стадії плавлення. На етапі інтенсивного нагріву шихти та металевого розплаву і шлаку рівень електричної потужності складає 80…100% від максимальної. В подальшому відбувається поступове зниження потужності, яка на завершальному етапі плавлення складає 50…60% від максимальної.

В умовах діючого підприємства на електродуговій печі ДСП-6 з встановленою потужністю трансформатора 4,8 МВ·А проведено промисловий експеримент. Проводилася плавка сталі марки 110Г13Л за ДСТУ 8781:2018.

Встановлено, що використання запропонованої технології замість класичного двохшлакового процесу дозволяє скоротити тривалість плавки на 25-30%, збільшити засвоєння легуючих елементів на 35-50% та забезпечити зниження витрат феросплавів на 10-30 кг/т сталі.

Таким чином, вдосконалення технології переплаву легованого брухту в дуговій електропечі може бути впроваджено в умовах вітчизняних електрометалургійних підприємств для отримання різноманітних марок сталей спеціального призначення за національним стандартом (ДСТУ).

ЛІТЕРАТУРА

1. Projdak Y.S., Gorobets A.P., Zhadanos O.V., Kamkina L.V., Yaroshenko Y.O. Physical and chemical audits and comparative analyses of scrap remelt-ing technology indicators for high-alloyed steel with special purposes using the duplex-slag process and the resource-saving mono-slag process // Theory and practice of metallurgy. - 2025. - № 1. - С. 66–71. https://nmetau.edu.ua/ua/mdiv/i2004/p5460

Публікація підготовлена за результатами проєкту 2023.04/0037 "Розробка технології переплаву брухту військової техніки з метою збереження дороговартісних легуючих елементів при виплавці сталей спеціального функціонального призначення", профінансованим Національним фондом досліджень України за кошти державного бюджету

НАЦІОНАЛЬНИЙ ФОНД ДОСЛІДЖЕНЬ УКРАЇНИ

УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА ЛИТИХ ЗАГОТОВОК ДЛЯ РІЖУЧОГО ІНСТРУМЕНТУ

Селівьорстов В. Ю., Доценко Ю. В. (м. Дніпро, УДУНТ)

Аналіз теоретичних, експериментальних робіт, а також досвід впроваджених у виробництво технологій показує, що при використанні активних методів зовнішніх фізичних впливів та управління структуроутворенням вдається не тільки значно понизити брак виливків, у тому числі і по цьому виду дефектів, але й підвищити механічні властивості литого металу. До таких активних методів можна віднести газодинамічний вплив на твердіючий в ливарній формі розплав. Тому однією з актуальних задач є розробка нових ефективних технологічних процесів отримання якісних литих заготовок спеціальними способами лиття.

До методів активних фізичних впливів можна віднести вплив тиску на розплав, що кристалізується у ливарній формі: лиття під газовим, механічним або комбінованим тиском.

На кафедрі ливарного виробництва Українського державного університету науки і технологій розроблена технологія газодинамічного впливу на розплав, що твердіє в ливарній формі [1, 2]. Особливістю є можливість передачі газового тиску безпосередньо рідкій фазі до моменту повного затвердіння виливка після герметизації системи виливок - пристрій для введення газу за рахунок формування шару затверділого металу відповідної товщини на поверхні виливка. Технологія була застосована при литті в металеву форму та показала свою ефективність з точки зору підвищення якості металу [3 - 5]. Проте, актуальним завданням представляється встановлення можливості та опробування зазначеної технології в інших теплофізичних умовах кристалізації виливка, при інших способах лиття.

В умовах цеху точного лиття (м. Дніпро) була випробувана технологія і установка для здійснення газодинамічного впливу на розплав в керамічній формі ЛВМ при відливанні циліндричних заготовок із сталі Р18Л для виготовлення ріжучого інструменту. Діаметр виливка - 25 мм, висота - 200 мм. В конструкцію експериментального блока виливків (модельного блока) були внесені зміни з метою забезпечення герметизації системи виливок-пристрій для введення газу впродовж мінімального проміжку часу та більш тривалого затвердіння металу в живильнику.

У порядок технологічних операцій виготовлення виливків за технологією ЛВМ були включені наступні: після заливки керамічної форми здійснювали введення пристрою подачі газу в розплав у верхню частину стояка; здійснювали витримку для герметизації системи виливок - пристрій подачі газу і подачу газу (аргону) під наростаючим тиском 0,1 - 3 МПа з використанням розробленої установки.

У ході проведеної роботи визначена можливість застосування технології газодинамічного впливу на розплав в ливарній формі при литті по витоплюваним моделям, а також перспективність проведення подальших

досліджень в цьому напрямку. Дослідження структури металу в стояку і виливках експериментальних блоків виявили відсутність газоусадкових і ліквацийних дефектів на відміну від литого металу, одержаного за традиційною технологією, який мав значну кількість пір. У мікроструктурі сталі, одержаної за експериментальною технологією, структурна неоднорідність має вид тоншої сітки евтектики по межах зерен, на відміну від наявної грубої скелетоподібної сітки евтектичних і вторинних карбідів по межах зерен металевої основи сталі, одержаної за традиційною технологією. В результаті досліджень властивостей литого металу, що отриманий за експериментальною технологією, в порівнянні з металом, який одержаний за традиційною технологією, встановлений позитивний вплив застосування газодинамічної дії на механічні властивості швидкорізальної сталі Р18: тимчасовий опір збільшується на 14-16%, твердість металу збільшується на 15 - 16 %, а відносне подовження - на 30-45 %.

ЛІТЕРАТУРА

1. Деклараційний патент, Україна МПК (2006) B22D 18/00 Пристрій для отримання виливків / Селівьорстов В.Ю., Хричиков В.Є., Доценко Ю.В. № 28859 заявл. 03.08.2007, опубл. 25.12.2007 Бюл. № 21.

2. Деклараційний патент, Україна МПК (2006) B22D 18/00 Спосіб отримання виливків/ Селівьорстов В.Ю., Хричиков В.Є., Доценко Ю.В. № 28858 заявл. 03.08.2007, опубл. 25.12.2007 Бюл. № 21.

3. Селівьорстов, В.Ю. Дослідження газодинамічного впливу на властивості литої вуглецевої сталі / В.Ю. Селівьорстов // Теорія і практика металургії. – 2007. - № 4-5. – С. 22 - 25.

4. Селиверстов, В.Ю. Влияние газодинамического воздействия на распределение сульфидных включений в цилиндрической отливке из углеродистой стали, затвердевающей в кокиле / В.Ю. Селиверстов, Т.В. Михайловская, Ю.В. Доценко, Ю.А. Мушенков // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2009. - №5. - С. 40 – 43.

5. Селівьорстов, В.Ю. Особливості структуроутворення литої вуглецевої сталі при газодинамічному впливі / В.Ю. Селівьорстов, В.Є. Хричиков, В.З. Куцова, О.А. Носко, Ю.В. Доценко, П.Д. Кущ // Теорія і практика металургії. – 2009. - № 5-6. – С. 80-85.

ВПЛИВ МОДИФІКУВАННЯ ВИСОКОДИСПЕРСНИМ SiC НА ЩІЛЬНІСТЬ ТА МАКРОСТРУКТУРУ ВИЛИВКІВ ІЗ ВТОРИННОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ AL-SI

Селівьорстов В. Ю., Доценко Ю. В., Селівьорстова Т. В.
(м. Дніпро, УДУНТ)

Відомо, що ефективним способом підвищення механічних властивостей виробів з вторинних алюмінієвих ливарних сплавів є зміни морфології фаз, що кристалізуються, за рахунок затвердіння і модифікування їх, в тому числі, у яскраво виражених нерівноважних умовах [1 - 4]. Завдяки цьому створюються передумови для подрібнення структурних складових, значного підвищення розчинності у твердому стані, придушення зростання грубих включень первинних інтерметалідів. Це, в свою чергу, робить значущий вплив на востребуваний (з точки зору експлуатаційних характеристик) рівень якості литого металу, до складових якого, в тому числі, відносяться показники щільності та макроструктура отримуваних виливків. Тому метою роботи було визначення щільності вторинного сплаву системи Al-Si, що модифікований добавками високодисперсного SiC у кількості 0,1 - 0,3 мас.% у порівнянні з немодифікованим сплавом при литті в кокіль та об'ємну піщану форму, а також аналіз макроструктури виливків, що отримані за зазначених умов затвердіння. Для проведення досліджень із вторинного алюмінієвого сплаву (табл. 1) виготовляли виливки циліндричної форми середнім діаметром 50 мм та висотою 100 мм в сталевому витряхному кокілі, а також в піщано-глинистій формі (ПГФ) з тією ж конфігурацією та розмірами робочої порожнини. Вміст модифікатора у розплаві складав від 0,1 до 0,3 мас.%. В якості модифікатора використовували порошкоподібний карбід кремнію марки F1200 фракцією 1 – 3 мкм. Заливку здійснювали при температурі 690 – 700 °С.

Таблиця 1 – Хімічний склад вторинного алюмінієвого сплаву, мас.%

Mg	Cu	Si	Al	Fe	Zn	Mn
0,538	1,114	11.739	84,969	1,005	0,792	0,342

За результатами досліджень встановлено, що щільність литого вторинного сплаву системи Al-Si, отриманого в кокілі з модифікуванням карбідом кремнію в кількості 0,1%, зростає на 1,6% і становить 2,761 г/см^3 у порівнянні з не модифікованим металом (2,715 г/см^3). Зі збільшенням вмісту карбіду кремнію до 0,2% щільність металу складає 2,735 г/см^3, що на 0,9% менше, ніж у виливка з 0,1% SiC. При вмісті SiC в кількості 0,3 мас.% щільність металу зростає на 0,6% і становить 2,752 г/см^3. Щільність металу виливків, отриманих у піщано-глинистій формі з модифікуванням 0,1% та 0,3% карбіду кремнію, на 2,87% менша порівняно з виливками, відлитими в кокіль, і дорівнює 2,673 г/см^3 та 2,676 г/см^3 відповідно.

Встановлено, що макроструктура литого вторинного сплаву системи Al-Si, що не піддавався модифікуванню та заливався в кокіль, має невелику усадкову раковину та розосереджену шпаристість у всьому об'ємі металу виливка і відповідає 3-ому балу за шкалою ВІАМ. Макроструктура виливків, що модифіковані високодисперсним карбідом кремнію включає концентровану усадкову раковину глибиною 26 – 30 мм з грубими тріщинами 8 – 15 мм в нижній частині раковини. А також зосереджену усадкову шпаристість в верхній частині виливка. Макродефекти в нижній частині виливка відсутні. Загалом, макроструктура виливків з 0,1 – 0,3 мас.% SiC та залитими в кокіль, відповідає 2-му та 3-му балу шпаристості за шкалою ВІАМ.

Дослідження макроструктури виливків, відлитих в піщано-глинисту форму з модифікуванням карбідом кремнію 0,1% та 0,3 мас.%, показали наявність зосередженої усадкової шпаристості в верхній частині виливків та наявність газових пор на бічній поверхні, що відповідає 1-ому балу за шкалою ВІАМ. Також проведений аналіз показав, що вони не мають яскраво вираженої концентрованої усадкової раковини і вся шпаристість розосереджена з зовнішнього боку виливка, при цьому, в верхній частині обидва виливка мають дрібну зосереджену шпаристість.

ЛІТЕРАТУРА

1. Dotsenko Yu. Influence of heterogtneous crystallization conditions of aluminum alloy on its plastic properties / Yu. Dotsenko, V. Selivorstov, T. Selivorstova, N. Dotsenko // Науковий вісник Національного гірничого університету. – Дніпропетровськ, 2015. - № 3 (147). - с. 46 - 50. (SCOPUS).

2. Effect of Additions of Ceramic Nanoparticles and Gas-Dynamic Treatment on Al Casting Alloys / K. Borodianskiy, V. Selivorstov, Y. Dotsenko, M. Zinigrad // Metals. - Basel, Switzerland, 2015. - Volume 5, Issue 4 (December 2015). – P. 2277-2288. (SCOPUS).

3. Influence of Low-Frequency Vibration and Modification on Solidification and Mechanical Properties of Al-Si Casting Alloy / V. Selivorstov, Y. Dotsenko, K. Borodianskiy // Materials. - Basel, Switzerland, 2017. - Volume 10, Issue 5 (May 2017), 560; doi:10.3390/ma10050560. (SCOPUS, Web of Science).

4. T.M. Kovbasiuk, V.Yu. Selivorstov, Yu.V. Dotsenko, Z.A. Duriagina, V.V. Kulyk, O.M. Kasai, V.V. Voitovych, The effect of the modification by ultrafine silicon carbide powder on the structure and properties of the Al-Si alloy, Archives of Materials Science and Engineering 101/2 (2020), DOI: 10.5604/01.3001.0014.1191, P. 57-62. (SCOPUS).

ПРИЧИНИ, МЕХАНІЗМ ТА НАСЛІДКИ ВПЛИВУ ГАЛЬМІВНИХ КОЛОДОК ЗАЛІЗНИЧНОГО ТРАНСПОРТУ НА УТВОРЕННЯ ДЕФЕКТІВ ПОВЕРХНІ КОЧЕННЯ КОЛІС І РЕЙОК

Сіренко К. А., Мазур В. Л. (Київ, ФТІМС НАН України)

Зростання інтенсивності експлуатації залізничного транспорту в усіх країнах посилює увагу до запобігання утворенню дефектів на поверхні кочення коліс рухомих засобів під впливом взаємодії з гальмівними колодками. Незважаючи на широке висвітлення у технічній літературі цієї теми, задача виявлення причин, механізмів та наслідків впливу гальмівних колодок, а саме матеріалу, з якого вони виготовлені, на утворення дефектів поверхні кочення коліс та пошуку рішень щодо запобігання зазначеному активізується. Підкреслимо, що колеса транспортних засобів, які мають дефекти, пошкоджують поверхню кочення залізничних рейок, а це ще гірше й небезпечніше для залізниці. При дослідженнях проблеми, яка розглядається, цей неочевидний ефект потребує детального розгляду, опрацювання.

Результати опублікованих досліджень однозначно свідчать [1–3 та ін.], що так звані композиційні гальмівні колодки, які виготовлені із гумосуміші, компонентами якої є каучук, барит, сірка, інші порошкоподібні наповнювачі, армуючі волокна, полімерні зв’язуючі тощо, частіше й більшою мірою сприяють утворенню дефектів на поверхні кочення коліс рухомих засобів залізничного транспорту, ніж чавунні колодки, виготовлені литвом. Основна причина зазначеного полягає в тому, що композиційна гумосуміш (не плутати з композитним матеріалом у вигляді сплавів різних металів, виготовлених методом порошкової металургії) має суттєво нижчу теплопровідність порівняно з теплопровідністю чавуну. Посилене утворення дефектів на поверхні кочення коліс супроводжується структурними перетвореннями та термічними ушкодженнями поверхневого шару металу коліс під впливом занадто високої температури в зоні їх контакту з гальмівними колодками із композиційної гумосуміші [4–6].

Термічні тріщини, навари та інші дефекти утворюються з причини недостатнього відводу тепла композиційною колодкою із зони її тертя з поверхнею кочення колеса. При тривалій експлуатації системи колесо–гальмівна колодка навари на поверхні коліс рухомих засобів перетворюються у вищербини.

Гальмівні колодки, що виготовлені із композиційної гумосуміші, удвічі гірше від чавунних, виготовлених литвом, колодок відводять тепло із зони контакту колеса з колодкою. Оснащення чавунними вставками фрикційного елемента композиційних гальмівних колодок не рятує їх від гіршої теплопровідності порівняно із повністю чавунними колодками [2].

Утворення дефектів на поверхні кочення коліс рухомих засобів внаслідок застосування гальмівних колодок, виготовлених із композиційної гумосуміші, є причиною виходу з ладу не тільки коліс, а й ушкодження поверхні залізничних рейок під впливом дії на рейки нерівностей поверхні

коліс. Саме тому вплив матеріалу гальмівних колодок, які застосовують на транспорті, на техніко-економічні показники діяльності залізниці слід аналізувати комплексно і сумісно, як пари гальмівна колодка–колесо і колесо–рейка.

При визначенні доцільності застосування чавунних чи композиційних гальмівних колодок необхідно враховувати негативний ефект гумосуміші, якщо колодки з неї виготовлені, не тільки на утворення дефектів на поверхні кочення коліс, а й на поверхні рейок, з усіма негативними наслідками від зазначеного, на техніко-економічні показники діяльності залізниці загалом.

ЛІТЕРАТУРА

1. Неижко И.Г., Найдек В.Л., Гаврилюк В.П. Тормозные колодки железнодорожного транспорта. Киев: НАН Украины, Физ.-технол. ин-т металлов и сплавов, 2009. 121 с.

2. Сіренко К.А., Мазур В.Л. Аналіз впливу гальмівних колодок на утворення дефектів на поверхні кочення коліс залізничного транспорту. Метал та лиття України. 2024. Т. 32. № 2 (337). С. 57–63.
https://doi.org/10.15407/steelcast2024.02.008

3. Ловська А., Равлюк В. Виявлення причин утворення поверхневих дефектів коліс вагонів, обладнаних композиційними колодками. Збірник наукових праць Державного університету інфраструктури та технологій: Серія «Транспортні системи і технології». 2022. Вип. 40. С. 102–120. https://doi.org/10.32703/2617-9040-2022-40-9

4. Вакуленко І.О. Залежність структурних перетворень по поверхні кочення залізничних коліс від типу гальмівної системи. Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізничн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. 2008. Вип. 24. С. 192–194.

5. Грищенко М.А. Причини виникнення дефектів на поверхні кочення залізничних коліс. Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізничн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. Дніпропетровськ. 2009. Вип. 27. С. 223–225.

6. Бабаченко О.І., Кононенко Г.А., Подольський Р.В., Сафронова О.А., Шпак О.А. Дослідження зв'язку мікроструктури та експлуатаційних дефектів колеса і рейки. Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії. 2024. Вип. 38. С. 517–541.

БУДОВА СКЛАДНИХ ОКСИДНИХ РОЗПЛАВІВ

Сокольський В. Е., Роік А. С. (м. Київ, КНУ ім. Т. Шевченко),
Прутсков Д. В. (м. Запоріжжя, ЗНУ)

У 70-роках минулого сторіччя на кафедрі фізичної хімії Київського університету розпочалися роботи по дослідженню будови зварювальних флюсів. Дослідження провадились сумісно з Інститутом електрозварювання ім. Є.О. Патона. Інститут електрозварювання не тільки проводив дослідницьки роботи а і фінансував їх. Зараз такі роботи з Інститутом електрозварювання не проводяться, але дослідження оксидних розплавів продовжуються. В цьому нам допомагає Запоріжський університет.

Будову шлаків досліджували на дифрактометрі по дослідженню розплавів. В такому дифрактометрі зразок розплаву розташовано горизонтально, а його плечі синхронно рухаються назустріч одне до одного з кутовою швидкістю θ(θ- θ дифрактометр). Завдяки такій конструкції можливо досліджувати зразки розплавів зварювальних флюсів при температурах 20 – 1600°С.

В цілому хімічний склад зварювальних флюсів нагадує хімічний склад доменних шлаків з деякими специфічними додатками (наприклад CaF_2) в невеликих кількостях . Було встановлено, що загальна частка кисню в усіх флюсів складала ≈0.6, в той же час катіонна частка складала ≈ 0.4.

Вже з початку експериментів ми зіткнулися з деякими особливостями, які не відповідають теоретичним уявленням про будову оксидного розплаву. Невідповідність теорії та експерименту можна звести до наступного:

1. Аналіз наших багаторічних робіт свідчить, що оксидні розплави є складні системи, де утворюються дискретні наноутворення кристалічного типу. Вони мають однакову форму і розташовані в неперервній газової (квазігазової) середі на фиксованих відстанях одне від одного.

2. З аналізу кривої радіального розподілу атомів (КРРА) випливає, що найближчі міжатомні відстані в розплавах при високих температурах після плавлення мають майже такі ж значення, як і при кімнатних температурах, хоча вони повинні бути значно більше, ніж при температурах, близьких до плавлення. Іноді доводиться констатувати той факт, що найближчі міжатомні відстані в оксидному розплаві можуть бути навіть менше, ніж в аналогічному кристалі [1].

3. Аналіз КРРА приводить до припущення, що атоми кисню в розплавах оксидів (де є велика атомна фракція атомів кисню) можуть частково утворювати мікроутворення з щільно упакованими атомами кисню, де катіони займають в ньому чотиригранні і октаедричні порожнечі. Це має мало спільного з сучасними уявленнями про ближнє упорядкування.

4. Найближче упорядкування розплаву часто інтерпретують як близький до кристалічного порядку, хоча передбачається, що більшість кристалічних зав’язків порушені. На практиці дифракційний експеримент

розплаву близький до експерименту з твердої речовини, з малими областями когерентного розсіювання (до 20 нм) [2]

5. В цілому слід визнати, що розплав оксиду, заснований на щільній упаковці, є більш впорядкованим, ніж це випливає з теорії безпосереднього впорядкування.

6. Теплота плавлення оксидних розплавів на порядки менше, ніж енергія кристалічної решітки. По суті, це можна порівняти з теплотою фазових переходів в кристалі. Це, очевидно, означає, що кристал розкладається лише частково при плавленні.

З наведених неузгоджень можна зробити деякі висновки, які накладаються на кластерну будову розплавів. Кластери не повинні взаємодіяти один з одним. Кластери розташовані в просторі, який заповнений меншими частками (атомами молекулами, невеликими надмолекулярними структурами). Цей простір названо квазігазовим простором. Кластери повинні обертатися навколо своєї осі. Причина обертання нерівномірність розміщення катіонів в об'ємі кластеру. Під дією полів сусідніх кластерів вони будуть обертатися. Ще одна причина обертання – зіткнення з частками квазігазового середовища. Стабільність кластерів залежить співвідношення атомів в об'ємі та на поверхні. Кластери мають однаковий розмір і форму. Вони розташовані на однакових відстанях одне від одного. Кластери які мають на поверхні більше атомів, ніж в об'ємі більш стабільні. Взагалі оксидний розплав має кластерно – квазігазову будову. При низьких температурах кластери в розплаві мають найбільший розмір, а квазігазовий простір займає найменший об'єм. Зростання температури призводить до зменшення кластерів і зростанню кваказігазового простору [3].

ЛІТЕРАТУРА

1. V.E.Sokol'skii, V.P.Kazimirov, V.V. Lisnyak, O.S.Poik, I.A. Goncharov, V.I Galinich. Welding Fluxes: Structural and Physicochemical Aspects of Slag Melts, PPC "Tht University of Kyiv" Kyiv. 2015. 239 p.

2. А. Г. Ильинский, Ю. В. Лепеева, В. Л. Карбовский и др. Особенности атомного строения металлических аморфных материалов в температурном интервале от 193 до +598° С. Металлофизика и новейшие технологии. Киев. Інститут металофизики. 2013.

3. V.E.Sokol'skii, O.S.Poik, V.P.Kazimirov, D.Vprutskov. Claster structure of complex oxide melts. Materials Todey: Proceedings. 1-6. 2021

ДЕЯКІ ВИМОГИ ДО БУДОВИ ЗВАРЮВАЛЬНОГО ШВА

Сокольський В. Е., Роік А. С. (м. Київ, КНУ ім. Т. Шевченко),
Прутсков Д. В. (м. Запоріжжя, ЗНУ).

При зварюванні вуглецевих сталей виникають деякі труднощі пов'язані з властивостями зварних швів, які мали не мали достатньої стійкості. В той же час таких проблем немає при зварюванні нержавіючих сталей. Проблема полягала в тому, що при зварюванні вуглецевих сталей вигоряє вуглець. Це призводить до того, що формується зварювальний шов, який має іншу кристалічну структуру, ніж структура основного металу. В місцях границі зварювального шва та основного метала формуються різні кристалічні структури. Аналогічно параметри решітки полікристалічного шва та основного металу різні, Іноді утворюються навіть і різні кристалічні модифікації шва та основного металу.

Мабуть, неможливість утворення єдиної структури твердого в районі шва та основного металу приводять до нестійкості решітки, визиває напруження в області шов – основний метал. Це, в кінцевому випадку, призводить до крихкості в граничній області основний метал – шов, особливо при низьких температурах.

Для дослідження нами були проведені експерименти і літературний пошук.

Як відомо, залізо утворює багато кристалічних фаз з іншими металами. В області великих концентрацій заліза з домішками інших металів утворюються тверді розчини. Елементи металів з близькими до заліза атомними радіусами можуть змінювати параметр решітки, на основі твердого розчину заміщення, або Введення. Причому компоненти металів з меншими атомними радіусами зменшують параметр решітки заліза, а з великими -збільшує, при цьому загальна зміна параметра решітки повинно залежати від концентрації додаткового компоненту. Вигорання вуглецю при зварюванні призводить іноді до зміни параметрів кристалічної решітки, а іноді до утворення нових фаз. Щоб уникнути це явище вводити в шов домішки (шляхом легування зварювального дроту) таким чином, щоб параметр решітки α-заліза шва змінювався в бік параметру основного металу. Як видно з рис.1 Al, Ti і Mn (основні легуючі елементи) збільшують параметр решітки α-Fe, Al та Ti, а Si зменшує. Вертикальна лінія на рис.1 відповідає граничному змістом елементів в зварному шві. Оскільки, залежності мають лінійний характер їх досить легко описати рівняннями виду для кожного з компонентів

$$y = Ax + B. \qquad (1)$$

Статистичний характер твердого розчину дозволяє припустити, що загальне спотворення решітки являє собою суму всіх спотворень внесених кожними домішками.

$$a = a_{Fe}+0.0176C_{Al}+0.0176C_{Ti}+0.0049C_{Mn}-0.0062C_{Si}+0.0018C_C \qquad (2)$$

де a-параметр решітки з урахуванням домішкових спотворень в нм;

a_{Fe} - параметр решітки твердого розчину на основі α-заліза до зварювання (0.2866 нм);

Δa_i - прирощення параметра під впливом і-домішки після зварювання в нм;

C_{Me} - концентрація металевої домішки в атомних відсотках .

Крім металевих домішок і вуглецю в реальних конструкційних сталях присутні шкідливі домішки - фосфор і сірка. Ці домішки впливають на параметр решітки. Але, їх вплив не є суттєвим із-за малої концентрації.

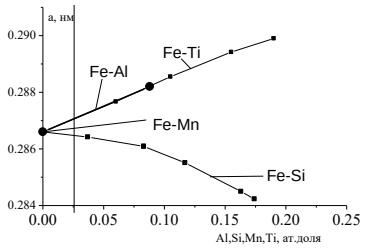


Рис. 1 Залежність ОЦК-решітки α-Fe від вмісту Al, Si, Mn, Ti

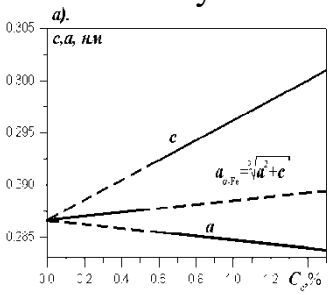


Рис. 2 Залежність періодів решітки a, c(a) і ступеню етраедричності c/a решітки мартенситу вуглецевої сталі (б) від вмісту вуглецю (ат.%).

В рівнянні (2) враховані практично всі компоненти, які можуть входити в зварювальну дріт. Основним завданням розробника зварювального дроту, таким чином, є підбір оптимального складу кожного з компонентів. Взагалі можна розрахувати і зробити порошковий дріт з розрахунковими домішками металів, або добитися гарного співпадання параметрів тестовими зварюваннями, з флюсом що ліговано металами чи маніпулюя концентрацією домішок в зварювальному дроті.

Статистичний розподіл домішок в твердому розчині в області малих їх концентрацій дозволяє висловити два припущення

1. Всі властивості твердих розчинів (при однаковому розчиннику і невеликих концентрацій розчинених речовин) не залежить від розчиненої речовини, якщо дуже близькі їх параметри решітки.

2. Для отримання якісного зварного з'єднання його основні властивості повинні бути максимально близькі до властивостей зварюваного металу. Це визначаються параметрами решітки, тому параметри зварного шва і зварюваного металу повинні бути максимально близькі.

З першого припущення випливає, що вуглець можна замінити атомами металів з близькими до заліза атомними радіусами. Реалізація другого положення дасть можливість зменшити напруження, які виникають у прикордонній зоні зварної шов-метал і, які можуть значно посилюватися під дією зовнішніх факторів (наприклад, температури, тиску) і, в кінцевому підсумку, може призвести до руйнування виробу в районі зварного шва.

Для практтичних цілей визначають фазовий склад матеріалу для зварювання згідно (2). Далі можливо виготовити порошковий зварювальний дріт близький до (2) і можна переходити до зварювання. розрахувати склад зварювального порошкового дроту та виготовити його. Потім можна провадити зварювання. В деяких випадках можливо додавати легуючі додатки в зварювальний флюс

Деякі деталі цієї роботи можна отримати в [1].

ЛІТЕРАТУРА

1.V.E. Sokol'skii, V.P. Kazimirov, V.V. Lisnniak, O.S.Roik, I.A.Goncharov, V.I. Galsnich/ Welding fluxes: Structural and physicochemical aspects of slags melts. Kyiv: PPC "The University of Keiv" 2015. - 239 p.

ПЕРЕТВОРЕННЯ ЗА УЧАСТЮ РІДИНИ В ПІДСИСТЕМІ NiTi–Ni–NiZr ПОТРІЙНОЇ СИСТЕМИ Ni–Ti–Zr

Сторчак А. М., Капуш Д. О. (м. Київ, ІПМ НАН України),
Новіченко В. М. (м. Київ, Технічний центр НАН України),
Буланова М. В. (м. Київ, ІПМ НАН України)

Потрійна система Ni–Ti–Zr – базова аморфоутворююча система, на основі якої можна прогнозувати і отримувати нові багатокомпонентні сплави з цікавими фізико-механічними властивостями[1, 2].

За результатами додаткового експериментальні дослідження методами диференційного термічного (ДТА), рентгенофазового (РФА), мікроструктурного (МСА) та локального рентгеноспектрального аналізів (ЛРСА) уточнено будову діаграми плавкості підсистеми NiTi–Ni–NiZr потрійної систем. Новий варіант приведено на рис. 1.

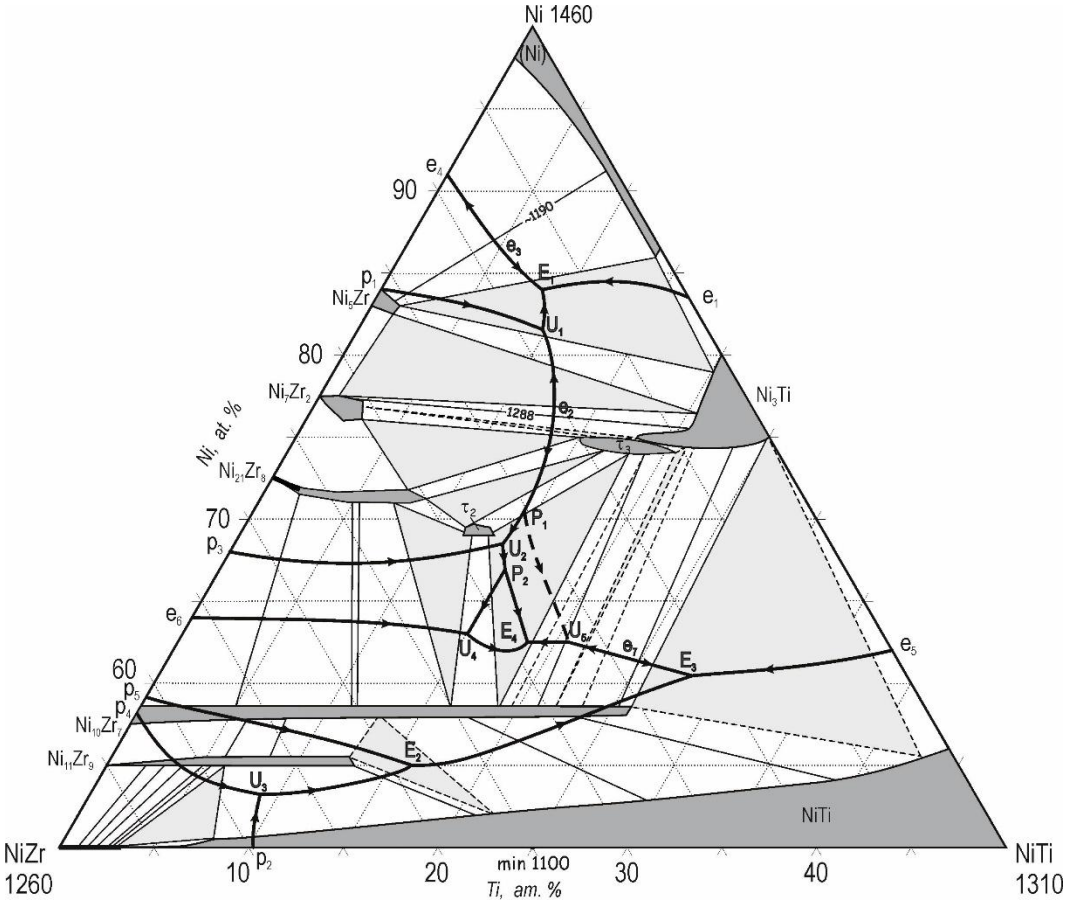
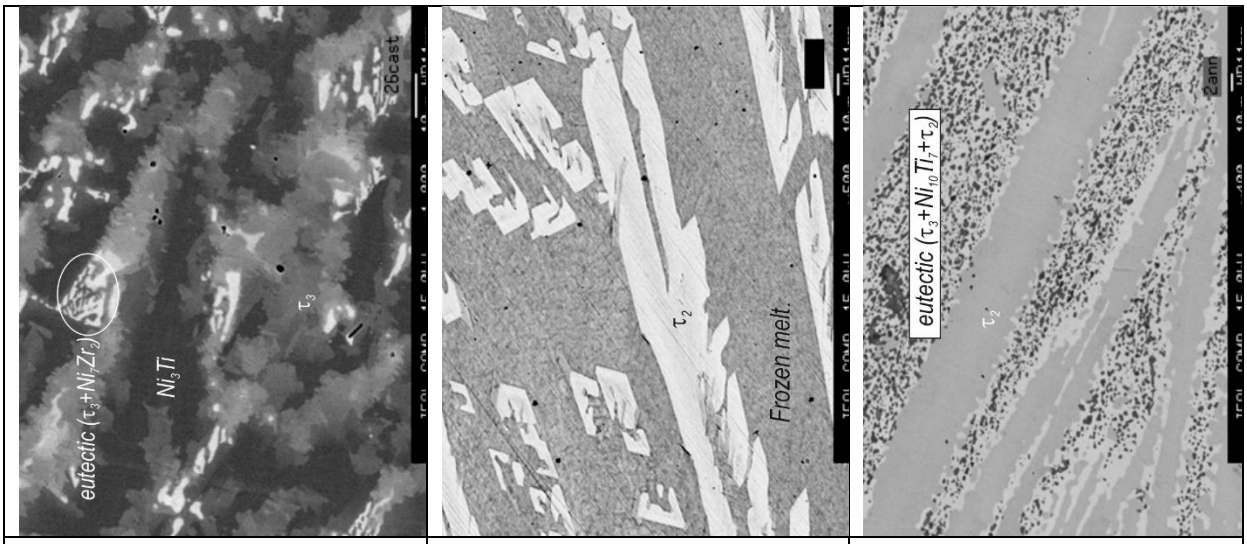


Рис. 1. Діаграма плавкості підсистеми NiTi–Ni–NiZr

Після детального вивчення потрійних сплавів, які містили фазу Ni_3Ti, було підтверджено існування потрійної сполуки τ_3 складу $Ti_{15\text{-}18,5}Ni_{54\text{-}55}Zr_{5,5\text{-}10}$, структурного типу $BaPb_3$ (*hR*9 - *R*-3*m*) (рис. 1), яка утворюється при вмісті цирконію в сполуці Ni_3Ti більше ~5 ат.%, при цьому період ґратки *a* в сплавах з структурами Ni_3Ti і $BaPb_3$ однаковий, тоді як період $c_{BaPb3} \approx$

$2c_{Ni3Ti}$. Між τ_3 і Ni_3Ti існує дуже вузька двофазна область. На поверхні солідуса ця фаза утворює 5 трифазних областей: τ_3 + Ni_3Ti + NiTi, τ_3 + τ_2 + NiTi, τ_3 + τ_2 + $Ni_{21}Zr_8$, τ_3 + $Ni_{21}Zr_8$ + Ni_7Zr_2, τ_3 + Ni_7Zr_2 + Ni_3Ti – та відповідних двофазних рівновагах. Виходячи з аналізу мікроструктури, ця фаза зароджується на зернах Ni_3Ti, і протяжні відпали необхідні для спостереження їх окремо одна від одної. Крім того, показано, що ця фаза сприяє аморфізації евтектичних розплавів.



8.5Zr-16.5Ti-75Ni, литий	18.5Zr-16Ti-65.5Ni, литий	18.5Zr-16Ti-65.5Ni, 940°C, 10 год

Рис. 2. Мікроструктури обраних зразків підсистеми NiTi–Ni–NiZr

Уточнено розчинність титану в Ni_7Zr_{10} та $Ni_{11}Zr_9$, а також нікелю в (NiTi).Сполука Ni_7Zr_{10} розчиняє до 26 ат.% Ti, $Ni_{11}Zr_9$ – 13 ат.% Ti. тоді як розчинність Ni у фазах на основі цих сполук не перевищує 1 ат.%. Розчинність Ni в еквіатомній сполуці NiTi монотонно спадає від 6 ат.% в бінарній системі до нуля, тоді як розчинність Ti сягає 45 ат.%.

За результатами ЛРСА і ДТА досліджень побудовано нові, а також уточнено положення трикутників трифазних рівноваг.

ЛІТЕРАТУРА

1. *Турчанін М.А Термодинамічні властивості розплавів та фазові перетворення в аморфоутворюючій системі Cu–Ni–Ti–Zr–Hf: монографія / М.А. Турчанін, П.Г. Агравал. – Краматорськ: ДДМА, 2018. – 268 с.*

2. *M. Calin, M. Stoica, J. Eckert, A. R. Yavari, and L. Schultz, Phase formation, thermal stability and crystallization behavior of $Cu_{47}Ti_{33}Zr_{11}Ni_8X_1$ (X = Fe, Si, Sn, Pb) bulk glassy alloys, Int. J. Mater. Res.* ***95****, 970 (2004).*

ТЕРМОДИНАМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ОАС НА ОСНОВІ ЦИРКОНІЮ СИСТЕМИ Zr–Cu–Al–Ni–Ti І БАЗА ДАНИХ ДЛЯ ЇХНІХ РОЗРАХУНКІВ

Турчанін М. А., Агравал П. Г.,
(м. Краматорськ, ДДМА)

Виробам з об'ємних аморфних сплавів (ОАС) властиві висока міцність, достатня пластичність та чудова корозійна стійкість, і тому вони можуть застосовуватися в широкому спектрі галузей промисловості. В зв’язку з цим багато зусиль дослідників націлені на розробку складів промислових ОАС і спеціальних методів виготовлення з них виробів із складними геометричними формами. Особлива увага в цьому питанні була приділена ОАС на основі цирконію. Наприклад, в роботі [1] був описаний технологічний підхід, названий «повнопроцесним вакуумним литтям під високим тиском» (entire process vacuum high pressure die casting, EPV-HPDC), який забезпечує заповнення форми рідким сплавом за мілісекунди та затвердіння під високим тиском. На рис. 1 показані зображення виробів з ОАС, а саме технологічної проби (рис. 1, *а*), рамки смартфону з відповідною живильною системою (рис. 1, *б*) та біомедичних імплантів (рис. 1, *в*), одержаних з промислового сплаву Zr55. Було виявлено, що процес EPV-HPDC дозволяє надавати складним промисловим деталям з ОАС, деякі з яких важко сформувати будь-якими іншими металообробними процесами, точну форму і досягти кращі розмірну точність, ефективність виробництва та вартісні показники порівняно з іншими методами. Такі результати вказують на необхідність подальшого розвитку технологічних і теоретичних основ одержання виробів з ОАС.

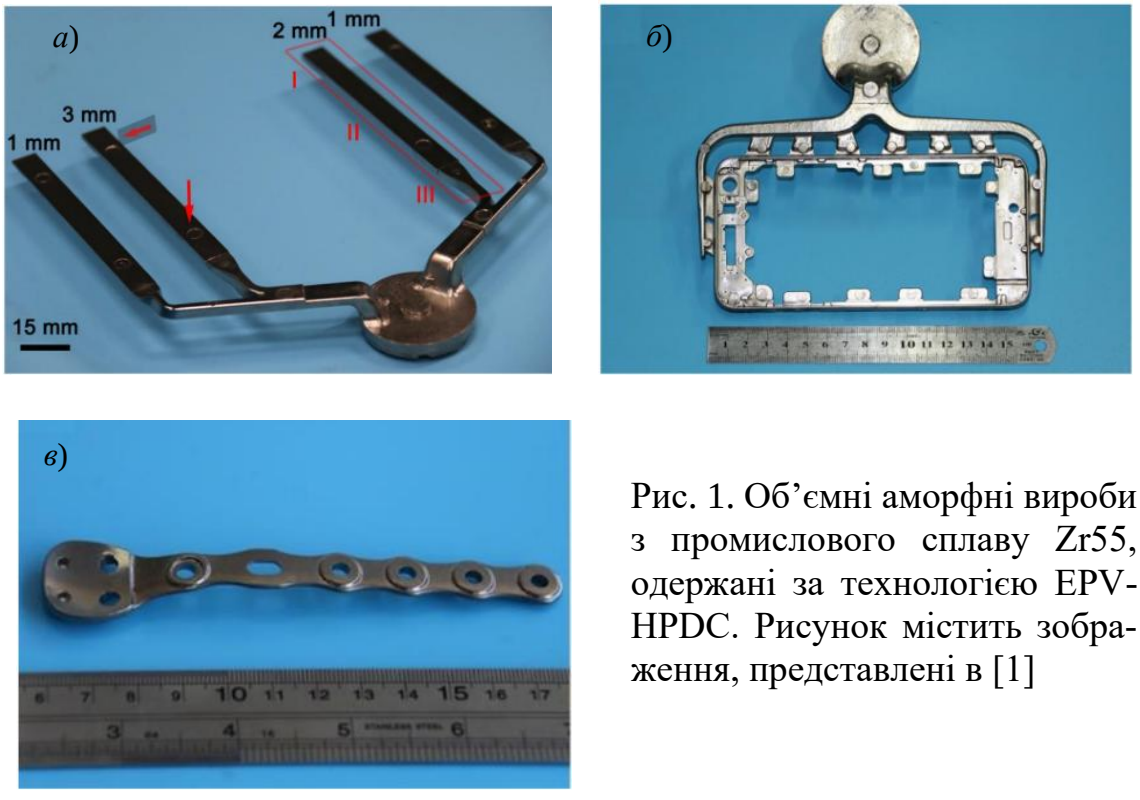


Рис. 1. Об’ємні аморфні вироби з промислового сплаву Zr55, одержані за технологією EPV-HPDC. Рисунок містить зображення, представлені в [1]

Разом із тим, у сучасній літературі не наведена інформація про термодинамічні властивості ОАС, яка була б одержана достовірними методами. В даній роботі представлені результати термодинамічного моделювання властивостей промислових сплавів на основі цирконію, а саме: Zr55 ($Zr_{55}Cu_{30}Ni_5Al_{10}$), Vit601 ($Zr_{50,8}Cu_{36,1}Al_{9,1}Ni_4$), Vit105 ($Zr_{52,5}Cu_{17,9}Al_{10}Ni_{14,6}Ti_5$) і деяких інших, які в роботі [2] були визначені як «стандартизовані» відносно можливості одержувати з них об'ємні аморфні вироби з критичним діаметром до 10 мм. Склад сплавів тут і далі представлено в % (ат.).

Для моделювання термодинамічних властивостей ОАС нами була розроблена база даних, яка містить параметри моделей температурно-концентраційної залежності для надлишкової енергії Гіббса рідких сплавів системи Zr–Cu–Al–Ni–Ti і дозволяє розрахувати термодинамічні функції рівноважних і переохолоджених аморфоутворюючих розплавів та аморфних сплавів. База даних сформована на основі параметрів моделей для розплавів десяти двокомпонентних систем, які є граничними для зазначеної п'ятикомпонентної системи, табл. 1.

Таблиця 1– Параметри моделей, що описують надлишкову енергію Гіббса рідких сплавів системи Zr–Cu–Al–Ni–Ti, Дж/моль

Система	Параметри	Посилання
1	2	3
Al–Cu	$\Delta_{assoc}H_{AlCu}$= –41030; $\Delta_{assoc}S_{AlCu}$= –2,2; $\Delta_{assoc}H_{AlCu3}$= –79550; $\Delta_{assoc}S_{AlCu3}$= –10,3	Д.р.
Al–Ni	$\Delta_{assoc}H_{Al2Ni}$= –182040; $\Delta_{assoc}S_{Al2Ni}$= –53,7; $\Delta_{assoc}H_{AlNi}$= –105540; $\Delta_{assoc}S_{AlNi}$= –12,2; $\Delta_{assoc}H_{AlNi2}$= –156610; $\Delta_{assoc}S_{AlNi2}$= –28,4	Д.р.
Al–Ti	$\Delta_{assoc}H_{Al2Ti}$= –103950; $\Delta_{assoc}S_{Al2Ti}$= –23,2; $\Delta_{assoc}H_{AlTi}$= –146910; $\Delta_{assoc}S_{AlTi}$= –66,4; $\Delta_{assoc}H_{AlTi2}$= –156610; $\Delta_{assoc}S_{AlTi2}$= –115,0	Д.р.
Al–Zr	$\Delta_{assoc}H_{Al2Zr}$= –157800; $\Delta_{assoc}S_{Al2Zr}$= –29,9; $\Delta_{assoc}H_{AlZr}$ = –119000; $\Delta_{assoc}S_{AlZr}$= –23,4; $\Delta_{assoc}H_{AlZr2}$= –139900; $\Delta_{assoc}S_{AlZr2}$= –26,9	Д.р.
Cu–Ni	${}^0A^{L}_{Cu-Ni}$ = 14259; ${}^0B^{L}_{Cu-Ni}$ = 0,45	[3]
Cu–Ti	$\Delta_{assoc}H_{CuTi}$= –29500; $\Delta_{assoc}S_{CuTi}$= –10; $\Delta_{assoc}H_{CuTi2}$= –67500; $\Delta_{assoc}S_{CuTi2}$= –23,7	[4]
Cu–Zr	$\Delta_{assoc}H_{Cu2Zr}$= –66600; $\Delta_{assoc}S_{Cu2Zr}$= –21,3; $\Delta_{assoc}H_{CuZr}$= –70500; $\Delta_{assoc}S_{CuZr}$= –31,9; $\Delta_{assoc}H_{CuZr2}$= –63600; $\Delta_{assoc}S_{CuZr2}$= –16,6	[5]
Ni–Ti	$\Delta_{assoc}H_{Ni3Ti}$= –207300; $\Delta_{assoc}S_{Ni3Ti}$= –71,17; $\Delta_{assoc}H_{NiTi}$= –98568; $\Delta_{assoc}S_{NiTi}$= –24,16	[6]
Ni–Zr	$\Delta_{assoc}H_{Ni3Zr}$= –234900; $\Delta_{assoc}S_{Ni3Zr}$= –85,6; $\Delta_{assoc}H_{NiZr}$= –107500; $\Delta_{assoc}S_{NiZr}$= –29,6	[6]
Ti–Zr	${}^0A^{L}_{Ti-Zr}$ = –21700; ${}^0B^{L}_{Ti-Zr}$ = 14,7	[5]

Для опису властивостей рідких сплавів систем Al–Cu, Al–Ni, Al–Ti, Al–Zr, Ni–Ti, Ni–Zr, Cu–Ti і Cu–Zr база даних містить параметри моделі асоційованого розчину (МАР), положення якої гармонійно поєднуються із уявленням про аморфоутворюючі розплави, як про систему частинок, що сильно взаємодіють. Для систем з алюмінієм параметри МАР визначені вперше. Для систем Cu–Ni та Ti–Zr в базі представлені параметри рівнянь з поліномами Редліха-Кістера.

Розраховані при 700 К значення термодинамічних функцій змішування і енергії Гіббса G аморфних сплавів, яка характеризує їхню термодинамічну стабільність, представлені в табл. 2. Високу термодинамічну стабільність розглянутих аморфних сплавів забезпечує інтегральна ентальпія змішування $\Delta_m H$. Її великі від'ємні значення свідчать про сильну хімічну взаємодію компонентів, яка є максимальною для сплаву Vit105. Внесок ідеальної складової $\Delta_m G^{id}$ в енергію Гіббса змішування $\Delta_m G$ для розглянутих сплавів є сумірним і дещо більшим за абсолютною величиною тільки для п'ятикомпонентного сплаву Vit105. Як результат спільної дії ідеальної $\Delta_m G^{id}$ і надлишкової $\Delta_m G^{ex}$ складових енергії Гіббса змішування, найвища термодинамічна стабільність спостерігається для сплаву Vit105. Сплави Vit601, Zr55 і $Zr_{60}Cu_{20}Al_{10}Ni_{10}$ мають близькі значення термодинамічної стабільності, адже є близькими за елементним і хімічним складом. Нижча термодинамічна стабільність сплаву $Zr_{50}Cu_{40}Al_{10}$ може бути пов'язана з відсутністю у його складі нікелю, а $Zr_{65}Cu_{17,5}Al_{7,5}Ni_{10}$ – з пониженим вмістом алюмінію.

В табл. 2 також наведені термічні властивості ОАС, такі як критичний діаметр d_c і температури аморфізації T_g, кристалізації T_x і ліквідуса T_l, відповідно до [2]. Найвища здатність до утворення об'ємної аморфної фази властива сплаву Zr55, найнижча температура аморфізації – сплаву $Zr_{65}Cu_{17,5}Al_{7,5}Ni_{10}$, найнижча температура ліквідуса – сплаву Vit601.

Таблиця 2 – Термічні властивості промислових ОАС на основі цирконію та їхні термодинамічні властивості при 700 К

Сплав	d_c	T_g	T_x	T_l	$\Delta_m S^{ex}$	$\Delta_m H$	$\Delta_m G^{ex}$	$\Delta_m G^{id}$	$\Delta_m G$	G
	мм	К			Дж/(моль·К)	кДж/моль				
$Zr_{50}Cu_{40}Al_{10}$	22	706	792	1092	–18,2	–38,5	–25,8	–5,5	–31,3	–52,8
$Zr_{50,8}Cu_{36,1}Al_{9,1}Ni_4$ (Vit601)	10	693	768	1026	–18,4	–39,8	–26,9	–6,2	–33,1	–54,3
$Zr_{52,5}Cu_{17,9}Al_{10}Ni_{14,6}Ti_5$ (Vit105)	10	676	742	1078	–15,7	–41,4	–30,4	–7,6	–38,0	–58,5
$Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ (Zr55)	30	683	767	1163	–16,6	–39,2	–27,6	–6,2	–33,8	–54,9
$Zr_{60}Cu_{20}Al_{10}Ni_{10}$	20	662	754	1164	–13,8	–38,1	–28,4	–6,3	–34,7	–55,6
$Zr_{65}Cu_{17,5}Al_{7,5}Ni_{10}$	16	625	750	1164	–11,0	–32,9	–25,2	–5,9	–31,1	–51,9

Таким чином, проведені розрахунки показали, що розглянутим промисловим ОАС властива висока термодинамічна стабільність, яка забезпечена, в першу чергу, інтенсивною хімічною взаємодією компонентів. Внесок ідеальної складової в енергію Гіббса змішування, який характеризує так званий високоентропійний ефект при змішуванні компонентів, не перевищує 20 %. Було встановлено, що між енергією Гіббса аморфної фази, включно з її складовими функціями змішування, і термічними параметрами ОАС не існує однозначної відповідності. Це вказує на те, що навіть для ОАС, які можуть бути одержані при помірних швидкостях охолодження, термодинамічні властивості рідкої фази не є єдиним фактором впливу на здатність розплавів до аморфізації.

ЛІТЕРАТУРА

1. Liu L., Zhang T., Liu Z., et al. Near-net forming complex shaped Zr-based bulk metallic glasses by high pressure die casting // Materials. – 2018. – Vol. 11, No. 11. – P. 2338.

2. Inoue A., & Takeuchi A. Recent development and application products of bulk glassy alloys // Acta Mater. – 2011. – Vol. 59, No. 6. – P. 2243-2267.

3. Turchanin M. A., Agraval P. G. Phase equilibria and thermodynamics of binary copper systems with 3d-metals. VI. Copper–nickel system // Powder Metall. Met. Ceram. — 2007. — Vol. 46, No. 9–10. — P. 467–477.

4. Turchanin M., Agraval P., Abdulov A. Thermodynamic assessment of the Cu–Ti–Zr system. I. Cu–Ti system // Powder Metall. Met. Ceram. — 2008. — Vol. 47, No. 5–6. — P. 344–360.

5. Turchanin M., Agraval P., Abdulov A. Thermodynamic assessment of the Cu–Ti–Zr system. II. Cu–Zr and Ti–Zr systems // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. — 2008. — Vol. 47, No. 7–8. — P. 428–446.

6. Turchanin M. A., Agraval P. G., Velikanova T. Y., Vodopyanova, A. A. Prediction of glass formation composition ranges for multicomponent melts in the framework of the CALPHAD method // Powder Metall. Met. Ceram. – 2018. – Vol. 57, N 1–2. – P.57–70.

ОБ'ЄМНІ АМОРФНІ СПЛАВИ ЯК ЕНЕРГЕТИЧНІ КОНСТРУКЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ ДЛЯ ОБОРОННОЇ ПРОМИСЛОВОСТІ

Турчанін М. А., Агравал П. Г.
(м. Краматорськ, ДДМА)

Об'ємні аморфні сплави (ОАС) поєднують високі механічні характеристики – міцність, твердість та велику межу пружної деформації – з енергетичною хімічною реактивністю під ударним навантаженням. На відміну від кристалічних сплавів, ОАС мають значний надлишковий запас енергії, пов'язаний з їхньою метастабільною структурою. При ударному впливі вони можуть проходити через кристалізацію і окиснювальну реакцію з вивільненням додаткової енергії. Ця «подвійна дія» – кінетичне проникнення завдяки міцності й жорсткості плюс локальне термічне ураження цілі – відкриває нові функціональні можливості для використання ОАС в якості енергетичних конструкційних матеріалів (ЕКМ) для виготовлення боєприпасів типу пенетраторів. Технічно така концепція забезпечує подвійний руйнівний механізм: масивний пенетратор забезпечує пробиття броні завдяки великій кінетичній енергії та високій твердості ОАС, тоді як екзотермічні реакції окиснення компонентів додатково пропалюють чи термічно послаблюють матеріал цілі, підвищуючи ефективність ураження.

Особливий інтерес привертають ОАС на основі цирконію. Наприклад, в роботі [1] досліджували характеристики горіння і виділення енергії при окисненні аморфних сплавів системи Zr–Cu–Ni–Al, які демонструють високу питому енергію внаслідок окислювальних реакцій металів. Калориметричні дослідження показали, що теплота горіння сплавів $Zr_{68,5-x}Al_{7,5+x}(Cu+Ni)_{24}$ (x=0, 2,5, 5, 7,5) значною мірою обумовлена окисненням металевих компонентів і корелює з відношенням Zr:Al. Було встановлено, що ці аморфні сплави мають вищий енергетичний потенціал порівняно з такими вибуховими речовинами, як PTFE/Al (политетрафторэтилен/алюминий) та TNT (тринітротолуол). Питома енергія на одиницю маси для одного з сплавів становить 10,981 кДж·г$^{-1}$, а питома енергія на одиницю об'єму 72,035 кДж·см$^{-3}$.

Водночас практичне застосування ОАС обмежується їхньою схильністю до локалізованої пластичної деформації у вигляді смуг зсуву, що призводить до катастрофічного руйнування за кімнатної температури, а також низькою стійкістю до дефлаграції. У роботі [2] було запропоновано метод аналізу параметрів ударно-індукованої реакції ОАС і експериментально встановлено зв'язок між ефективністю вивільнення енергії та швидкістю удару аморфного сплаву $Zr_{68,5}Cu_{12}Ni_{12}Al_{7,5}$ об сталеву пластину.

В іншій роботі [3] було показано, що механічні та енергетичні характеристики ОАС, а також здатність розплавів до аморфізації можуть бути покращені за рахунок ускладнення схеми легування. Додавання Nb, Hf, Y та варіювання вмісту Al дозволили впливати на ближній хімічний порядок і підвищуючи стабільність переохолоджених розплавів. Для сплавів складу

$Zr_{59,62}Cu_{18,4-x}Ni_{12}Al_{6+x}Nb_3Hf_{0,78}Y_{0,2}$ (x = 0, 2, 4, 6, 8% (ат.)) встановлено: максимальну міцність на розтяг σ_{max} = 1791 МПа та найкращу пластичність при квазістатичному стисканні ε_p = 3,45 % при x = 6 ат.%, а також зростання ентальпії згоряння з 10,826 до 11,749 кДж·г$^{-1}$ при збільшенні вмісту алюмінію. Критичний діаметр ОАС досягає максимуму D_c = 10 мм при x = 4% (ат.). Фрагмент сплаву складу $Zr_{59,62}Cu_{14,4}Ni_{12}Al_{10}Nb_3Hf_{0,78}Y_{0,2}$ (x = 4 % (ат.)), що поєднує оптимальні механічні й енергетичні характеристики, випущений зі швидкістю 1038 м/с, зміг пробити 6-міліметрову пластину зі сталі Q235, залишивши отвір діаметром 10 мм зі слідами плавлення довкола нього, що вказує на перебіг бурхливої реакції під час проникнення. Важливо, що горіння не спостерігалося до моменту контакту з ціллю (рис. 1).

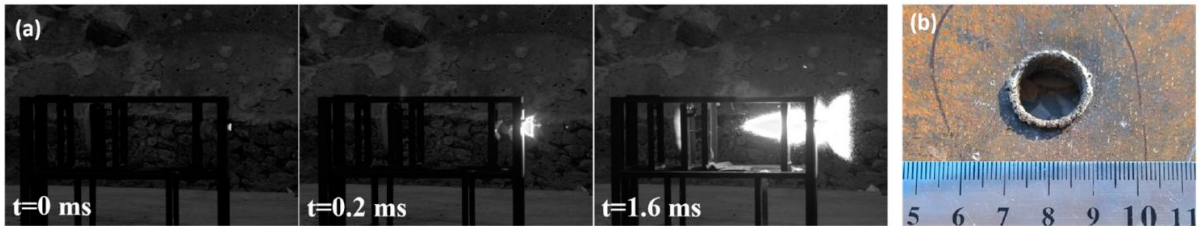


Рис. 1. Процес проникнення (*а*) та отвір у пластині зі сталі Q235 (*б*) після удару фрагментом ОАС. Відтворено з роботи [3]

Таким чином, результати сучасних досліджень вказують на необхідність проведення систематичних досліджень з метою прогнозування нових складів ОАС для розробки пенетраторів з комбінованим механічним та екзотермічним ураженням. При цьому, композиційна оптимізація має бути спрямована на одночасне забезпечення: високої аморфоутворюючої здатності відповідних розплавів; підвищення енергетичних характеристик (включаючи запас кінетичної енергії за рахунок більшої густини) ОАС; мінімізацію крихкості при збереженні міцності; подолання технологічних обмежень при виготовленні масивних виробів з ЕКМ і їхньому виробничому впровадженні. В основу вирішення цих завдань може бути покладений термодинамічний підхід, який дозволить надати системний опис цільовим властивостям сплавів в широкій області складів багатокомпонентних систем і визначити найбільш перспективні склади ОАС з властивостями ЕКМ на основі порівняння температурно-концентраційної залежності їх властивостей і моделювання діаграм фазових перетворень в рамках CALPHAD-методу.

ЛІТЕРАТУРА

1. Shang C., Shi D., Zhang Y., Shi Y., Yu Z., & Xu X. Combustion and energy release characteristics of Zr-based amorphous alloys // Chinese J. Energetic Materials. – 2020. – Vol. 28, No. 6. – P. 565-569.

2. Tu J., Qiao L., Shan Y., Xin C., & Liu J. Study on the impact-induced energy release characteristics of $Zr_{68.5}Cu_{12}Ni_{12}Al_{7.5}$ amorphous alloy // Materials. – 2021. – Vol. 14, No, 6. – P. 1447.

3. Yu X., Li J., Zhang K., Zhang H., Wang H., Fang Y., ... & Gai X. (2024). Glass-forming ability, mechanical properties, and energetic characteristics of ZrCuNiAlNbHfY bulk metallic glasses // Materials. – 2024. – Vol. 17, No. 13. – P.3136.

ТЕРМОДИНАМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ РІДКИХ СПЛАВІВ І ФАЗОВА ДІАГРАМА СИСТЕМИ Ti–Zr–Hf ЗА РЕЗУЛЬТАТАМИ МОДЕЛЮВАННЯ В РАМКАХ CALPHAD-МЕТОДУ

Турчанін М. А., Агравал П. Г., Водоп'янова Г. О., Корсун В. А.
(м. Краматорськ, ДДМА)

Фізико-хімічні особливості взаємодії титану, цирконію і гафнію є важливими для розробки жароміцних ливарних сплавів, тугоплавких високоентропійні сплавів і високоентропійних карбідних фаз, а також багатокомпонентних об'ємних аморфних сплавів, вироби з яких можуть бути одержані ливарними методами. Разом з тим, експериментальне дослідження властивостей розплавів системи Ti–Zr–Hf є утрудненим через високі температури плавлення і хімічну активність компонентів в рідкому стані, а її фазова діаграма на теперішній час залишається невивченою. В даній роботі термодинамічні властивості рідких сплавів і фазова діаграма системи були змодельовані в рамках CALPHAD-методу.

В конденсованому стані система Ti–Zr–Hf утворена рідкою фазою L, (β)-фазою – твердим розчином з ОЦК-ґраткою, який відповідає високотемпературній модифікації металів, і (α)-фазою – твердим розчином з ГЩУ-ґраткою, який відповідає низькотемпературній модифікації металів. В даній роботі для опису енергії Гіббса відповідних фаз були використані результати термодинамічних описів двокомпонентних систем Ti–Zr [1],Ti–Hf [2] і Zr– Hf [3] шляхом їхньої екстраполяції на трикомпонентну область.

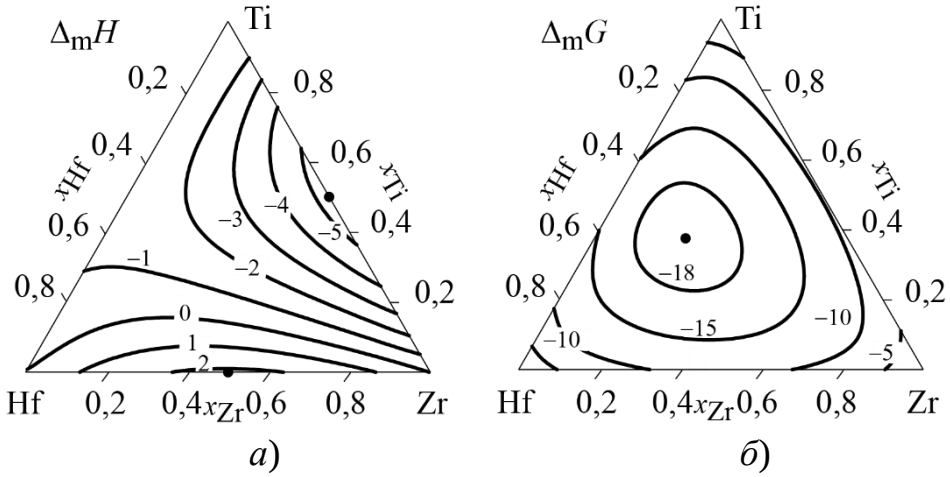
Розраховані при 1900 К термодинамічні функції змішування розплавів Ti–Zr–Hf показані на рис. 1. Інтегральна ентальпія змішування $\Delta_m H$ характеризується невеликими знакозмінними величинами, рис 1, *а*. Вона досягає мінімального значення –5,4 кДж/моль при еквіатомному складі в системі Ti–Zr та максимального значення 2,2 кДж/моль при еквіатомному складі в системі Zr–Hf. Інтегральна енергія Гіббса змішування $\Delta_m G$ рідких сплавів цієї системи є від'ємною на всьому концентраційному трикутнику і досягає мінімального значення –19,0 кДж/моль в трикомпонентній області при $Ti_{0,38}Zr_{0,22}Hf_{0,40}$, рис 1, *б*.

Інформація, представлена на рис. 1, свідчить про визначальний внесок ідеальної складової $\Delta_m G^{id}$ у значення і топологію функції $\Delta_m G$, що зумовлює зменшення термодинамічної стабільності рідких сплавів при зниженні температури. Розрахунки показують, що таке зменшення не призводить до незмішуваності рідкої фази у рівноважному або переохолодженому стані.

Поверхня ліквідуса системи Ti–Zr–Hf показана на рис. 2. Вона повністю утворена поверхнею первинної кристалізації (βTi,Zr,Hf)-фази, яка знижується від температури плавлення чистого гафнію (2506 К) в бік системи Ti–Zr, де досягає мінімальної температури існування рідкої фази 1810 К в точці мінімуму c_2, пов'язаній з конгруентним перетворенням L(Ti,Zr) → (βTi,Zr). Наявність точок мінімуму c_2 в системі Ti–Zr і c_1 в системі Ti–Hf призводить до виникнення на поверхні ліквідуса локального

пониження, яке проходить між точками c_1 і c_2. Проєкція відповідних складів показана на поверхні ліквідуса штриховою лінією c_1–c_2. Температурний інтервал кристалізації для сплавів таких складів не перевищує 10 К. Такі особливості фазових рівноваг мають враховуватись при моделюванні шляхів кристалізації і прогнозуванні мікроструктури металу виливків з β-сплавів на основі титану, що містять цирконій і гафній.

Також з рис. 2 видно, що на солвусі (βTi,Zr,Hf)-фази спостерігається аналогічне локальне пониження, пов'язане з наявністю мінімумів c_3 і c_4 в системах Ti–Hf і Ti–Zr. Проєкція складів, які відповідають максимальному пониженню температури, показана на рис. 2 пунктирною лінією c_3–c_4.



а) *б*)

Рис. 1. Термодинамічні функції змішування рідких сплавів системи Ti– Zr–Hf при 1900 К: *а*) $\Delta_m H$, кДж/моль; *б*) $\Delta_m G$, кДж/моль

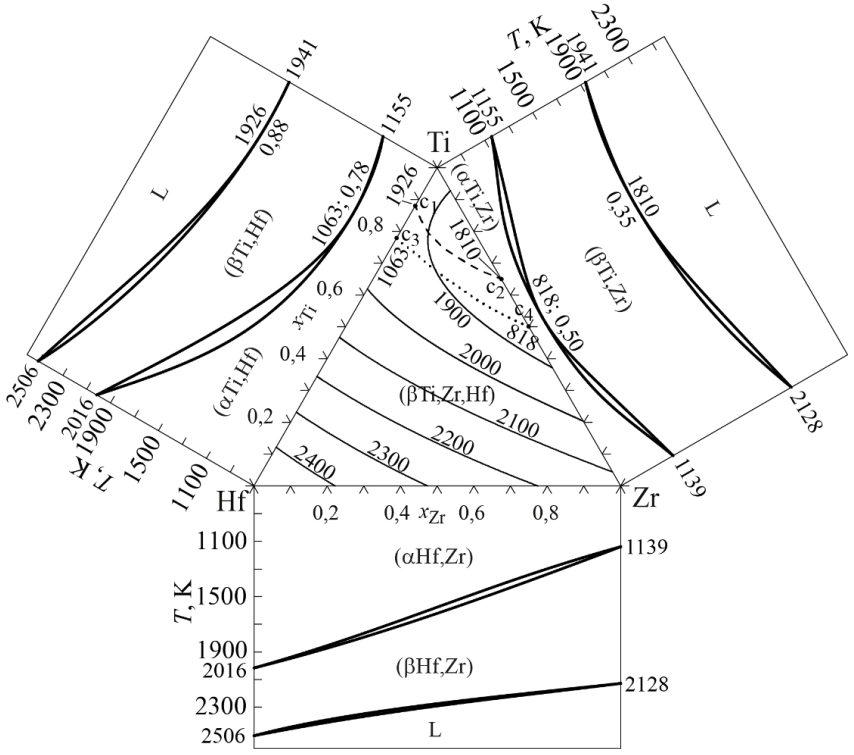
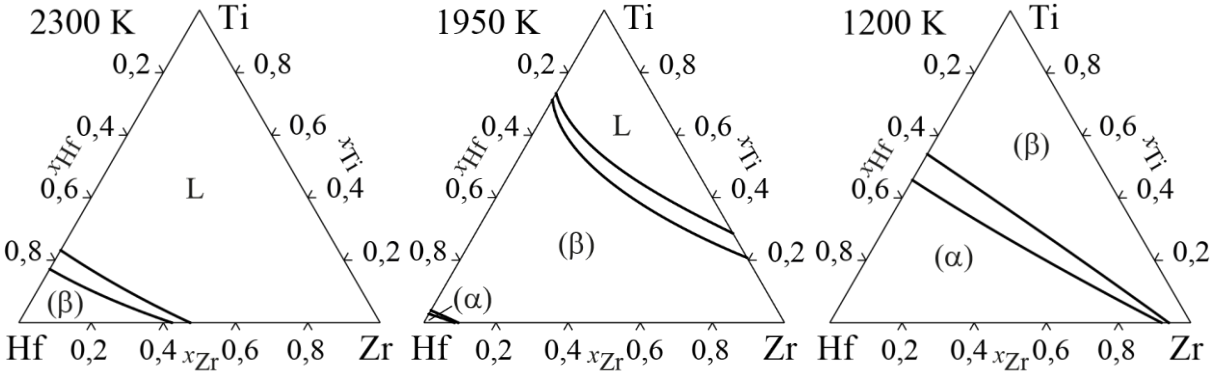


Рис. 2. Проєкція поверхні ліквідуса системи Ti–Zr–Hf і фазові діаграми граничних двокомпонентних систем

В інтервалі 2016…2506 К в системі Ti–Zr–Hf в рівновазі перебувають тільки (L) і (β) фази, рис. 3, *а*, а в інтервалі 1810…2016 К існують (L), (β) і (α) фази, рис. 3, *б*. Нижче 1810 К утворюються тільки (β) і (α) тверді розчини, рис. 3, *в.* Найнижча температура існування (β)-фази є пов'язаною з системою Ti–Zr і становить 818 К при еквіатомному складі (точка c_4 на рис. 2). При більш низьких температурах рівноважна (α)-фаза охоплює весь концентраційний трикутник. Термодинамічний розрахунок вказує на те, що при зниженні температури нижче 400 К (α)-фаза зазнає бінодального розпаду, в результаті якого утворюються дві ГЩУ-фази, одна з яких збагачена на титан, а інша – на цирконій і гафній.



а) *б*) *в*)

Рис. 3. Ізотермічні перерізи системи Ti–Zr–Hf при 2300 К (*а*), 1950 К (*б*) і 1200 К (*в*)

Таким чином, розрахована фазова діаграма системи Ti–Zr–Hf вказує на утворення безперервних рідкого і твердих трикомпонентних розчинів, що узгоджується з експериментальними результатами, відомими для граничних двокомпонентних систем. Фазові рівноваги в системі визначаються наявністю двофазних областей L + (β) і (β) + (α). Наявність на ліквідусі зони пониження температури c_1–c_2, температурний інтервал кристалізації сплавів в якій не перевищує 10 К, потребує на експериментальну перевірку.

ЛІТЕРАТУРА

1. Turchanin M., Agraval P., Abdulov A. Thermodynamic Assessment of the Cu-Ti-Zr System. II. Cu-Zr and Ti-Zr Systems // Powder Metall. Met. Ceram. – 2008. – Vol. 47, No.7-8. – P. 428.

2. Bittermann H., Rogl P. Critical assessment and thermodynamic calculation of the ternary system boron-hafnium-titanium (B-Hf-Ti) // J. Phase Equilib. – 1997. – Vol. 18, No.1. – P. 24-47.

3. Bittermann H., Rogl P. Critical assessment and thermodynamic calculation of the ternary system C-Hf-Zr (Carbon-Zirconium-Hafnium) // J. Phase Equilib. – 2002. – Vol. 23, No. 3. – P. 218-235.

ВИСОКОЕНТРОПІЙНІ СПЛАВИ З ГЦК-СТРУКТУРОЮ В СИСТЕМАХ Cr–Fe–Co–Ni І Cu–Fe–Co–Ni: МОДЕЛЮВАННЯ ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ У РАМКАХ CALPHAD-МЕТОДУ

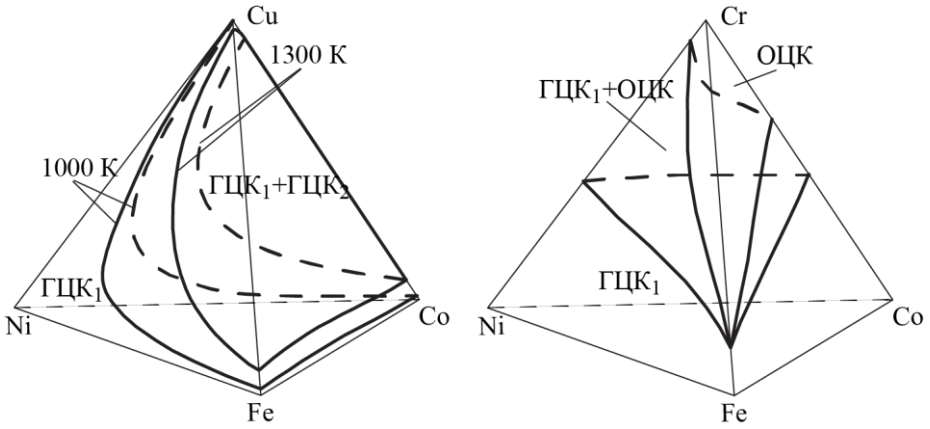
Турчанін М. А., Водоп'янова Г. О., Агравал П. Г. (м. Краматорськ, ДДМА),
Буланова М. В., Фартушна Ю. В. (м. Київ, ІПМ НАН України)

Система Co–Cr–Cu–Fe–Ni становить значний інтерес як об’єкт для моделювання фазових перетворень із залученням рідкої та твердих фаз у зв’язку з існуванням в ній протяжного фазового простору з гранецентрованою кубічною (ГЦК) ґраткою, наявність якого має істотне значення для створення однофазних і дисперсійно-зміцнених високоентропійних сплавів (ВЕС). Для моделювання температурних і концентраційних інтервалів існування ГЦК ВЕС в системі Cu–Cr–Fe–Co–Ni при температурах вище 1000 К нами була створена термодинамічна база даних, що містить параметри моделей надлишкової енергії Гіббса рідких сплавів (L) та ГЦК і ОЦК фаз граничних двокомпонентних і трикомпонентних систем. Для проведення розрахунків нами використана одна з найбільш успішних методик моделювання фазових рівноваг – CALPHAD-метод.

Як перше застосування бази даних, були розраховані фазові діаграми для обмежуючих чотирикомпонентних систем Cr–Fe–Co–Ni і Cu–Fe–Co–Ni. Результати розрахунків фазових діаграм розглянутих чотирикомпонентних систем вказують на те, що для кожної з них характерним є утворення протяжних по температурі і складу ГЦК-полів. $ГЦК_1$-фаза, збагачена на хром, залізо, кобальт і нікель, в усіх системах має протяжні концентраційні області первинної кристалізації. Первинна кристалізація збагаченої на мідь $ГЦК_2$-фази відбувається в обмежених концентраційних областях, пов’язаних з мідною вершиною концентраційного тетраедра.

В системі Cu–Fe–Co–Ni однофазні ГЦК-поля охоплюють більшу частину концентраційного простору. Нижче температур солідуса існує протяжна область ГЦК-фази, що робить її перспективною для одержання в цьому концентраційному просторі однофазних ВЕС, але унеможливлює одержання дисперсійно зміцнених сплавів.

Двофазна область $ГЦК_1 + ГЦК_2$ з’являється зі зниженням температури, розширюється і охоплює більшу частину концентраційного тетраедра, рис. 1, *а*. Еквіатомний склад потрапляє в область існування $ГЦК_1$-фази тільки в температурному інтервалі 1409…1497 К, де її концентраційна протяжність по вмісту нікелю і міді тільки на 1 % (ат.) різниться від еквіатомного складу. Це залишає принципово можливим, але робить технологічно проблематичним, одержання дисперсійно зміцнених ВЕС на його основі. Сплави з підвищеним вмістом нікелю є перспективними для практичного одержання таких матеріалів. Результати розрахунків добре узгоджуються з даними [1, 2], в яких була отримана двофазна $ГЦК_1 + ГЦК_2$ структура.



а) *б*)

Рис. 1 Ізотерми двофазної області $ГЦК_1 + ГЦК_2$ системи Cu–Fe–Co–Ni при 1000 і 1300 К (а), ізотерма двофазної області $ГЦК_1$ + ОЦК системи Cr–Fe–Co–Ni при 1300 К (б)

Результати розрахунків для системи Cr–Fe–Co–Ni вказують на одночасне утворення протяжних областей гомогенності ОЦК і $ГЦК_1$ розчинів. На рис. 1, *б* показана ізотерма двофазної області $ГЦК_1$ + ОЦК системи Cr–Fe–Co–Ni при 1300 К. Значну частину концентраційного тетраедра займає $ГЦК_1$ фаза, що добре узгоджуються з даними [3, 4].

Розрахунки показують, що в системі Cu–Fe–Co–Ni в широкому інтервалі складів існують умови для розшарування рівноважних і переохолоджених розплавів. Ці концентраційні інтервали охоплюють еквіатомні і близькі до них склади. Варіювання елементним і хімічним складом відкриває широкі можливості для створення широкого спектру композиційних матеріалів в умовах технологічних процесів.

Таким чином, результати розрахунків вказують на перспективність розглянутих систем для одержання однофазних ВЕС, дисперсійно зміцнених сплавів і композиційних матеріалів з структурою замороженої емульсії. Також, результати розрахунків високотемпературних перетворень в обох чотирикомпонентних системах, що були виконані з використанням розробленої бази, добре узгоджуються з експериментальними даними. Це дозволяє використати розроблену базу даних для аналізу фазових перетворень в п’ятикомпонентній системі.

ЛІТЕРАТУРА

1. Singh A. K., Subramaniam A. On the formation of disordered solid solutions in multicomponent alloys // J. All. Compd. – 2014. – Vol. 587. – P. 113–119.

2. Krishna A. B., & Kulkarni K. N. Experimental determination of quaternary isotherm of Fe–Ni–Co–Cu at 950°C by diffusion couple technique // Materialia. – 2018. – Vol. 4. – P. 549–552.

3. Vaidya M., Trubel S., Murty B. S., e.a. Ni tracer diffusion in CoCrFeNi and CoCrFeMnNi high entropy alloys // J. All. Compd. – 2016. – Vol. 688. – P. 994-1001.

4. Shang G., Xing Y., Zhang Z. T., & Lu X. G. Thermodynamic assessment of the Co–Cr–Fe–Ni quaternary system and diffusion study of its fcc phase // CALPHAD. – 2024. – Vol. 87. – P. 102746.

ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В СИСТЕМІ Cr–Fe–Co–Ni–Cu: МОЖЛИВІСТЬ ОДЕРЖАННЯ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ ІЗ ГЦК-СТРУКТУРОЮ В ТЕХНОЛОГІЧНИХ УМОВАХ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

Турчанін М. А., Водоп'янова Г. О., Агравал П. Г. (м. Краматорськ, ДДМА),
Буланова М. В., Фартушна Ю. В. (м. Київ, ІПМ НАН України)

Аналіз фазових перетворень в системі Cu–Cr–Fe–Co–Ni є важливим для створення однофазних і дисперсійно-зміцнених високоентропійних сплавів (ВЕС), що мають ГЦК-структуру, і вироби з яких можуть бути отримані з використанням ливарних технологій. Інструментом для такого аналізу є CALPHAD-метод, можливості якого були реалізовані з використанням спеціально створеної бази даних. Для аналізу фазових перетворень були розглянуті політермічні променеві перерізи, які з'єднують чисті компоненти з чотирикомпонентними еквіатомними складами $Cu_{0,25}Fe_{0,25}Co_{0,25}Ni_{0,25}$–Cr, $Cu_{0,25}Cr_{0,25}Fe_{0,25}Ni_{0,25}$–Co, $Cu_{0,25}Cr_{0,25}Co_{0,25}Ni_{0,25}$–Fe, $Cu_{0,25}Cr_{0,25}Fe_{0,25}Co_{0,25}$–Ni та $Cr_{0,25}Fe_{0,25}Co_{0,25}Ni_{0,25}$–Cu. З рис. 1 видно, що при охолодженні еквіатомного сплаву з рідкого стану (склад показано вертикальними лініями) можливе отримання двофазної області $ГЦК_1$+$ГЦК_2$, що складається з $ГЦК_1$- фази, збідненою на мідь, і $ГЦК_2$-фазою, яка збагачена міддю.

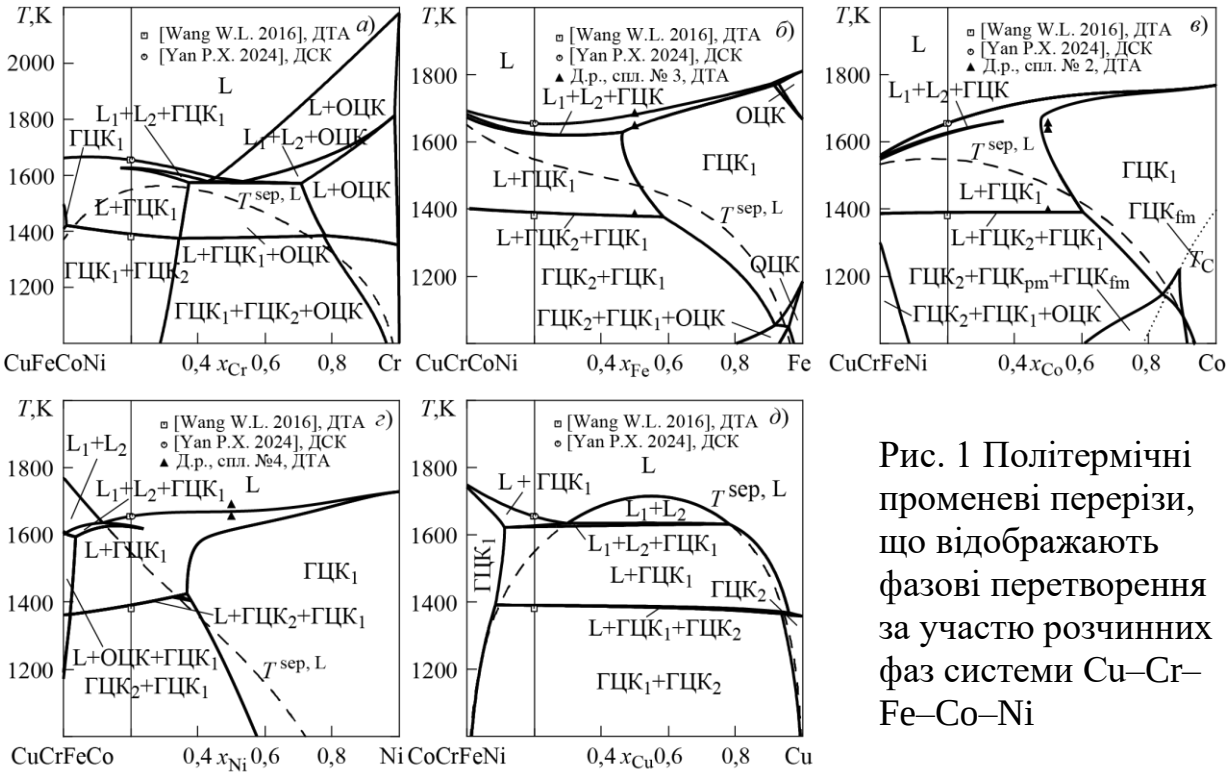
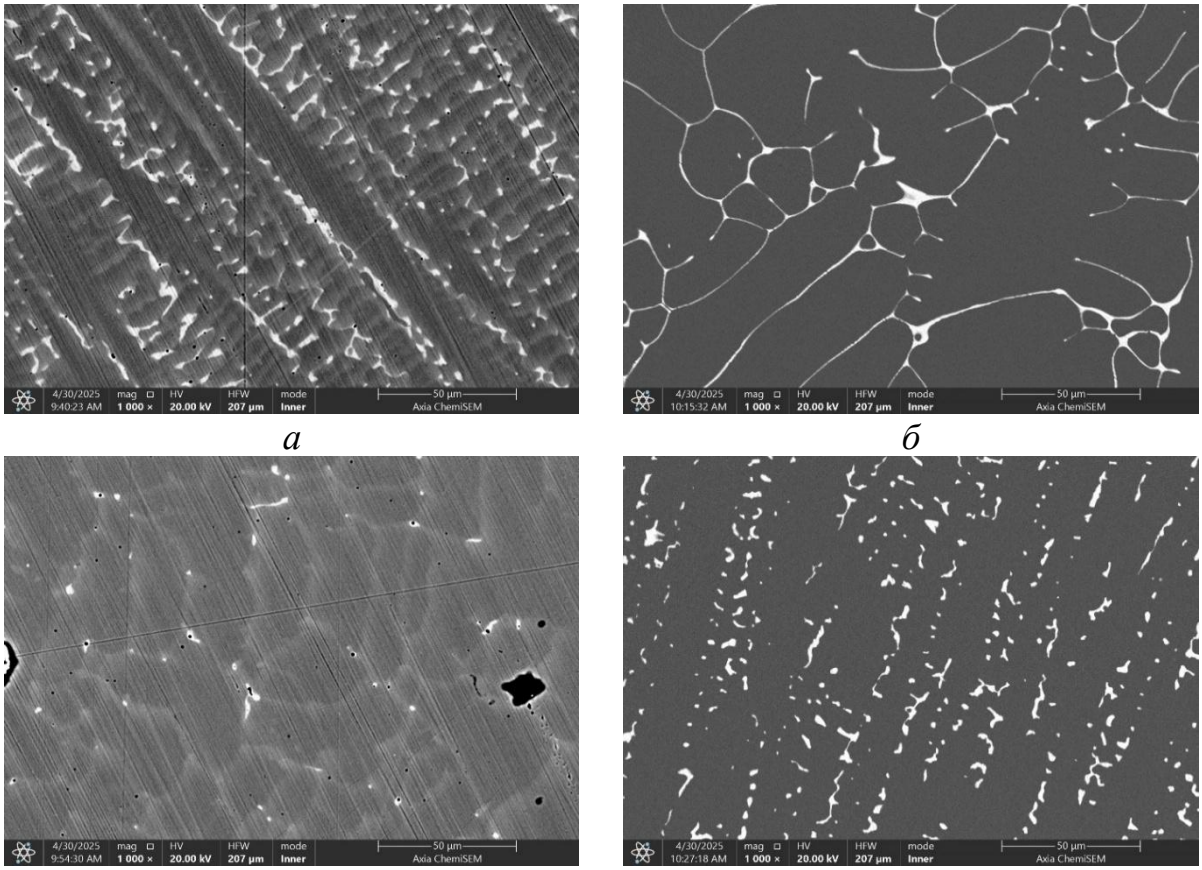


Рис. 1 Політермічні променеві перерізи, що відображають фазові перетворення за участю розчинних фаз системи Cu–Cr–Fe–Co–Ni

Виходячи з результатів розрахунків були обрані найбільш перспективні склади для одержання ВЕС з дисперсійно-зміцненою ГЦК-структурою, виплавлені сплави та проведено їхнє дослідження методами

СЕМ, ЛРСА, РФА, ДТА та вимірювання мікротвердості. Мікроструктури литих і відпалених при 1273 К сплавів показують, що у відпаленому стані знаходяться у однофазній ГЦК$_1$ (рис.2, *в*) або двофазній ГЦК$_1$ + ГЦК$_2$ (рис.2, *а* і *б*) областях. В двофазній області ГЦК$_1$-фаза формує первинні зерна, а ГЦК$_2$-фаза заповнює міжзеренний простір.



а *б*

в *г*

Рис. 2. Типові мікроструктури литих (*а* – *в*) та відпалених при 1273 К / 8,5 год (*г*) сплавів системи Cu–Cr–Fe–Co–Ni: *а, г* – $Cu_{0,200}Cr_{0,080}Fe_{0,200}Co_{0,200}Ni_{0,320}$; *б* – $Cu_{0,125}Cr_{0,125}Fe_{0,5}Co_{0,125}Ni_{0,125}$; *в* – $Cu_{0,100}Cr_{0,135}Fe_{0,270}Co_{0,135}Ni_{0,360}$. Темні первинні зерна – ГЦК$_1$-фаза, світлі виділення по границях – ГЦК$_2$-фаза та, за наявності, нерівноважні фази

Результати експериментального дослідження фазового складу сплавів, хімічного складу фаз і мікроструктури литих і відпалених сплавів та температур фазових переходів в литих сплавах знаходяться у повній відповідності до змодельованих в рамках CALPHAD-методу перерізів діаграми стану системи Cu–Cr–Fe–Co–Ni та результатів експериментальних досліджень інших авторів. Таким чином, використана для розрахунків термодинамічна база даних відкриває шлях до націленого вибору оптимального складу дисперсійно-зміцнених ВЕС системи Cu–Cr–Fe–Co–Ni та визначення технологічних умов їхнього одержання.

ДІЯЛЬНІСТЬ УКРАЇНСЬКОЇ КОМІСІЇ З ДІАГРАМ СТАНУ ТА ТЕРМОДИНАМІКИ У 2023–2024 РОКАХ

Турчанін М. А. (м. Краматорськ, ДДМА),
Корнієнко К .Є. (м. Київ, ІПМ НАН України)

Міжнародну комісію з діаграм стану металічних систем (Alloy Phase Diagram International Commission, APDIC) створено у 1986 році. Її головою є доктор Урсула Каттнер (Національний інститут стандартів і технології, NIST, Ґейтерсбурґ, штат Меріленд, США). З 1994 року невід′ємною складовою APDIC є Українська комісія з діаграм стану та термодинаміки, яку з 2020 року очолює д. х. н., професор Михайло Турчанін (Донбаська державна машинобудівна академія (ДДМА), м. Краматорськ), обов'язки секретаря виконує к. х. н., с. н. с. Костянтин Корнієнко (Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, м. Київ). Станом на 2025 рік у діяльності APDIC брали участь 18 представників від 27 країн світу.

Члени APDIC самостійно виконують свої індивідуальні наукові програми та беруть участь у щорічних засіданнях для обговорення нагальних питань узгодження своєї діяльності. Засідання APDIC традиційно проводяться щороку в рамках роботи Міжнародної конференції з комп’ютерного поєднання діаграм стану і термохімії (International Conference on Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry, CALPHAD). На них розглядаються нагальні питання, які стосуються координації зусиль у дослідженнях фазових рівноваг і побудові діаграм стану, стандартів якості їх оцінки і публікації результатів досліджень, а також розповсюдження отриманої інформації у промисловості та наукових колах. Два останніх засідання APDIC відбувалися у змішаному режимі (очної участі та онлайн): 31 травня 2024 року в рамках конференції CALPHAD LI в місті Маннґейм (Німеччина) та 30 червня 2025 року в рамках конференції CALPHAD LII в місті Пусан (Республіка Корея). Від України у засіданні дистанційно взяв участь професор Михайло Турчанін. Результати діяльності членів Української комісії отримали схвальну оцінку від учасників засідання, які підкреслили високий рівень і великий обсяг досліджень, які проводяться українськими науковцями в умовах воєнного часу.

За результатами роботи у 2023–2024 роках інформацію для включення у щорічні звіти Української комісії з діаграм стану та термодинаміки на засіданні APDIC надали науковці Інституту проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України (ІПМ НАНУ, м. Київ), Київського національного університету (КНУ) імені Тараса Шевченка і Донбаської державної машинобудівної академії (ДДМА, м. Краматорськ).

В ІПМ НАНУ дослідження, пов’язані з вивченням діаграм стану і термодинаміки фаз, проводились у відділах фізичної хімії неорганічних матеріалів, фізико-хімії і технології тугоплавких оксидів та функціональної кераміки на основі рідкісних земель. Науковці Відділу фізичної хімії неорганічних матеріалів вивчали фазові рівноваги і фазові перетворення у подвійних, потрійних та багатокомпонентних системах за участю Алю-

мінію, Стануму, *d*-металів та рідкісноземельних елементів. У Відділі функціональної кераміки на основі рідкісних земель проводилися фундаментальні дослідження фазових рівноваг в системах оксидів вищої вогнетривкості (з температурою плавлення вище за 2000 °C).

В КНУ на кафедрі фізичної хімії проводились рентгенодифракційні дослідження та реверсного моделювання методом Монте-Карло локальної атомної структури розплавів у широких концентраційних областях. Вивчено фазовий склад та структуру пористих високоентропійних сплавів.

В ДДМА в Лабораторії фізико-хімічних властивостей металевих розплавів продовжувались систематичні дослідження термодинамічних властивостей фаз і фазових рівноваг в системах перехідних металів, розплави яких виявляють здатність до аморфізаціїї загартуванням з рідкого стану. В рамках CALPHAD-методу велась розробка бази даних для розрахунку термодинамічних функцій змішування багатокомпонентних розплавів.

Науковці України продовжували плідну співпрацю з багаторічним партнером Materials Science International Services GmbH (MSI) (Міжнародна служба з матеріалознавства, Штуттґарт, Німеччина). Результатом спільних зусиль став випуск двадцять другого тому довідника “Ternary Alloys” — “Refractory Material Systems for Industrial Applications”, опублікований у квітні 2024 року видавництвом MSI [1]. У томі подано критичні огляди інформації щодо фазових рівноваг та термодинамічних властивостей для понад 30 потрійних систем, які є базовими для розробки вогнетривких керамік, композитів і сплавів.

У 2023 році дві статті українських науковців, опубліковані у журналі “Journal of Phase Equilibria and Diffusion”, отримали відзнаку “Вибір редакції 2023” (Editor’s Choice Articles 2023) з відкритим онлайн-доступом [2], [3].

Президія НАН України присудила премію НАН України імені Івана Микитовича Францевича, встановлену за видатні наукові роботи в галузі фізичного матеріалознавства, за підсумками конкурсу 2023 року, співробітникам ІПМ НАНУ Анатолію Бондару, Юлії Фартушній та Оксані Корнієнко. Українське матеріалознавче товариство імені І. М. Францевича (УМТ) у 2023 році присудило нагороду імені видатного вченого-матеріалознавця Олени Андрієвської професору Михайлу Турчаніну.

Проведення наступного засідання APDIC заплановано 12 червня 2026 року в Канаді.

ЛІТЕРАТУРА

1. Ternary Alloys: A Comprehensive Compendium of Evaluated Constitutional Data and Phase Diagrams critically evaluated by MSIT®. Stuttgart // Materials Science International, 2024. – Vol. 22. Refractory Material Systems for Industrial Applications; ed. H.J. Seifert, K.C. Hari Kumar; assoc. ed. L. Dreval, O. Dovbenko, S. Iljenko. – 522 pp. – ISBN 978-3-932120-53-4.

2. Storchak A., Petyukh V., Sobolev V., Tikhonova I., Bulanova M. Phase Equilibria in the Ti–Zr–Cu System // J. Phase Equilib. Diffusion. – 2023. – Vol. 44, No 5. – P. 608–630.

3. Kriklya L., Korniyenko K., Petyukh V., Tikhonova I., Samelyuk A., Sobolev V., Levchenko P. Solidus Surface of the Hf–Rh–Ir System // J. Phase Equilib. Diffusion. – 2023. – Vol. 44, No 3. – P. 394–407.

ОСОБЛИВОСТІ ОТРИМАННЯ ГРАДІЄНТНОЇ СТРУКТУРИ В ЧАВУННИХ ЗАГОТОВКАХ ІЗ ГРАФІТИЗОВАНОГО ЧАВУНУ ДЛЯ СКЛОФОРМУВАЛЬНОГО КОМПЛЕКТУ ФОРМ СКЛОТАРНОЇ ПРОМИСЛОВОСТІ

Устименко А. І., Кивгило Б. В., Лук'яненко І. В., Ямшинський М. М.
(м. Київ, НТУУ «КПІ ім. І. Сікорського»)

Виробництво склотари є стратегічною галуззю, що забезпечує потреби харчової, фармацевтичної, хімічної та інших індустрій. Скло є екологічно безпечним матеріалом, попит на який зростає на фоні відмови від пластику. Ключовим елементом технології виготовлення є склоформи, що працюють у жорстких умовах термоциклічного навантаження та зазнають швидкого зношування [1].

Основною проблемою залишається підвищення ресурсу роботи формокомплектів за умови збереження високої теплопровідності та механічної міцності. Одним із перспективних шляхів вирішення є формування градієнтної структури у чавунних заготовках із феритною матрицею.

Метою роботи було розроблення технологічних методів отримання градієнтної структури в чавунних заготовках для склоформувального комплекту форм склотарної промисловості, які дозволяють поєднати підвищену теплопровідність і стійкість до механічних навантажень.

Дослідження проводили на жаростійкому кремнистому чавуні (3,0-3,25 % C; 3,14-3,54 % Si; 0,47-0,67 % Mo; 0,07-0,11 % V). Для забезпечення отримання градієнтної структури у виливках було використано ковшове модифікування інокулятором SB5; внутрішньоформове оброблення з модифікатором VL63(M) та додаткові елементи ливарної форми із підвищеними теплофізичними властивостями для забезпечення різних швидкостей кристалізації та охолодження виливків. Мікроструктуру виливків досліджували металографічним аналізом по висоті їх перерізу.

Отримані результати свідчать, що застосування комбінації ковшового та внутрішньоформового оброблення чавуну дозволяє цілеспрямовано формувати градієнтну структуру у заготовках для склоформ. У чорнових формах вдалося досягти рівномірного розподілу пластинчастого графіту з оптимальними розмірами включень, що може забезпечити високу теплопровідність і стійкість до термоциклічних навантажень. Це особливо важливо, оскільки чорнові форми піддаються безпосередньому контакту з розплавленим склом температурою близько 1000 °C і повинні витримувати різкі перепади температури без руйнування [2].

У свою чергу, у чистових формах ключовим є забезпечення підвищеної механічної міцності та стійкості до зношування за температур 450-550 °C – на поверхню діють значні механічні навантаження під час формування склотари. Використання модифікатора VL63(M) дозволило досягти високого рівня сфероїдизації графіту (70-80 %) у поверхневому шарі виливка, що підтверджує ефективність внутрішньоформового оброблення.

Наявність кулястого графіту у феритній матриці сприяє зниженню концентрації напружень та перешкоджає утворенню тріщин, тим самим може забезпечити довший експлуатаційний ресурс виробу [3].

Важливою особливістю дослідженої технології є плавний перехід від пластинчастої до кулястої морфології графіту в різних зонах заготовки. Такий градієнт дозволяє одночасно реалізувати протилежні вимоги до матеріалу: з одного боку, забезпечити швидке відведення тепла від зони контакту елементів склоформувального комплекту зі склом, а з іншого – надати високу зносостійкість і міцність робочій поверхні цих елементів. На відміну від традиційних підходів, із використанням чавунів з однорідною структурою (переважно з пластинчастим, або кулястим графітом), запропонований метод дозволяє поєднати переваги обох типів структури в межах однієї заготовки.

Слід також відзначити важливу роль феритної матриці, яка є термодинамічно стабільною та не містить перлітної складової. Це дозволяє уникнути структурних трансформацій під час експлуатації та зменшує ризик руйнування під дією термоциклічного навантаження. Визначена твердість виливків із дослідного чавуну (135–277 HV) відповідає рівню провідних світових виробників, що підтверджує конкурентоспроможність запропонованої технології [4].

Практична значимість отриманих результатів полягає у зменшенні частоти заміни елементів склоформувального комплекту, скороченні витрат на ремонт та утилізацію зношених деталей, а також у стабілізації якості готової продукції. Крім того, підвищення ресурсу виробів позитивно вплине на екологічний аспект, адже зменшиться обсяг відходів чавуну та енерговитрати, пов’язані з його переробленням.

Таким чином, результати дослідження доводять, що впровадження технології отримання градієнтної структури в чавунних заготовках здатне суттєво оптимізувати виробничі процеси у склотарній промисловості, забезпечити економічний ефект і створити передумови для подальшого вдосконалення технологій лиття спеціальних чавунів.

ЛІТЕРАТУРА

1. Emhartglass.com. VertiFlow Assist for AIS machines [Електронний ресурс]. – Режим доступу: https://emhartglass.com/sites/default/files/publications/2021-01/TNB255ES%20-%20VertiFlow%20Assist%20for%20AIS%20machines.pdf (дата звернення: 26.08.2025).

2. Stradomski G., Gzik S., Jakubus A., Nadolski M. The assessment of resistance to thermal fatigue and thermal shock of cast iron // Archives of Foundry Engineering. – 2018. – Vol. 18, № 3. – С. 173–178. – DOI: 10.24425/123621.

3. Бубликов В.Б., Бачинський Ю.Ж., Нестерук О.П. Підвищення пластичності високоміцного чавуну внутрішньоформовим модифікуванням розплаву зі зменшеним вмістом кремнію // Процеси лиття. – 2023. – Т. 3, № 153. – С. 3–11. – DOI: 10.15407/plit2023.03.003.

4. United Cast Bar. Unibar 250 [Електронний ресурс]. – Режим доступу: https://www.unitedcastbar.com/materials/unibar-250 (дата звернення: 27.08.2025).

ВИЗНАЧЕННЯ ВПЛИВУ ВУГЛЕЦЬВМІЩУЮЧИХ ДОБАВОК НА ВЛАСТИВОСТІ БЕНТОНІТОВОГО ЗВ'ЯЗУВАЛЬНОГО МАТЕРІАЛУ ПРИ ТЕМПЕРАТУРНОМУ НАГРІВАННІ

Федоров М. М., Дьяченко Ю. Г.
(м. Краматорськ, ДДМА)

Зазвичай до складу єдиних піщано-бентонітових сумішей (ПБС), застосовуваних при виробництві чавунного литва на сучасних автоматичних лініях за сейатцу-процесом у якості протипригарних добавок використовують різноманітні вуглецьвмішчуючі компоненти, які є утворювачами «блискучого» вуглецю в порожнині ливарної форми: пеки, смоли, бітуми та ін. Але найбільш вживаними наразі залишаються кам'яновугільні порошки (КП), які демонструють ефективну протипригарну дію та мають порівняно низьку вартість.

Як відомо, протипригарна дія вуглецьвмішчуючих матеріалів (ВМ) зумовлюється захисними властивостями «блискучого» вуглецю, який утворюється разом із газовою фазою при термічному розкладанні ВМ у формувальній суміші під час заливання ливарної форми металом та конденсується на поверхні зерен вогнетривкого наповнювача суміші, насамперед, в контактній зоні форми й металу. При цьому процес газифікації ВМ може починатися при температурі 100°С і набуває максимальної інтенсивності при досягненні більш високої температури. В результаті реакцій термодеструкції вуглеводнів, що частково переходять в газову фазі, при температурі понад 600°С на поверхні нагрітих кварцових зерен піску у поверхневих шарах форми відкладається «блискучий» вуглець у вигляді тонкої плівки, товщиною 5...10 мкм, саме який, завдяки високій міцності зчеплення з зернами кварцу і незначній змочуваності металом, перешкоджає протіканню реакції між металом і кварцовим піском та зменшує проникнення металу в пори формувальної суміші. В результаті поверхня виливків стає чистою і гладкою. По мірі збільшення в суміші «блискучого» вуглецю шорсткість поверхні виливків зменшується.

Поряд з відкладенням блискучого вуглецю в порах між зернами піску формується «коксовий залишок», який також чинить механічний опір проникненню рідкого металу в пори форми й полегшує вибивальність виливків з форми. Але залишається не до кінця з'ясованим вплив коксового залишку та ін. продуктів термодеструкції вуглецьвмішчуючих добавок, що накопичуються в формувальній суміші та спричиняють неоднозначний вплив на властивості активного бентоніту, що міститься в ній в кількості від 5 до 10 мас.%.

У роботі висунуто припущення, що продукти термодеструкції КП (коксовий залишок і блискучий вуглець, що утворюються при більш високих температурах 600...900ºС, а також конденсати, що утворюються із сублімуючих продуктів термодеструкції при більш низьких температурах 250...600ºС і продукти взаємодії їх з міжслойною і кристалогідратною

водою, що виділяються з бентоніту при температурах 450...600ºС, впливають на технологічні властивості ПБС, у складі яких є присутнім КП.

Для дослідження впливу КП на властивості бентоніту при їхньому спільному нагріванні запропонована методика, що полягає в спільному нагріванні суміші бентоніту і КП у визначеній пропорції до температур 550…600ºС, витримці 10 хв. в даному температурному діапазоні, охолодженні до кімнатної температури і наступному приготуванні формувальної суміші з бентонітом і КП, що пройшли, таким чином, спільну термообробку, з подальшим визначенням технологічних властивостей суміші.

Слід зазначити, що проведення дослідження при температурах нагрівання вище 600 ºС є недоцільним, оскільки при таких високих температурах дезактивуючий вплив на бентоніт за рахунок високотемпературного нагрівання переважає над дезактивуючим впливом з боку продуктів термодеструкції КП. Крім того нагрівання до температур 550...600ºС також дозволяє врахувати утворення продуктів взаємодії термоконденсатів з вологою, що виділяються з бентоніту в цьому температурному інтервалі.

Дослідження, проведені згідно із запропонованою методикою показали, що термообробка суміші бентоніту з КП різних вітчизняних марок істотно змінює властивості ПБС із такими бентоніто-вугільними сумішами в порівнянні з властивостями суміші з чистим бентонітом, що пройшов таку ж термообробку але без вугілля. Для різних КП ефект зміни властивостей ПБС є цілком закономірним, при цьому кількісні показники значень властивостей сумішей варіюються в широкому інтервалі, а саме:

- ущільненість знижується на 20...30 %;
- насипна щільність збільшується на 25...45 %;
- текучість збільшується на 10...40 %;
- формувальність збільшується на 15...30 %;
- міцність на стиск у вологому стані знижується на 10...20 %;
- міцність при розриванні у зоні конденсації вологи знижується на 30...50 %;
- обсипальність (поверхнева міцність) збільшується в 2...3 рази.

Як видно, найбільше коливання значень властивостей для ПБС із різними КП спостерігається для показників пластичності суміші, зокрема, текучості.

Аналізуючи зміну властивостей суміші за рахунок впливу продуктів термодеструкції КП, можна констатувати певний дезактивуючий вплив ВМ на формувальну суміш. Ступінь такого впливу залежить від наступних факторів:

- різновиду застосовуваної вуглецьвмішчуючої добавки (КП);
- якості застосовуваного бентонітового зв’язувального матеріалу;
- впливу температурного режиму (швидкості нагрівання до досягнення максимальної температури).

Було встановлено, що з підвищенням температур нагрівання (швидкості розкладання ВМ) та початку термодеструкції ВМ, їхній негативний вплив на зміну властивостей ПБС стає менш помітним. Очевидно, що різні

КП виділяють якісно різні продукти термодеструкції, що і впливають на властивості ПБС.

Потрібно відзначити, що визначення якісного складу продуктів деструкції КП є достатньо складною задачею, оскільки відомими на сьогоднішній день методами аналізу органіки з продуктів деструкції вугілля можна виділити величезну кількість хімічних сполук, але подальша ідентифікація таких речовин є достатньо складним процесом.

В результаті проведеної роботи можна зробити висновок, що з досліджених зразків вітчизняних КП найбільш позитивний вплив на зміну технологічних властивостей ПБС спричиняють вугільні концентрати марки «Г». Враховуючі інші важливі властивості «газових» марок вугілля (високий вихід «блискучого» вуглецю та летких речовин, сприятливий температурний інтервал переходу в пластичний стан, обмежений вміст сірки та золи) можна рекомендувати данні матеріали в якості ефективних протипригарних добавок для формувальних піщано-бентонітових сумішей, застосовуваних при виготовленні виливків з чавунів на лініях автоматичного формоутворення.

ДОСЛІДЖЕННЯ CDC-СПОСОБУ ОТРИМАННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ ЧАВУННИХ ВИЛИВКІВ ІЗ ФУНКЦІОНАЛЬНО-ГРАДІЄНТНОЮ СТРУКТУРОЮ І ВЛАСТИВОСТЯМИ

Фесенко А. М. (м. Краматорськ, ДДМА), Фесенко М.А. (м. Київ, ДУІКТ)

Із моменту відкриття металів і початку розвитку техніки довгий час основні зусилля конструкторів, технологів і металознавців були зосереджені на розробці й дослідженні металевих матеріалів з однорідними структурою та властивостями в їхньому об'ємі, які забезпечували оптимальні характеристики в процесі експлуатації технічних засобів. У міру того, як розвиваються техніка і технології, постійно виникає задача підвищення працездатності, довговічності, надійності і безпеки технічних засобів, і весь час зростають вимоги до експлуатаційних характеристик деталей при одночасному зниженні їхньої собівартості. На сьогодні в багатьох випадках потенційні можливості покращення структури і подальшого підвищення механічних і інших експлуатаційних властивостей сучасних металів і сплавів з однорідною структурою практично вичерпані. Тому через обмеження, що виникають при застосуванні традиційних однорідних металевих матеріалів, протягом останніх кількох десятиліть спостерігається підвищений інтерес до розробки і використання функціонально-градієнтних матеріалів (ФГМ) [1].

Функціонально-градієнтні матеріали – це відносно новий клас композиційних матеріалів, які складаються із двох і більше компонентів і характеризуються наявністю плавного градієнтного переходу від структури і властивостей одного до іншого компонента на відміну від традиційних композиційних матеріалів, у яких спостерігається різкий перехід (межа) між окремими компонентами.

Наявність двох металевих компонентів, які відрізняються структурою і властивостями і кожний з яких формує різні частини або шари виробу (функціональний і конструктивний), впливає на загальні властивості, які демонструє матеріал під час експлуатації. А це, у свою чергу, дозволяє підвищити експлуатаційні властивості при зниженні маси виробу і зменшенні його собівартості.

Серед відомих способів виготовлення об'ємних функціонально-градієнтних матеріалів особливий інтерес представляють ливарні технології, однією з яких є відносно новий спосіб – CDC (cast-decant-cast) [2-4].

Незважаючи на певні переваги цього способу в порівнянні з іншими, суттєвим недоліком його, як і інших ливарних способів виготовлення об'ємних виливків із функціонально-градієнтною структурою і властивостями, є необхідність попередньої виплавки і підготовки двох розплавів певного хімічного складу, що потребує паралельного використання двох плавильних агрегатів для плавлення, що збільшує капітальні затрати на їх установку в ливарному цеху або на ливарній дільниці. Тому виникає нагальна потреба в розробленні способів і технологічних

процесів виготовлення виливків із функціонально-градієнтною структурою і властивостям з одного розплаву.

У роботі запропонований [5] і досліджений новий CDC-спосіб виготовлення виливків із функціонально-градієнтною структурою та властивостями з одного базового розплаву, виплавленого в одному плавильному агрегаті. Ураховуючи те, що сьогодні основним конструкційним матеріалом для широкої номенклатури фасонних виливків, незважаючи на розвиток і розширення використання кольорових металів і сплавів, залишається чавун, а також наявні можливості управляти його структурою та властивостями в достатньо широких межах за рахунок зміни хімічного складу, умов заливання, затвердіння і охолодження, і що особливо важливо, за допомогою легування або модифікування, новий спосіб пропонує виготовлення чавунних виливків із функціонально-градієнтною структурою з різних типів чавунів із використанням одного базового розплаву. Градієнтна структура та властивості отриманих виливків у новому способі забезпечується за рахунок модифікувального оброблення базового розплаву необхідного хімічного складу при заливанні ливарної форми різними за функціональним призначенням і дією на розплав твердими порошкоподібними, зернистими, гранульованими або брикетованими добавками, розміщеними в протоковій реакційній камері ливникової системи за відомою технологією (INMOLD – процес) [6, 7].

Експериментальні дослідження нового способу, основаного на CDC-та INMOLD-процесах, проводилися в ливарній лабораторії кафедри технології і обладнання ливарного виробництва Донбаської державної машинобудівної академії при виготовленні експериментальних виливків типу «Вертикальний циліндр» діаметром 100 мм і висотою 100 мм із функціонально-градієнтного матеріалу із структурою та властивостями твердого зносостійкого білого чавуну в зовнішньому робочому шарі (функціональний шар) і сірого чавуну з пластинчастим графітом у внутрішньому опорному шарі (конструкційний шар) виливка з плавним градієнтним переходом від однієї до іншої структури. Для виготовлення експериментального виливка разову ливарну форму, виготовлену з піщано-глинистої формувальної суміші, у яку при формуванні встановлюється сталева гільза з внутрішнім діаметром 100 мм із товщиною стінки 10 мм, яка виконувала роль металевого кокілю для формування виливка, заливали у два етапи.

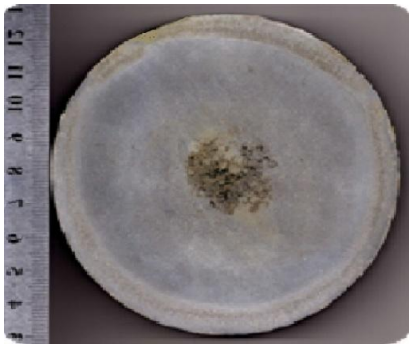
На першому етапі заливання форми проводили зверху базовим (вихідним) чавуном доевтектичного складу, схильним до кристалізації з вибіленням відповідно до метастабільної діаграми стану залізо-цементит. Залитий розплав витримували в ливарній формі протягом 40 с для кристалізації розплаву в поверхневому шарі виливка в контакті зі сталевою гільзою форми й формування твердого поверхневого зовнішнього шару певної товщини. Після визначеної 40-секундної витримки проводили декантацію розплаву, що не закристалізувався, з осьових об’ємів виливка, після чого у вивільнену після декантації центральну порожнину виливка заливали через заливально-модифікувальний пристрій розраховану порцію такого ж базового розплаву чавуну, який на шляху руху до порожнини

виливка піддавався внутрішньоформовому обробленню твердою зернистою модифікувальною графітизувальною добавкою.

Вихідний (базовий) чавун доевтектичного складу, схильний до кристалізації з вибіленням, виплавляли в індукційній печі типу ІСТ-006. Заливання ливарної форми проводили ручним поворотним розливним ківшом конічного типу при температурі розплаву 1430…1450 °С, яка контролювалася платино-платинородієвою термопарою з фіксацією на цифровий потенціометр.

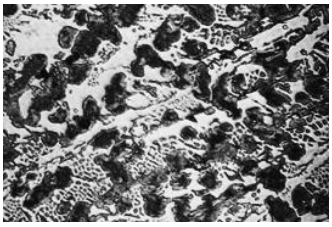
У якості графітизувальної добавки, яка розміщувалася в протоковій реакційній камері заливально-модифікувального пристрою, використовувався дроблений феросиліцій ФС75 із розмірами часток 1,0…2,5 мм у кількості 2,0 % від маси рідкого чавуну.

Виливок тверднув і охолоджувався в ливарній формі, після чого проводилося його вибивання з форми. З отриманого виливка на половині його висоти вирізали диск діаметром 100 мм і товщиною 20 мм. Після виготовлення макрошліфа і вивчення макроструктури поперечного перерізу (рис. 1, *а*) (візуальним контролем, фотографуванням і скануванням на планшетному сканері) диск розбивався на дві приблизно рівні частини для вивчення (методом візуального контролю і фотографуванням) характеру зламу (рис. 1, *б*) і виготовлення зразків для дослідження мікроструктури, а також заміру твердості за шкалою Брінелля в різних точках поперечного перерізу виливка.

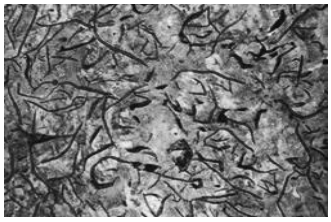


а

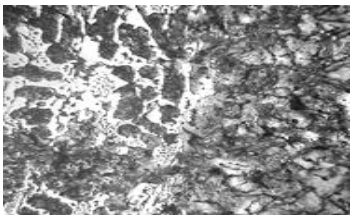
б



в



г



д

Рис. 1. Макроструктура поперечного перерізу (вид зверху) (а) і перерізу зламу (половина диска) (б) і мікроструктура чавуну в поверхневій робочій зоні (в), у внутрішній частині (г) і перехідній зоні (д) експериментального виливка

Як показують результати проведених експериментів із реалізації пропонованого способу отримання виливка з функціонально-градієнтного

матеріалу, на зламі одержаного виливка чітко виявляються дві характерні зони: поверхнева зона товщиною близько 10 мм білого чавуну, а також зона темно-сірого кольору сірого чавуну з пластинчастим графітом у центральній частині виливка (рис. 1, *а*, *б*).

Мікроструктура чавуну в поверхневій робочій зоні виливка, яка формувалася з вихідного чавуну, складається з продуктів розпаду первинних кристалів аустеніту й ледебуритної евтектики (рис. 1, *в*) із твердістю 370…380 НВ. У внутрішній частині виливка, яка після декантації незатверділого розплаву з внутрішнього об'єму заповнювалася рідким чавуном, що піддавався внутрішньоформовому графітизувальному модифікувальному обробленню феросиліцієм ФС75, кристалізувався сірий чавун перлітоферитного класу (рис. 1, *г*) із твердістю близько 200 НВ. Між двома шарами з різною структурою і властивостями чавуну утворилася перехідна зона з плавним градієнтним переходом від структури білого чавуну в зовнішньому шарі до структури сірого чавуну в осьових об'ємах виливка (рис. 1, *д*).

Таким чином, як підтверджують отримані результати експериментальних лабораторних досліджень, використання запропонованого способу дозволяє одержувати з одного базового розплаву чавуну композиційні виливки з функціонально-градієнтною структурою і властивостями в поверхневому робочому шарі виливків й у їхній серцевині з плавним градієнтним переходом від однієї до іншої структури, що усуває необхідність виплавляння двох різних за хімічним складом розплавів і забезпечує спрощення технологічного процесу лиття, а також зниження його собівартості за рахунок зниження матеріальних, енергетичних і трудових витрат. Запропонований новий спосіб рекомендується до впровадження для виготовлення виливків, які працюють в екстремальних умовах (наприклад, в умовах зношування, навантажень тощо) і потребують для задоволення функціонального призначення наявності різних частин – функціональної і конструктивної, які мають різні властивості.

ЛІТЕРАТУРА

1. *Owoputi, A.O., Inambao, F.L., & Ebhota, W.S. (2018). A Review of Functionally Graded Materials: Fabrication Processes and Applications // International Journal of Applied Engineering Research, Volume 13, Number 23 (2018) - PP. 16141–16151.*
2. *Scanlan M, Browne D. J, Bates A. New casting route to novel functionally gradient light alloys. Mater Sci Eng: A. 413–414 (2005) - PP. 66–71. doi:10.1016/j.msea.2005.09.004.*
3. *Patent US WO2006010601A2 - The method for producing a functionally gradient component / Brown, David; Kelly, Stephen; Tiernan, Peadar; Bates, Andrew; Scanlan, Michelle.*
4. *Browne, D. J., Scanlan, M., & Bates, A. (2008). Functionally Gradient Materials via a Casting Process Involving Partial Solidification. Solid State Phenomena, Vols. 141–143, (2008) - PP. 349–354. doi:10.4028/www.scientific.net/ssp.141-143.349.*
5. *Спосіб виготовлення виливків із функціонально-градієнтних матеріалів: пат. 155678 : МПК: B22D27/00 / А. М. Фесенко, М. А. Фесенко. – № и 2023 04305; заявл. 12.09.2023; опубл. 27.03.2024, Бюл. № 13/2024.*
6. *J. L. McCaulay. Production of Nodular-graphite Iron Castings by lnmold Process / Foundry Trade Journal, April 1971. – № 4. – PP. 327–335.*
7. *Косячков В.А., Ващенко К.И. Особенности технологии получения высокопрочного чугуна модифицированием в литейной форме // Литейное производство, 1975. – № 12 – С. 11–12.*

ДОСЛІДЖЕННЯ ФОРМУВАННЯ ФУНКЦІОНАЛЬНО-ГРАДІЄНТНОЇ СТРУКТУРИ В ЧАВУННИХ ВИЛИВКАХ, ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ ПРОМИВАННЯ І НАПІВПРОМИВАННЯ

Фесенко А. М. (м. Краматорськ, ДДМА), Фесенко М. А. (м. Київ, ДУІКТ),
Корсун В. А. (м. Краматорськ, ДДМА)

Великогабаритні прокатні валки в процесі експлуатації піддаються значним знакозмінним термо-механічним навантаженням при одночасному зношуванні робочої поверхні валка. Виготовлення їх з одного матеріалу (монолітними) частіш за все потребує використання значної кількості дефіцитних і високовартісних легувальних елементів, а також проведення складних режимів термооброблення, що не завжди забезпечує досягнення бажаних результатів.

Одним із способів підвищення якості і працездатності великогабаритних прокатних валків є виготовлення їх двошаровими з диференційованими властивостями в поверхневих і внутрішніх шарах. На практиці для виготовлення таких валків сьогодні розроблена та застосовується низка способів, кожен з яких має свої технологічні особливості, певні переваги та недоліки перед іншими, і найбільш раціональні сфери застосування. Поширеними способами виготовлення двошарових прокатних валків та інших подібних виробів із чавунів у стаціонарних формах є способи промивання і напівпромивання розплаву [1]. Спосіб промивання розплаву передбачає попереднє заповнення на першому етапі стаціонарної комбінованої ливарної форми найчастіше схильним до кристалізації з вибіленням легованим чавуном, із подальшим витримуванням залитого розплаву у формі до закінчення кристалізації та формування твердого зносостійкого зовнішнього робочого шару виливка певної товщини і наступним заливанням на другому етапі через сифонну ливникову систему рідкого металу серцевини, найчастіше сірого або високоміцного чавуну з кулястим графітом, який витісняє із внутрішньої (осьової) частини виливка легований чавун, що не закристалізувався.

У способі напівпромивання розплав легованого чавуну, що не закристалізувався у центральних (осьових) об’ємах виливка, не зливається, а розбавляється розплавом сірого або високоміцного чавуну, який заливається на другому етапі заповнення форми через сифонну ливникову систему після певного витримування залитого на першому етапі розплаву.

Однак, незважаючи на низку переваг зазначених методів перед іншими, суттєвим недоліком їх є необхідність використання двох різних за хімічним складом та властивостями розплавів, що вимагає встановлення двох плавильних агрегатів для їх виплавляння, а це, у свою чергу, тягне за собою збільшення капіталовкладень, ускладнення технологічного процесу, збільшення собівартості литва, а також вимагає чіткої синхронізації процесів підготовлення різних розплавів і послідовного заливання їх у ливарну форму. Крім того, в окремих випадках на практиці технологічний про-

цес отримання виливка шляхом промивання або напівпромивання ще більше ускладнюється попередньою, до заливання в ливарну форму або в процесі заливання обробкою розплаву модифікуючими, легуючими, рафінуючими або іншими добавками для отримання в окремих частинах виливка бажаної структури та властивостей металу та підвищення експлуатаційних характеристик виробів [2, 3].

У представленій роботі приводяться результати експериментальних досліджень процесів виготовлення чавунних виливків із функціонально-градієнтною структурою і властивостями в зовнішньому робочому і осьовому опорному шарах з одного базового розплаву чавуну, виплавленого в одному плавильному агрегаті, за запропонованими і запатентованими авторами новими способами [4, 5]. При реалізації запропонованих способів використовуються потенційні можливості отримання різної структури та властивостей чавунів за рахунок диференційованого модифікувального оброблення базового розплаву різними за функціональним призначенням і дією на розплав твердими зернистими, порошкоподібними, гранульованими або брикетованими добавками (модифікаторами) у процесі заливання ливарної форми за INMOLD-процесом [6,7].

Експерименти з реалізації способу промивання проводилися на виливках типу «Вертикальний циліндр» діаметром 100 мм і висотою 150 мм, які отримували в разовій ливарній формі, виготовленій з піщано-глинистої суміші, у яку при формуванні вставлялася стальна гільза з внутрішнім діаметром 100 мм і товщиною стінки 10 мм, що виконує роль металевого кокілю для забезпечення прискореного охолодження зовнішніх шарів виливка. Форму заливали у два етапи з ручного поворотного ковша базовим розплавом чавуну доевтектичного складу, схильним до кристалізації з вибіленням, виплавленим в індукційній тигельній печі типу ІСТ-006 із кислою футеровкою. Спочатку, на першому етапі, заливання ливарної форми проводили ручним поворотним розливним ківшом конічного типу зверху базовим (вихідним) чавуном доевтектичного складу. Залитий метал витримували в ливарній формі протягом 15 с для кристалізації розплаву і формування твердого поверхневого шару заданої товщини. Після 15 с витримування через сифонну литникову систему в ливарну форму знизу подавали промивочну порцію розплаву такого ж базового чавуну, який на шляху руху по каналах ливникової системи до виливка для отримання в центральній зоні виливка структури і властивостей високоміцного чавуну з кулястим графітом (ВЧКГ) піддавався внутрішньоформовому обробленню зернистою сфероїдизувальною добавкою (сфероїдизувальним модифікатором) ФСМг7 із розмірами частинок 1,5…2,5 мм, розміщеною в спеціальній протоковій реакційній камері ливникової системи на шляху руху потоку розплаву до виливка. Промивний розплав після модифікування в реакційній камері поступав знизу вздовж поздовжньої осі до виливка, витісняючи із центральних зон розплав, залитий на першому етапі (першої порції), який не закристалізувався, заміщуючи його. Після повного затвердіння металу і охолодження виливка до температури зовнішнього се-

редовища виливок вибивався із форми, піддавався очищенню і направлявся для подальших досліджень.

З отриманого виливка на половині його висоти вирізали диск товщиною 20 мм, з якого шляхом шліфування та полірування готували макрошліф. Після вивчення макроструктури та визначення твердості за Брінеллем у різних його точках диск розбивався на дві приблизно рівні частини для вивчення характеру зламу та виготовлення зразків для дослідження мікроструктури та хімічного складу металу в різних точках поперечного перерізу виливка. Макроструктура оцінювалася візуально, під бінокулярним стереоскопічним мікроскопом типу МБС, а також шляхом сканування на плоскому сканері поверхні макрошліфа у вихідному не травленому стані, а також після травлення поверхні макрошліфа 4 %-ним розчином HNO_3. Характер зламу оцінювався візуально, мікроструктурні дослідження для оцінки графіту проводилися на нетравлених мікрошліфах, металева основа чавуну оцінювалася на мікрошліфах після їх травлення 4 %-ним розчином HNO_3. Оцінка графіту та металевої основи здійснювалася відповідно до ГОСТ 3443-87 під металографічним мікроскопом типу МІМ-8М із фіксацією на цифрову камеру. Вміст вуглецю та сірки в металі зразків визначався на аналізаторі типу CS-230, вміст інших елементів – на оптичному емісійному спектрометрі Specrtolab LAVFCO1F.

Вихідний чавун (за мікрошліфом зразка, вирізаного із середньої за висотою частини стояка Ø 25 мм) має структуру, характерну для сірого чавуну з пластинчастим графітом із сіткою залишкового цементиту та евтектики (рис. 1), що обумовлено зниженим у ньому вмістом вуглецю. Структура вихідного чавуну відповідно до ГОСТ 3443-87 оцінюється балами: ПГф1- Гд45-ПГр9-ПГ4-П92(Ф8)-Ц4-Цп2000.

Як показав візуальний огляд макрошліфа поперечного перерізу експериментального виливка, на більшій частині його площини, за виключенням осьових зон, спостерігається щільна будова металу, без будь-яких видимих дефектів. На площині макрошліфа, особливо після травлення, і на зламі отриманого виливка чітко виявляються дві характерні структурні зони: поверхнева зона світлого кольору товщиною 7,0…8,0 мм білого та половинчастого чавуну, а також зона сріблястого кольору високоміцного чавуну в центральній зоні виливки.

Мікроструктура в поперечному перерізі на половині висоти експериментального виливка визначена за мікрошліфами зразків, вирізаних із різних місць виливка, являє собою функціонально-градієнтну структуру і характеризується в такий спосіб.

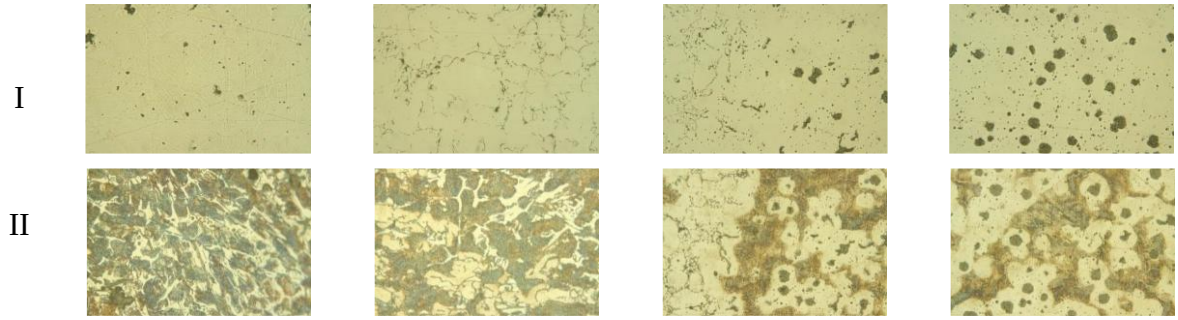
Зовнішній (поверхневий) шар виливка, що тверднув із вихідного базового чавуну в контакті з металевою гільзою-кокілем, має структуру, властиву білим і половинчастим чавунам (рис. 2, *а*) і складається з продуктів розпаду первинних кристалів аустеніту та ледебуритної евтектики. У міру віддалення від поверхні виливка спостерігається поява дрібних частинок графіту та збільшення їхньої кількості, а ближче до зони сплавлення (рис.

2, *б*) формується структура, аналогічна структурі вихідного чавуну. Твердість сірого чавуну поблизу зони сплавлення становить 170...185 НВ.

У зоні сплавлення двох порцій у структурі спостерігається плавний градієнтний перехід від сірого чавуну з пластинчастим графітом до високоміцного чавуну з кулястим графітом (рис. 2, *в*). У центральній зоні виливка, яка формувалася з розплаву, модифікованого в реакційній камері сифонної литникової системи лігатурою ФСМг7, утворилася типова для високоміцного чавуну з кулястим графітом перліто-феритного класу мікроструктура (рис. 2, *г*), яка оцінюється балами ШГф4-ШГф5-ШГд25-ШГр1-ШГ6-П85(Ф15)-ФЕ3-ФЕР1-ФЕп2000 поблизу зони сплавлення та балами ШГф4-ШГф5-ШГд25-ШГд45-ШГр1-ШГ6-П70(Ф30) – в осьовій зоні виливка. При цьому навколо графітних включень спостерігається формування феритної оболонки і при переході від периферії до осі виливка незначне укрупнення кулястих включень графіту та збільшення кількості фериту в металевій матриці високоміцного чавуну. Твердість високоміцного чавуну в центральній зоні виливки знаходиться на рівні 150…160 НВ.

I II

Рис. 1 Мікроструктура зразка вихідного чавуну: I – не травлений мікрошліф; II – мікрошліф після хімічного травлення



I

II

а *б* *в* *г*

Рис. 2 Мікроструктура зразків біля поверхні (а), на відстані 5 мм від поверхні (б), у перехідній зоні (ув зоні сплавлення) (в) та в центрі (г) виливка: I – не травлений мікрошліф; II – мікрошліф після хімічного травлення

Таким чином, результати експериментальних лабораторних досліджень підтвердили реалізацію запропонованих способів виготовлення чавунних виливків із функціонально-градієнтною структурою і властивостями. Запропоновані способи можуть бути рекомендовані до впровадження на ряді ливарних і машинобудівних підприємств для виготовлення виливків, які працюють в умовах знакозмінних навантажень, ударно-абразивного зношування тощо.

ЛІТЕРАТУРА

1. *Кривошеев, А. Е. Литые валки: теоретические и технологические основы производства / А. Е. Кривошеев. – М. : Металлургиздат,1957. – 360 с.*
2. *А. с. 1540935 СССР, A1 B22 D27/00. Способ получения двухслойных прокатных валков / В. И. Комляков, О. В. Пузырьков-Уваров, В. А. Рямов [и др.]. – Заявл. 08.12.87 ; опубл. 07.02.90, Бюл. № 5, 1990 г.*
3. *А. с. 1565575 СССР, A1 B22 D19/00. Способ отливки двухслойных прокатных валков / В. Т. Калинин, В. И. Комляков, О. В. Пузырьков-Уваров [и др.]. – Заявл.16.06.1987; опубл. 23.05.1990, Бюл. № 19, 1990 г.*
4. *Патент 106815 Україна МПК B22D 27/00, B22D 19/00, B22D 23/00 (2016.01). Спосіб лиття двошарових виливків / А. М. Фесенко, М. А. Фесенко, В. К. Місько; власник Донбас. держ. машинобуд. акад. – № u201510625; заявл. 30.10.2015; опубл. 10.05.2016, Бюл. № 9.*
5. *Патент 107806 Україна МПК B22D 23/00, B22D 27/00 (2016.01). Спосіб лиття двошарових виливків / А. М. Фесенко, М. А. Фесенко, В. К. Місько; власник Донбас. держ. машинобуд. акад. – № u201512059; заявл. 04.12.2015; опубл. 24.06.2016, Бюл. № 12.*
6. *J. L. McCaulay. Production of Nodular-graphite Iron Castings by lnmold Process / Foundry Trade Journal, April 1971. – № 4. – P. 327–332, 335.*
7. *Косячков, В. А. Особенности технологии получения высокопрочного чугуна модифицированием в литейной форме/ В. А. Косячков, К. И. Ващенко // Литейное производство, 1975. – № 12. – С. 11–12.*

ВПЛИВ ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ПОЛЯ НА ПРОЦЕСИ ФІЛЬТРУВАННЯ МЕТАЛЕВИХ РОЗПЛАВІВ ВІД НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ

Фікссен В. М., Скоробагатько Ю. П., Єфімова В. Г.,
Буряк В. В., Горшков А. О. (м. Київ, ФТІМС НАН України)

Фільтрування металевих розплавів є критично важливим етапом у забезпеченні високої чистоти металу та покращенні механічних властивостей відливок. Сучасні дослідження засвідчують, що додаткове застосування електромагнітних дій значно підвищує ефективність вилучення неметалевих включень (НВ) під час фільтрації. Дослідження у цьому напрямі проводяться у Фізико-технологічному інституті металів та сплавів НАН України з використанням магнітодинамічної установки (МДУ), особливістю якої є об'єднання в одному агрегаті двох взаємопов'язаних між собою конструктивних та функціональних вузлів – магнітодинамічної одиниці (МДО) та тиглю. При цьому в рідкому металі в Ш-подібному каналі при включенні індукторів генерується змінний електричний струм (щільність до $20 \cdot 10^6$ А/м^2); у робочій зоні, за допомогою електромагніту, створюються змінне магнітне поле (до 0,3 Тл) і об'ємна електромагнітна сила (до $60 \cdot 10^5$ Н/м^3), що забезпечує перемішування розплаву у ванні внаслідок надходження до неї з каналу затопленого рідкометалевого струменя. За відсутності транзитного перебігу рідкого металу у робочій зоні створюється електромагнітний тиск.

Для фільтрування розплаву в МДУ застосовувалися сучасні пінокерамічні фільтри з різним ступенем пористості. Фільтрування розплаву може бути реалізовано декількома способами, що відрізняються один від одного варіантами розташування фільтрів на устях каналу та напрямом перебігу розплаву через них. У будь-якому варіанті можна забезпечити протікання електричного струму через фільтр, проте найбільш раціональними і природними є варіанти розташування фільтрів на бічних устях. Це мотивується тим, що при створенні багаторазової циркуляції розплаву за замкнутими контурами «бокові гілки каналу – центральна гілка каналу» та «тигель з розплавом – перша бічна гілка каналу – горизонтальна ділянка каналу – друга бічна гілка каналу з фурмою – тигель з розплавом», через бічні устя по рідкому металу протікає електричний струм.

Для забезпечення протікання електричного струму через центральне устя МДУ з одночасним прокачуванням розплаву через нього доводиться використовувати спеціальні режими несиметричного включення електромагнітних систем. Враховуючи наведені аргументи, було обрано найбільш раціональний варіант технологічної схеми (рис.1).

По-перше, фільтр не перешкоджає встановленню металопроводу, по-друге, він утримується в робочому положенні динамічним напором розплаву, що протікає через нього, по-третє, через нього проходить електричний струм. Ця обставина має особливе значення, оскільки електричний

струм викликає локальний розігрів металу в порах фільтра та створення в них електровихрових течій, тобто мікроциркуляцію розплаву, викликану взаємодією електричного струму, що протікає через фільтр по звивистих траєкторіях, з власним магнітним полем. Локальний розігрів розплаву сприяє посиленню адгезії неметалевих включень до матеріалу фільтра, а мікроциркуляція, викликана електровихровими течіями, збільшує ймовірність зіткнення неметалевих частинок, що мають розміри менші, ніж пори, зі стінками каналів фільтра. Також очевидно, що ймовірність затримання дрібних неметалевих частинок зростає зі збільшенням кількості циклів фільтрування.

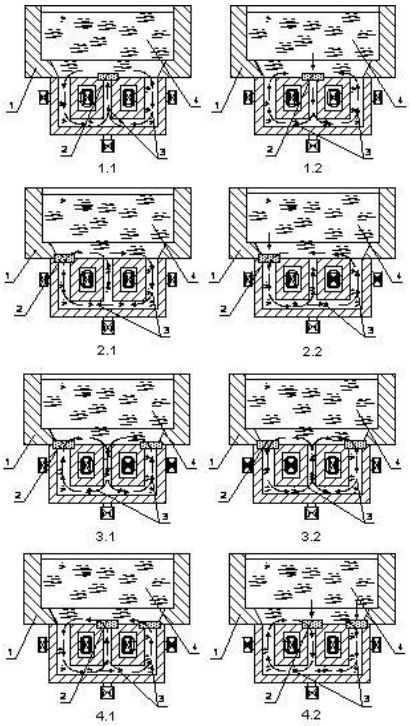


Рис. 1. Схеми можливих варіантів розміщення фільтра на усті каналу: МДУ1 – МДН-6А; 2 – пінокерамічний фільтр; 3 – напрямок потоку розплаву; 4 – розплав

Важливою особливістю цієї технології фільтрування є те, що розплав багаторазово циркулює через один і той же фільтр. Профільтрований сплав після проходження через порожнину індукційного каналу знову змішується з розплавом рідкометалевої ванни та повторно фільтрується. Для цього процесу була побудована аналітичну математичну модель, яка дозволяє оцінити, як це впливає на час рафінування. Очевидною перевагою такого способу фільтрування є підвищення ймовірності затримання найбільш дрібних неметалевих частинок, які не були затримані фільтром в попередніх проходженнях через його канали аж до частинок, що мають розміри порядку одного мікрона.

ТЕХНОЛОГІЧНІ ПІДХОДИ ДО ЗНИЖЕННЯ НЕГАТИВНОГО ВПЛИВУ ЗАЛІЗОВМІСНИХ ФАЗ У ВТОРИННИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВАХ СИСТЕМИ Al–Si–Cu

Фон Прусс М. А. (м. Київ, ФТІМС НАНУ)

На практиці для ливарних сплавів системи Al–Si–Cu застосовують метод осадження. Цей метод є технологічно простим у реалізації та відносно недорогим [1]. Водночас осадження є повільним процесом, який потребує або дуже низької швидкості охолодження, або тривалої витримки при температурі для досягнення помітного ефекту [2]. Одним зі способів підвищення ефективності осадження є введення модифікаторів з більшою щільністю, зокрема вольфраму, який сприяє утворенню більших і компактніших залізовмісних фаз, що полегшує їх осадження з розплаву. Хімічний склад експериментальних зразків 1 та 2 наведено в таблиці 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад експериментальних зразків 1 та 2

№ сплаву	Хімічний склад, % мас. Al – основа				
	Si	Cu	Mn	Fe	W
1 (базовий)	8,28	3,29	0,4	1,72	-
2 (модифікований)	9,27	1,94	0,43	1,75	0,45

Плавлення здійснювали у електричній печі опору з використанням попередньо підготовленого шихтового матеріалу на основі сплаву AlSi9Cu3. З метою очищення розплаву від неметалевих включень проводили його рафінування покривно-рафінуючим флюсом у кількості 0,5 % мас. від загальної маси розплаву. Хімічний склад флюсу становив NaCl – 47,5 % мас., KCl – 47,5 % мас., NaF – 5 % мас. Як модифікуючу добавку застосовували лігатуру Al–15W, яку вводили у розплав у кількості 0,45 % мас. від його загальної маси. Після введення модифікатора розплав витримували до 5 хвилин для забезпечення рівномірного розподілу вольфраму в об’ємі та його включення у склад залізовмісних фаз у результаті відповідних реакцій. Після витримки метал охолоджували у тиглі разом із піччю опору, що забезпечувало повільне охолодження. Такий режим сприяв інтенсивному осадженню залізовмісних фаз у нижні зони зливка, завдяки чому утворювалась виражена зональна структура. Для дослідження мікроструктури за допомогою електронної мікроскопії було взято нижню частину зразків 1 та 2 для доцільного аналізу впливу методу осадження.

На рисунку 1 показано мікроструктуру вихідного зразка після осадження без модифікування вольфрамом. Структура поділяється на дві зони: верхню та нижню. Характерною ознакою верхньої зони є наявність крупних залізовмісних фаз довжиною понад 2000 мкм з досить значною товщиною до 125 мкм. Орієнтація цих фаз залишається випадковою.

Різнорозмірні залізовмісні фази в структурі алюмінієвого сплаву утворюються через відмінності в умовах формування та кристалізації під час охолодження і осадження. Верхня зона відображає природний стан структури вихідного матеріалу. Це важливо враховувати під час оцінки ефективності модифікування та осадження, оскільки їх метою є змінити цю небажану морфологію на більш дрібну і рівномірно розподілену, що сприятиме покращенню властивостей вторинного силуміну.

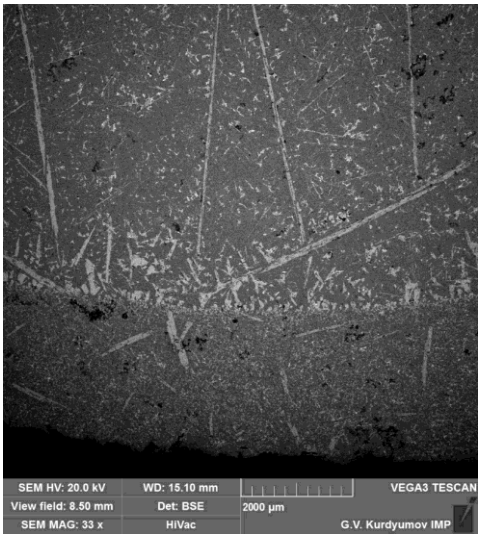


Рис.1. Мікроструктури дослідного зразка 1 після осадження без модифікування W

Ближче до лінії осадження у структурі наявні конгломерати залізовмісних фаз, що можуть утворюватися через умови цього процесу, які сприяють їх концентрації і накопиченню. Такі локальні скупчення можуть виникати через нерівномірний розподіл заліза під час кристалізації, що призводить до часткової сегрегації структури. В області лінії осадження температура може знижуватися швидше, що сприяє утворенню великих скупчень залізовмісних фаз. Така локалізація заліза може також бути зумовлена обмеженою мобільністю атомів у цій зоні, що додатково сприяє скупченню фаз, утворенню дендритних голкоподібних структур.

Нижня зона вихідного зразка, яка демонструє результат процесу осадження, відрізняється деякою зміною морфології структурних складових. На дно зразка просочилися частина голкоподібних залізовмісних фаз, їхній максимальний розмір скоротився до 500 мкм, а товщина зросла до 20 мкм (рис. 1). У порівнянні з верхньою зоною, залізовмісні фази здебільшого рівномірно розподілені по об’єму матеріалу. Така зміна структури вказує на те, що процес осадження сприяє фрагментації залізовмісних фаз та їхньому зменшенню.

Таким чином, процес осадження виявився недостатньо ефективним для повного видалення залізовмісних фаз, однак він позитивно впливає на подрібнення і рівномірний розподіл цих фаз.

На рисунку 2 наведені мікроструктури зразку після модифікування W та осадження. Чіткої границі розділу при осаджені, як було видно у минулому зразку не спостерігається. Електронна мікроскопія, показана на рисунку 2, виявляє, що в нижній частині сплаву можна спостерігати скупчення відносно компактних округлої форми первинних залізовмісних фаз з розмірами до 15 мкм, які утворилися внаслідок процесу осадження та модифікування вольфрамом. Ці включення розподілені більш рівномірніше ніж у вихідному зразку, але мають тенденцію до утворення окремих агрегатів (скупчень). Водночас у верхній частині зразка структура є менш однорідною, із переважанням тонкодисперсних гочастих залізовмісних фаз.

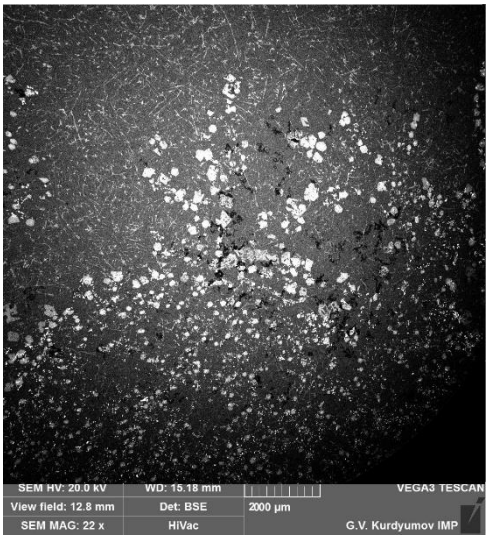


Рис. 2. Мікроструктури дослідного зразка 2 після модифікування W та осадження

Процес осадження у вторинному силуміні без модифікування вольфрамом сприяє частковому подрібненню залізовмісних фаз, проте не усуває їх голкоподібної морфології та сегрегації. Введення вольфраму змінює характер кристалізації, забезпечуючи утворення компактних округлих фаз із більш рівномірним розподілом у структурі. Поєднання осадження та модифікування вольфрамом сприяє формуванню більш щільних фаз і зменшенню частки голкоподібних включень, що створює передумови для покращення механічних властивостей сплаву.

ЛІТЕРАТУРА

1. *Фон Прусс М.А. Способи та методи зміни морфології залізовмісних фаз у силумінах // Процеси лиття. – 2020. – № 1 (139). – С. 30–41. – DOI: https://doi.org/10.15407/plit2020.01.030*

2. *Lazaro-Nebreda J., Patel J. B., Al-Helal K., Gao F., Stone I. De-ironing of aluminium alloy melts by high shear melt conditioning technology: An overview // Metals. – 2022. – № 12. – P. 1579–1589. – DOI: 10.3390/met12101579*

ДОСЛІДЖЕННЯ ЗМІНИ ЗАКОНУ КВАДРАТНОГО КОРЕНЯ ПІД ЧАС НАСКРІЗНОЇ КРИСТАЛІЗАЦІЇ БЕЗПЕРЕРВНО ЛИТОЇ ЗАГОТОВКИ

Хорошилов О. М., Подоляк О. С.
(м. Харків, ННІ «УІПА» ХНУ ім. В. Н. Каразіна)

Представлено результати відновлення, отриманих експериментально проф. Шатагіним О.О. ще в 70-х роках XX сторіччя, конфігурацій твірних ліній (рис. 1) безперервно литої заготовки з бронзи марки Бр.О5Ц5С5. За допомогою відновленої графічної моделі (рис. 2) в теперішній час вивчаємо зміни показника закону квадратного кореню під час наскрізної кристалізації безперервно литої заготовки. Основні формули, які будуть застосовані при досліджені:

$$\xi = k_{тв}\sqrt{t_ц}\,, \tag{1}$$

$$\dot{\xi} = k_{тв}/2\cdot\sqrt{t_ц}\,, \tag{2}$$

де ξ - товщина корки заготовки, м;

$\dot{\xi}$ - швидкість кристалізації заготовки, м/с;

$t_ц$ – тривалість твердіння, с;

$k_{тв}$ – емпіричний коефіцієнт твердіння, м/с^{0,5}.

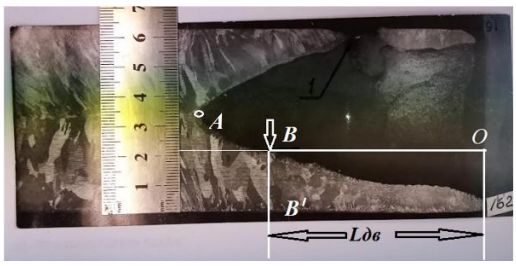


Рис. 1. Зруйновані конфігурації твірних лінії безперервно литої заготовки, отриманих експериментально

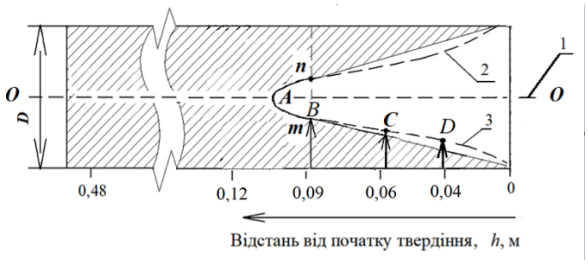


Рис. 2. Відновлена графічна модель процесу кристалізації безперервно литої заготовки

У даному випадку передбачимо, що коефіцієнт твердіння ($k_{тв}$) в точці В буде дорівнювати $k_{тв}$=3,57 10^{-3} м/с^{0,5}

Графічна моделі (рис. 2) створюється за визначеними товщинами шару для точок C та D (ξ_C *та* ξ_D) за умов, що $t_C = 16,0c$, а $t_D = 24,0c$.

Досліджувати зміну показника закону квадратного кореню (*ЗКК*) для збільшення тривалості циклу будемо в два етапи за методикою:

По-перше, задаємо збільшення тривалості циклу спочатку в 2 рази $8\,c \le tц \le 16\,c$ та визначаємо товщину шару для точки B (ξ_B) за експериментальними даними (рис.1) (ξ_B). Визнаємо з експериментальних даних товщину шару для точок C та D $(\xi_C \; та \; \xi_D)$ за рівнянням (1). Потім визначити показник ЗКК для цього випадку шляхом визначення співвідношень (ξ_C / ξ_D), $\left(\dot{\xi}_C / \dot{\xi}_D\right)$ та $(k_{тв_C} / k_{тв_D})$.

По-друге, задаємо збільшення тривалості циклу ($tц$) в 3 рази $8\,c \le tц \le 24\,c$ з визначенням співвідношень (ξ_B / ξ_D), $\left(\dot{\xi}_B / \dot{\xi}_D\right)$ та $(k_{тв_B} / k_{тв_D})$.

Таблиця 1 – Розрахунок показників складових частин процесу твердіння заготовки за тривалість окремого циклу руху заготовки, за умов, що *kтв=const.*

Точки	Тривалість циклу, *t,c*	ξ 10^{-3} м	10^{-3} м/с^{0,5}	$\left(\dot{\xi}\right)$ 10^{-4} м/с	*Vрух* 10^{-3} м/с	*Lрух*
B	24	17,5	3,57	3,64	3,54	0,085
C	16	13,5	3,37	4,42	3,65	0,0585
D	8	9,9	3,50	6,18	5,06	0,0403

Результати досліджень, наведених в таблиці, приводимо далі.

1 На основі даних наведених в табл. №1 визначимо показники ЗКК при зменшенні (t_B / t_C) в 2,0 рази

а. співвідношення (ξ_C / ξ_D) становить 0,733 рази, а відповідний показник, тобто похибка (ξ_C / ξ_D) становить 3,7%, що дозволяє ідентифікувати, що зменшення /зростання співвідношення (ξ_B / ξ_D) відповідає ЗКК з похибкою 3,7%

b. в той же час співвідношення $\left(\dot{\xi}_C / \dot{\xi}_D\right)$ також підкоряється ЗКК при зменшенні, з параметрами $\sqrt{2}$ з похибкою 0,83% ;

с. для третього показника *kтв,* співвідношення зменшується в 0,96 рази, тобто можна стверджувати, що $k_{тв} = const$;

2. Співвідношення (t_C / t_D) змінюється в 3,0 рази;

а. зростання співвідношення (ξ_B / ξ_D) становить 1,767 рази, а відповідний показник, тобто похибка (ξ_B / ξ_D) становить 1,73%, що дозволяє ідентифікувати, що співвідношення (ξ_B / ξ_D) відповідає ЗКК з показником, який дорівнює $\sqrt{3}$ з похибкою 2,01%;

b. в той же час співвідношення $\left(\dot{\varepsilon}_B / \dot{\varepsilon}_D\right)$ зменшується в 0,589рази, а показник $1/\sqrt{3}$ дорівнює 0,577, тобто швидкість кристалізації для зменшення співвідношення $\left(\dot{\varepsilon}_B / \dot{\varepsilon}_D\right)$ відповідає ЗКК з параметрами $\sqrt{3}$ з похибкою 2,0%.

c. співвідношення показника $k_{тв}$, за даними умовами зменшується на 2,0%, тобто можна стверджувати, що $k_{тв} = const$.

ЛІТЕРАТУРА

1. Л.П. Горушкіна. Теоретичні основи ливарних процесів: Навч. Посібник / – К. : 1993 – 288. (in Ukrainian).

2. O. M. Khoroshylov, O. S. Podolyak, and O. I. Ponomarenko, Study of Parallel Processes Arising in Continuous Cast Billet During Its Solidification, Metallofiz. Noveishie Tekhnol., 44, No. 2: 175–190 (2022) (in Ukrainian). DOI: 10.15407/mfint.44.02.0175

3. О. М. Хорошилов, Створення рівняння щодо визначення втрат потенційної резистивности безперервно литої заготовки впродовж циклу, Metallofiz. Noveishie Tekhnol., 46, No. 6: 575–590 (2024) (in Ukrainian). DOI: 10.15407/mfint.46.06.0575

РОЗПОДІЛ СУЛЬФІДІВ МАГНІЮ В МАСИВНИХ ВИЛИВКАХ ІЗ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

Хричиков В. Є., Меняйло О. В. (м. Дніпро, УДУНТ),
Семенов О. Д. (м. Дніпро, «Прогрестех»),
Ісаєва Л. Є., Пономарьова М. С. (м. Дніпро, УДУНТ)

Випуск литва в світі з високоміцного чавуну (ВЧ) безперервно збільшується. Обумовлено це тим, що фізико-механічні характеристики ВЧ з кулястим графітом вищі в порівнянні з іншими видами чавунів, а іноді й перевершують властивості сталевих виливків. Теперішнього часу магній є основним модифікатором і входить до складу більшості лігатур, які застосовують для виробництва виливків із ВЧ [1].

Одним із видів браку при виробництві масивних виливків є наявність «чорних плям» – скупчень неметалевих вкраплень MgS. Вони виявляються після механічного оброблення виливок. Так, у масивних прокатних валках у вальцетокарному цеху на поверхні бочки іноді виявляють візуально такі вкраплення, які призводять до браку і значних збитків. При періодичному переточуванні валків на прокатному стані також виявляють вкраплення MgS, що значно збільшує фінансові збитки ливарних підприємств на транспортні витрати для повернення бракованих валків, зменшується конкурентоспроможність заводу-виробника. Тому дослідження і розробка пропозицій по зменшенню неметалевих вкраплень MgS є актуальною.

При введенні в чавун магній насамперед реагує з киснем, а потім з азотом та сіркою. Аналіз хімічного складу «чорних плям» [2] показав наявність в них також комплексу оксидів інших елементів, але основою складу є MgS. Частина включень спливає на дзеркало металу ківшу і їх видаляють при очищенні шлаку. Включення, що залишились, потрапляють при заливці розплаву в ливарну форму.

Наші дослідження розподілу «чорних плям» по сірчаним відбиткам в прокатному валку з діаметром бочки 450 мм показав мінімальну кількість вкраплень до глибини 5-6 мм. Далі встановлено їх збільшення до глибини 25-30 мм від литої поверхні і зменшення в напрямку осьової зони до окремих скупчень. Але на відстані 135-140 мм від литої поверхні до центру кількість «чорних плям» збільшується.

В центральних частинах валків такі дефекти практично не впливають на експлуатаційні властивості. Проте при експлуатації валків «чорні плями» викрашуються з бочки, утворюються поглиблення, а на металі, що прокатують на стані, виникає нерівна шорстка поверхня. Стан зупиняють і виконують заміну валків.

Результати експериментальних процесів твердіння виконані хромель-алюмелевими термопарами показали вплив зміни швидкості твердіння бочки валка з ВЧ на утворення скупчень «чорних плям». На глибині до 5-6 мм суцільний фронт твердіння без виступів дендритів відтісняє дрібні включення MgS від поверхні виливка у глибину. Зменшення швидкості твердіння при нагріванні кокілю і утворенні усадкового зазору між виливком і кокілем

обумовлює зростання дендритів. Відбувається коагуляція дрібних включень MgS, їх збільшення і виникають «чорні плями». Виявити їх можливо лише у процесі механічної обробки на глибині більше 5-6 мм.

Усунути формування скупчень включень MgS у виливках із високоміцного чавуну доцільно за рахунок використання шихти з низьким вихідним вмістом сірки. Відомі методи зменшення сірки в плавильній печі, на струмені під час випуску металу і в ківші також допоможуть вирішити цю проблему.

При підвищеному вмісті сірки в розплаві доцільно проводити модифікування чавуну в два етапи: вводити частину модифікатора при випуску перегрітого розплаву з печі для зв'язування сірки в сульфіди, потім витримувати розплав в ківшу для спливання шлаку, зчищати шлак, а тільки після цього вводити залишок модифікатору для отримання необхідної форми графіту. Використання чайникового ківшу при заливанні розплаву також дозволить зменшити потрапляння включень MgS на робочу поверхню виливків.

Розміри та кількість «чорних плям» і включень MgS зростає по висоті виливка, досягаючи максимуму в надливі. Тому повторне використання надливів виливків із високоміцного чавуну як шихтові матеріали може призвести до відновлення сірки та зменшення ступеня кулястості включень графіту. Розрахунок маси лігатури требо проводити з урахуванням постійного оперативного контролю сірки.

На відміну від легування дія модифікатора обмежена в часі [3]. Тому доцільно наблизити момент модифікування до заливки металу у ливарну форму, що реалізовано у литті за інмолд-процесом. Модифікування відбувається в ливниковій системі, в якій лігатура знаходиться в спеціальній реакційній камері з відцентровим шлаковловлювачем. В процесі заливання струм металу розплавляє лігатуру, неметалеві включення спливають у верхню частину реакційної камери, а метал, що модифікован, через живильник у нижній частині реакційної камери потрапляє у виливок. При инмолд-процесі знижується витрата модифікатора, виключається піроефект і кипіння металу, а куляста форма графіту забезпечує підвищення фізико-механічних властивостей виливків [4].

ЛІТЕРАТУРА

1. *Лейбензон В.О. Тверднення металів і металевих композицій :Підручник для ВУЗів. Видання друге, доопрацьоване. Затверджено Міносвіти і науки України / В. О. Лейбензон, В.Л. Пілюшенко, В.М. Кондратенко та ін. – К.: Наукова думка, 2009. – 447 с.*

2. *Ильичева Л.В.,Попова Н.Ю. Образование черных пятен в чугуне с шаровидным графитом и методы борьбы с ними. Филиал ВИНТИ, тема 2, 57-247/32, 1957, 37 с. с ил.*

3. *Lukianenko I.V., Fesenko M.A., Kosiachkov V.O., Fesenko. E.V. (2016). The time factor in the spheroidizing and grafitizing modification and cast iron cristallization. International scientific jornal. «Materials science. Non-equilibrium phase transformations», № 2, 25-29. https://foundry.kpi.ua/wp-content/uploads/2020/03/ms-2016-2-25-the-time-factor-in-the-spheroidizing-and-graphitizing-modification-and-cast.pdf.*

4. *Fesenko, M.A., Fesenko, A.M. (2020). In-mould graphitizing, spheroidizing, and carbide stabilizing inoculation of cast iron melt.* Progress in Physics of Metals. *21(1), 83-101. https://doi.org/10.15407/ufm.21.01.083. (Scopus).*

ОБЛАДНАННЯ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ МОДЕЛЬНОЇ ОСНАСТКИ РОБОЧИХ КОЛІС

Шелепко П. В., Пономаренко О. І. (Харків, НТУ «ХПІ»)

Робоче колесо являє собою складну деталь із просторовими лопатками, яка вимагає високої точності геометрії, чистоти поверхні та врахування гідродинамічних характеристик. Ключовим елементом у його виробництві є модельна оснастка, що включає ливарні моделі та стрижневі ящики, які визначають конфігурацію відливки. Оснастка повинна враховувати усадку сплаву, ливарні ухили та припуски на механічну обробку, а також розрахунок литників і прибутків, що робить процес її виготовлення критично важливим етапом.

Обладнання для створення оснастки відіграє визначальну роль у забезпеченні точності та якості готової продукції. Сучасні верстати з числовим програмним керуванням (ЧПК) дозволяють виконувати чорнову й чистову обробку заготовок із деревини, пластику, металу та композитів, відтворюючи складну геометрію робочих коліс із криволінійними поверхнями та лопатковими каналами.

Тривісні фрезерні верстати з ЧПК демонструють високу ефективність при створенні точної геометрії моделей зі склеєних заготовок, забезпечуючи повторюваність та скорочення трудомісткості.

Токарні верстати з ЧПК застосовуються для виготовлення циліндричних елементів оснастки: стояків, прибутків, втулок і стрижневих знаків, що забезпечують точну збірку та позиціювання. Сучасні технологічні рішення дозволяють відмовитися від дороговартісних п’ятиосьових обробних центрів для фрезерування складних міжлопаткових просторів із від’ємними ухилами.

Адитивні технології та 3D-друк відкривають нові можливості для виготовлення криволінійних лопаток, значно прискорюючи процес і знижуючи собівартість за рахунок зменшення кількості технологічних операцій.

Гібридні підходи у виготовленні модельної оснастки передбачають раціональне поєднання традиційної ЧПК-фрезерування та адитивних технологій. При цьому саме фрезерні верстати з ЧПК виконують основне завдання — із масиву деревини, пластику чи композиційного матеріалу відфрезеровується базова конфігурація моделі, включаючи основні геометричні поверхні та проточні частини робочого колеса. Такий метод забезпечує високу точність, швидкість і стабільність процесу. Водночас 3D-друк використовується як допоміжний інструмент, що дає змогу виготовляти складні дрібномасштабні елементи оснастки, вставки та деталі з криволінійною чи внутрішньою структурою, які було б вкрай складно або неефективно обробляти фрезою.

Таким чином, фрезерування відповідає за основне формоутворення та точність усієї моделі загалом, а 3D-принтери вирішують завдання

відтворення складної дрібної геометрії, що робить процес більш гнучким, швидким і економічно доцільним.

Системи контролю якості, до яких належать координатно-вимірювальні машини, 3D-сканери та оптичні вимірювальні комплекси, забезпечують відповідність оснастки проєктним параметрам, перевіряючи точність профілів, лопаткових поверхонь та кутових розмірів із формуванням цифрової звітності. Цифрові двійники дають змогу проводити віртуальні випробування оснастки, прогнозувати ливарні дефекти та оптимізувати технологічні процеси ще на етапі проєктування.

Автоматизація виробничих процесів із використанням роботизованих комплексів для обробки та контролю скорочує виробничий цикл і мінімізує людський фактор. Сучасний підхід до виготовлення модельної оснастки робочих коліс насосів інтегрує тривісні фрезерні ЧПК-верстати, адитивні технології, гібридні системи та прецизійне контрольно-вимірювальне обладнання, що забезпечує відтворюваність складних гідродинамічних поверхонь. Така технологічна база дозволяє мінімізувати брак, оптимізувати виробничі цикли, підвищити ефективність ливарного виробництва та гарантувати відповідність продукції міжнародним стандартам якості.

ЛІТЕРАТУРА

1. Shelepko, P. Production of model equipment in the modern foundry/ P. Shelepko, O. Ponomarenko, M. Vorobyov. //Тези доповідей XXXI Міжнародної науково-практичної конференції MicroCAD-2024 «Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я». (22-25 травня 2024 р., м. Харків) – Харків: НТУ «ХПІ», 2024. – С. 332.

URI https://repository.kpi.kharkov.ua/handle/KhPI-Press/79276

2. Шелепко П. В. Виготовлення модельного комплекту оснастки в сучасному ливарному виробництві [Електронний ресурс] / П. В. Шелепко, О. І. Пономаренко, М. М. Воробйов., // Литво. Металургія. 2024 : матеріали 20-ї, 13-ї Ювілейної Міжнар. наук.-практ. конф., 28-30 травня 2024 р. / Нац. техн. ун-т «Харків. політехн. ін-т» [та ін.] ; заг. ред. О. І. Пономаренко. – Електрон. текст. дані. – Харків ; Київ, 2024. – С. 283-284.

URI https://repository.kpi.kharkov.ua/handle/KhPI-Press/79688

3. Шелепко П.В., Пономаренко О.І., Євтушенко Є.Д. ЕТАПИ ВИГОТОВЛЕННЯ МОДЕЛЬНОЇ ОСНАСТКИ ДЛЯ ЛИТТЯ СТАЛЬНИХ РОБОЧІХ КОЛІС У ХТС./ Збірник тез XVII Міжнародної науково-технічної конференції Запоріжжя, 26-27 листопада 2024 року С. 36

4. Шелепко П.В., Пономаренко О.І. ПЕРЕВАГИ ВИГОТОВЛЕННЯ ВІДЛИВОК ЛИТИХ РОБОЧИХ КОЛІС НАСОСІВ У ХТС/ Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я: тези доповідей XXXIII міжнародної науково-практичної конференції MicroCAD-2025, 14-17 травня 2025 р. / за ред. проф. Сокола Є.І. – Харків: НТУ «ХПІ». – С 423.

ВПЛИВ ЛЕГУВАННЯ ТА НОРМАЛІЗУВАННЯ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

Ясинський О. О., Бубликов В. Б., Бачинський Ю. Д., Ясинська О. О.
(м. Київ, ФТІМС НАН України)

В умовах промислового виробництва досліджено вплив легування нікелем високоміцного чавуну на механічні властивості виливків корпусів із товщиною стінки 10 мм. Плавки проводили в індукційній електропечі ІЧТ - 6 з шихти, що складається з переробного високоякісного чушкового чавуну марки ПВК3 (55 %) з низькою масовою часткою шкідливих домішок (0,013-0,015 % S; 0,02-0,03 % P) та звороту (45 %). У шихту вводили 1,5 % Ni. Модифікування розплаву магнієвою лігатурою марки ФСМг7 проводили у ливарній формі. Хімічний склад нелегованого високоміцного чавуну у виливках був наступний, (мас. %): 3,41-3,80 C; 2,81-3,12 Si; 0,25 - 0,27 Mn; 0,15-0,17 Cr; 0,038-0,049 Mg; 0,009-0,011 S; 0,024 P.

Механічні властивості легованого 1,5% Ni високоміцного чавуну, які визначали в литому стані та після нормалізування (нагрів до 860°C, витримування 3 год., охолодження в повітрі), представлено у таблиці.

Таблиця 1 – Вплив легування 1,5 % Ni та нормалізування на структуру та механічні властивості високоміцного чавуну у виливках із товщиною стінки 10 мм

Високоміцний чавун	Механічні властивості				Кількість фериту в металевій основі
	σ_B, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	НВ, МПа	δ, %	
вихідний нелегований	502	396	2170	14,6	80
легований 1,5 % Ni	650	511	2410	13,3	55
легований 1,5 % Ni після нормалізування	886	651	2850	9,1	8

Результати механічних випробувань зразків показують, що поєднання легування нікелем з подальшим нормалізуванням дозволяє підвищити тимчасовий опір розриву σ_B (на 77 %) і умовну границю плинності $\sigma_{0,2}$ (на 65 %), порівняно з вихідним нелегованим станом металу, та забезпечує сприятливе поєднання міцності σ_B = 886 МПа та відносного видовження δ = 9 % перлітної металевої основи високоміцного чавуну, отриманого внутрішньоформовим модифікуванням.

Таким чином, визначено оптимальні технологічні умови легування нікелем та режимів термооброблення для підвищення механічних властивостей високоміцного чавуну, що отримується внутрішньоформовим модифікуванням, до рівня дорожчих легованих сталей, з яких отримують вироби спеціального призначення (в т.ч. військового та оборонного).

INTEGRATION OF INDUSTRY 4.0 TECHNOLOGIES INTO FOUNDRY PRODUCTION CONTROL SYSTEMS: OPPORTUNITIES AND CHALLENGES

Abhari P.B., Chuchyn O.V. Solianov D.O. (Ukraine, Kramatorsk, DSEA)

The integration of Industry 4.0 technologies into foundry production control systems marks a decisive turning point in modern manufacturing. Emerging from the broader framework of the fourth industrial revolution, first introduced in Germany in 2011, this transformation relies on the adoption of advanced digital tools such as the Internet of Things (IoT), artificial intelligence (AI), big data analytics, cloud computing, and augmented reality. Their application in foundry processes is reshaping traditional practices, enhancing operational efficiency, safety, and sustainability while strengthening competitiveness in a rapidly evolving global market [1, 2].

At the heart of this transformation are several key technologies. Cloud platforms provide scalable infrastructure for real-time data storage, processing, and analytics, enabling adaptive manufacturing environments. Digital twins allow virtual representations of machinery and processes, offering predictive insights that reduce downtime and optimize performance. The Industrial Internet of Things links smart devices and sensors to production systems, ensuring continuous monitoring and rapid fault detection. Artificial intelligence and big data analytics convert raw information into actionable insights, supporting informed decision-making, automation, and resource management. Augmented reality applications are increasingly used in worker training and operational tasks, allowing employees to access guidance and data in real time. Additive manufacturing contributes to flexibility and customization, supporting rapid prototyping and reducing material waste. At the same time, the digitalization of processes raises urgent concerns about cybersecurity, making protective measures an essential component of Industry 4.0 implementation [3].

The benefits of these technologies are already visible in multiple aspects of foundry operations. Integrated digital systems improve efficiency by aligning processes horizontally across the supply chain and vertically across organizational levels. Predictive maintenance, enabled by IoT and data analytics, shifts production from reactive to proactive approaches, significantly lowering downtime and maintenance costs. Improved data utilization allows companies to forecast demand, optimize inventories, and reduce operational risks. The ability to customize production at scale responds directly to changing consumer expectations, while immersive training and automation of hazardous tasks enhance workplace safety. Collectively, these advantages provide foundries with a substantial competitive edge, allowing them to adapt to market volatility while advancing sustainability goals [4].

Despite these opportunities, the transition toward Industry 4.0 is far from seamless. Technological barriers include the difficulty of integrating new digital systems with legacy equipment, often resulting in incompatibility and inefficiency. Organizational obstacles stem from cultural resistance to change and

workforce skills gaps, which require significant investment in retraining and education. Financial constraints pose another challenge, especially for small and medium-sized enterprises, as the high costs of equipment, infrastructure, and training are accompanied by uncertainty regarding the return on investment. Finally, the growing interconnectivity of digital foundries increases vulnerability to cyber threats, making data protection a critical priority.

Case studies from leading manufacturers illustrate practical strategies for overcoming these challenges. A gradual implementation approach, exemplified by SEAT's incremental introduction of robotics and AI at its Martorell factory, demonstrates how companies can reduce financial risks while ensuring smoother organizational adaptation. Other foundry initiatives highlight the potential of Industry 4.0 to improve environmental sustainability by reducing energy consumption, minimizing waste, and enabling recycling practices. Workforce training programs and collaborations with educational institutions also play a vital role in addressing the skills gap, ensuring employees are equipped to handle advanced technologies effectively.

Looking ahead, the development of Foundry 4.0 will continue to emphasize efficiency, safety, and sustainability through robotics, automation, and digital integration. At the same time, the anticipated transition to Foundry 5.0 is expected to extend these achievements by incorporating more sophisticated AI applications, additive manufacturing, and eco-friendly practices, aligning industrial development with global sustainability goals. For foundries, the path forward requires not only technological innovation but also strategic planning, cultural adaptation, and continuous investment in human capital [5, 6].

In conclusion, the integration of Industry 4.0 technologies into foundry production control systems presents both transformative opportunities and significant challenges. Those foundries that succeed in balancing technological adoption with workforce development, financial planning, and cybersecurity will not only optimize production but also secure a strong position in an increasingly competitive and sustainability-driven global market.

REFERENCES

1. Kagermann, H., Wahlster, W., & Helbig, J. (2013). Recommendations for implementing the strategic initiative INDUSTRIE 4.0: Final report of the Industrie 4.0 Working Group. Forschungsunion.

2. Brettel, M., Friederichsen, N., Keller, M., & Rosenberg, M. (2014). How virtualization, decentralization and network building change the manufacturing landscape: An Industry 4.0 perspective. International Journal of Mechanical, Industrial Science and Engineering, 8(1), 37–44.

3. Wang, S., Wan, J., Li, D., & Zhang, C. (2016). Implementing smart factory of Industry 4.0: An outlook. International Journal of Distributed Sensor Networks, 12(1), 3159805. https://doi.org/10.1155/2016/3159805.

4. Mourtzis, D., Vlachou, E., & Milas, N. (2016). Industrial big data as a result of IoT adoption in manufacturing. Procedia CIRP, 55, *290–295. https://doi.org/10.1016/j.procir.2016.08.042*

5. Lu, Y. (2017). Industry 4.0: A survey on technologies, applications and open research issues. Journal of Industrial Information Integration, 6, 1–10. https://doi.org/10.1016/j.jii.2017.04.005.

6. Xu, L. D., Xu, E. L., & Li, L. (2018). Industry 4.0: State of the art and future trends. International Journal of Production Research, 56(8), 2941–2962. https://doi.org/10.1080/00207543.2018.1444806.

MICROSTRUCTURE OF THE CoCrNi(Fe)Nb_x HIGH ENTROPY ALLOYS

Fartushna I., Tolochyna O., Tolochyn O. (IPMS, Kyiv)

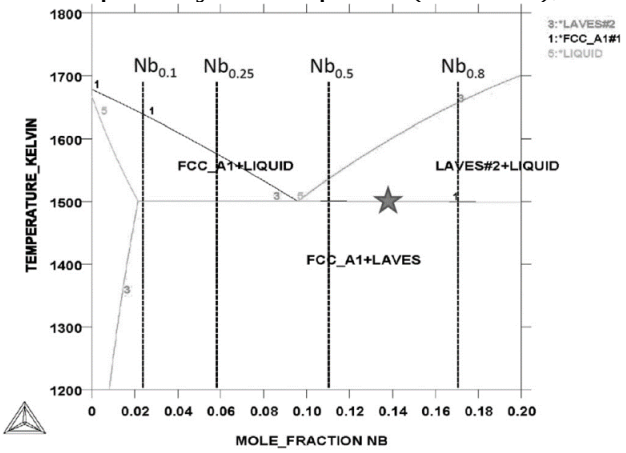
High entropy alloys (HEAs) have attracted extensive research attentions of the scientific community due to their unique properties. In general, the HEAs with fcc phase can possess good plasticity while HEAs with bcc/intermetallic phases can possess high hardness and strength. It is obvious that an HEA consisting of a ductile fcc phase and a harder BCC/intermetallic phase may possess good combinations of strength and ductility. Recently, multicomponent eutectic high entropy alloys (EHEAs) combining the concepts of HEAs and eutectic alloy were proposed [1], which are gaining immense attention in the recent past. The EHEAs with composite microstructure are excellent candidates for high strength and high temperature applications.

Phase diagrams offer fundamental and essential information at the atomic level when designing EHEAs. However, the actual materials used in daily production like EHEAs are multicomponent alloys, typically more than ternary systems, therefore it is almost impractical to draw a phase diagram only based on experiments. The CALPHAD method is then suggested as a way to resolve this challenging circumstance. Co, Cr, (Fe), and Ni can be regarded as an entirety since the four elements can form solid solutions, and then through adopting the concept of pseudo-binary phase diagram in the Thermo-Calc soft-ware, the vertical sections of the CoCrFeNi–Nb pseudo-binary system can be calculated (Fig. 1 [2]). It was showed that the CoCrFeNi-Nbx HEA became an entirely eutectic one when the Nb content reached 10 at.%. Meanwhile, phase diagram calculations can be not always accurate enough.

Therefore, in this paper the $CoCrNiNb_{0.4}$ and $CoCrNiFeNb_x$ (x = 0.45, 0.55 and 0.65) HEAs, with a total mass of 20-100 g, were prepared by the arc-melting method in an atmosphere of high-purity argon. The raw materials, Co, Cr, Fe, Ni and Nb, had a purity of 99.9 wt.%. All alloys were re-melted five times to ensure chemical homogeneity. Energy dispersive spectroscopy analysis (EDS) showed that the actual chemical composition of the alloys closely corresponded to the nominal ones. The crystal structures of the alloys were characterized by X-ray diffraction (XRD) using a DRON-3 X-ray diffractometer with CoKα radiation at a scanning rate of 0.05◦/s from 20◦ to 90◦. The microstructure and chemical analysis were performed by using a Axia ChemiSEM scanning electron microscope (SEM) equipped with an energy dispersive spectrometer (EDS) detector. The backscattered electron (BSE) imaging mode was used to take microstructure photos because it is more sensitive to atomic number.

Fig. 2 exhibits microstructures of the CoCrNi(Fe)Nb_x HEAs. SEM results revealed that the $CoCrNiNb_{0.4}$ alloy displays a full lamellar eutectic structure, as presented in Fig. 2 a. According to XRD results, the eutectic structure consists of a mixture of fcc solid solution phase and Laves phase. The Laves phase can be identified as $(Co, Cr, Ni)_2Nb$ Laves phase with a hexagonal structure. XRD and SEM results revealed that the $CoCrNiFeNb_x$ (x = 0.45, 0.55 and 0.65) alloys changed from hypoeutectic with a primary fcc phase (x = 0.45), then to fully eutectic

(x = 0.55) with a mixture of fcc phase and Laves phase and finally to hypereutectic with a primary Laves phase (x = 0.65), with the increase of Nb content.



The EPMA results indicate that the fcc solid solution phase is enriched with Co, Cr, Fe and Ni while the Laves phase is enriched with Nb.

Fig. 1. The vertical sections of the CoCrFeNi–Nb pseudo-binary system predicted by CALPHAD [2].

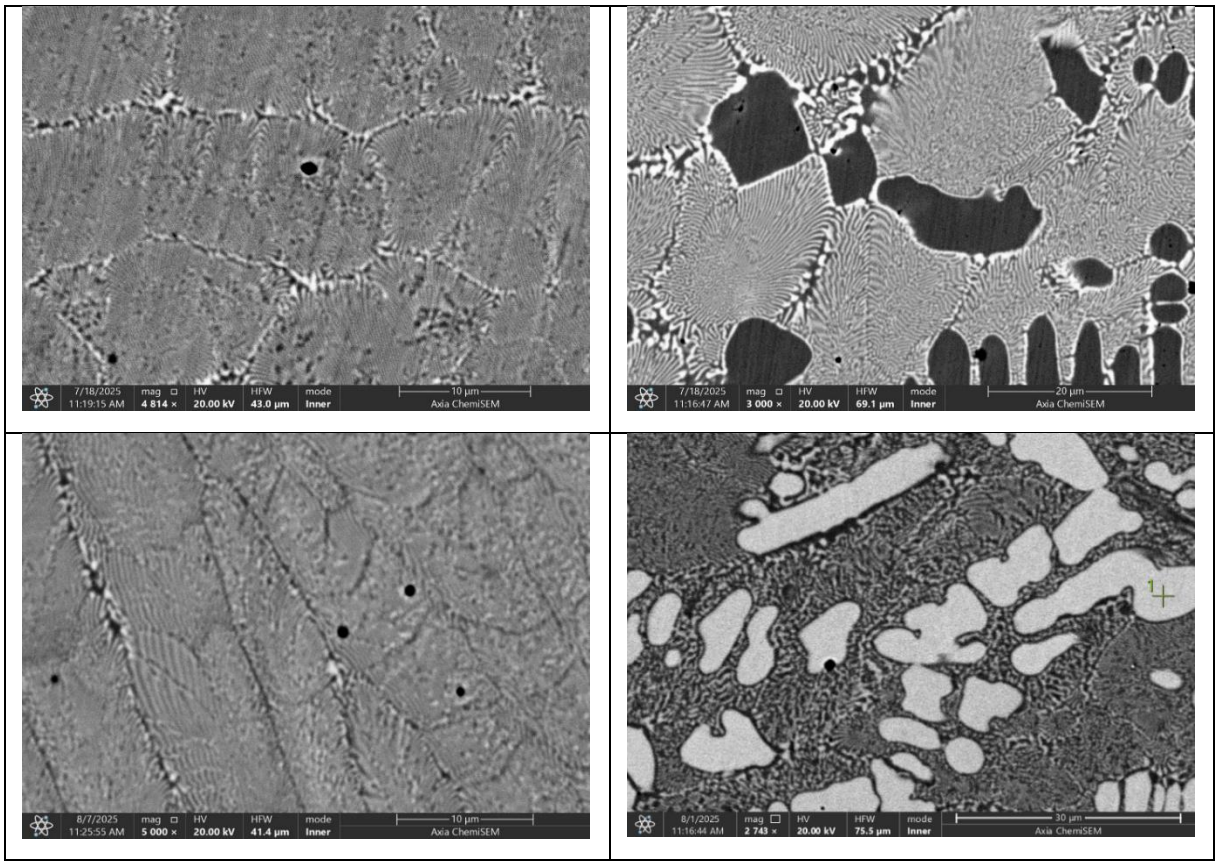


Fig. 2. Microstructures of the as-cast Co-Cr-Ni(Fe)-Nb alloys

Acknowledgments. The work was supported by the National Research Foundation of Ukraine (project no. 2025.06/0096 “Development of an innovative thermomechanical processing technology for powders for the production of hot-section components of turbojet engines”).

REFERENCES

1. Lu Y., Dong Y., Guo S. et al. A promising new class of high-temperature alloys: eutectic high-entropy alloys. Scientific reports, 4(1) (2014) 6200.

2. He F., Wang, Z., Cheng, P. et al. Designing eutectic high entropy alloys of CoCrFeNiNbx. Journal of Alloys and Compounds, 656 (2016) 284-289.

PROCESS RESEARCH OF PIPES SEPARATING

Karnaukh S. G., Chosta N. V. (Kramatorsk, DSEA)

Use of pipes in different machinery and technologies is constantly increasing. Pipe production for different purposes is carried out with length limit in the world practice. It results in the necessity of pipes sectioning into work pieces of required length [1].

At present there are a lot of methods of pipes sectioning, which can be divided into waste and wasteless ones [2]. Study of scientific-technical and patent sources [2] made it possible to conclude that there are no universal methods of section iron (pipes) sectioning. As a criterion for reasonability of use of one or another method, serves either economical or technical aspects. Study, product design and production engineering of different processes are not the same. This circumstance is often the reason for the fact that some processes are widely used in production, but others stay ideas for a long time.

One of the wasteless methods is pipes sectioning with flat knife. But poor quality of sectioned work pieces is one of the disadvantages of this method. It was caused by the facts that the deformation of the sectioned work pieces happens at the moment of the initial knife penetration into the pipe. Stamps of complicated construction were designed to eliminate this flow. They deform upper-section of the pipe for vertical stabilization when knife penetrating [1].

Another disadvantage of pipes sectioning with flat knife is filings separation which equals knife thickness.

Sectional shape deformation can be eliminated using an auxiliary operation proceeded pipe sectioning. It consists in the following: auxiliary (notching) knife notches the groove in the upper part of the pipe. Groove thickness equals knife thickness [2]. This method eliminates the possibility of pipe section deformation at the initial time of knife penetration and makes it possible to produce work pieces of satisfactory quality.

The object of this work is calculation of force parameters of pipes sectioning with flat knife, study of knife configuration influence on the process of work piece sectioning and filing in the same direction as the knife, using DEFORM-3D software.

DEFORM-3D is a powerful engineering processes modeling engine intended for analysis of three-dimension (3D) behavior of metal in different processes of forming operations. DEFORM complex makes it possible to peep in the engineering process, to watch metal flow and find out defects. The main advantage of DEFORM-3D software is the possibility to save time and money.

Design diagram of pipe sectioning with flat knife and calculation results is shown on Fig. 1 [3].

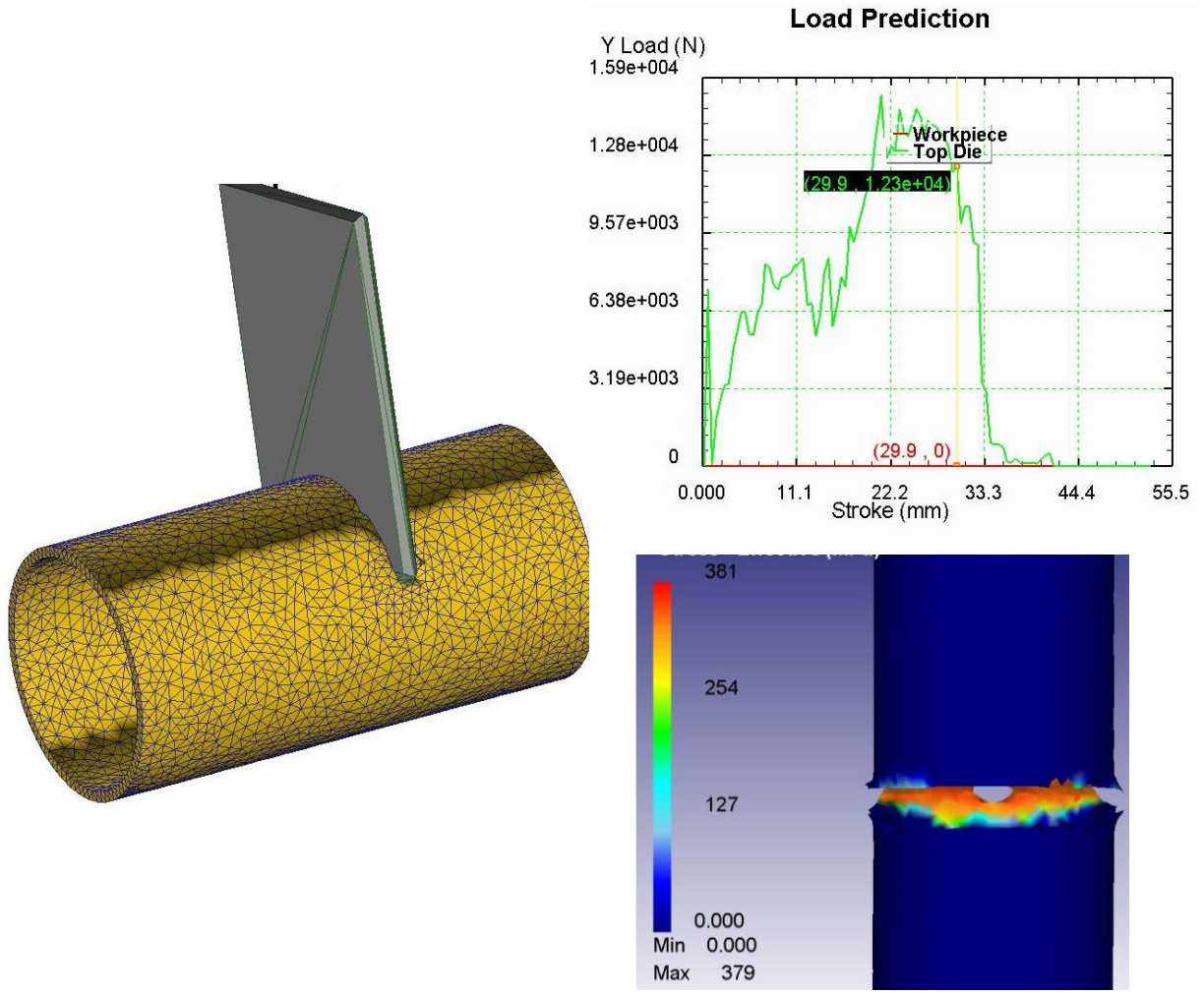


Fig. 1. Design diagram of pipe sectioning with flat knife and calculation results

Graphs analysis of cutting force change on the knife shows, that it increases sharply at the final stage of sectioning, that accords to the stage of great amount of waste separation.

Analysis of the received results shows that the most optimal form of the knife is given on Fig. 1, cutting force is 15,3 кN.

Quality of the work pieces is satisfactory.

REFERENCES

1. Sergii G. Karnaukh, Oleg E. Markov, Leila I. Aliieva, Volodymyr V. Kukhar. Designing and researching of the equipment for cutting by breaking of rolled stock // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – T. 109. Issue 9-12, 2020. – P. 2457-2464. DOI: https://doi.org/10.1007/s00170-020-05824-7.

2. Karnaukh, S.G., Markov, O.E., Kukhar, V.V. et al. Research of the rolled stock separating into workpieces using breaking by bending with dynamic and static-dynamic force // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. Vol. 120, pp. 2763–2776 (2022). DOI: https://doi.org/10.1007/s00170-022-08902-0.

3. Karnaukh S. G., Markov O. E., Lysenko A. A. Research on the new process of separating hollow work-piece by eccentric torsion cutting for stamping. FME Transactions journal. 2024. 52 (1). pp. 29-36, https://doi. org/10.5937/fme2401029K.

DIRECTION OF PHASE EQUILIBRIA IN MOLYBDENUM-RICH ALLOYS OF THE Mo-Co-B SYSTEM AT SUBSOLIDUS TEMPERATURES

Kublii V.Z., Utkin S.V., Bondar A.A.
(Kyiv, Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of NAS of Ukraine)

Recently obtained hard alloys based on a MoCoB boride [1] have shown high competitiveness in relation to conventional materials. To optimize the composition of hard alloys of the ternary Mo–Co–B system, a phase diagram is needed, but it turned out that the literature data are quite scarce. For the entire concentration triangle, only the 1100 °C section has been published [2]. Also in [3] there are the section at 800 °C and the projection of the liquidus surface but only for the Co-corner of the system. Therefore, the authors set the goal of the present study to establish phase equilibria in the Mo-corner of the ternary system Mo–Co–B at subsolidus temperatures.

Molybdenum-rich alloys with a boron content of 14–22% (at.), which contain ternary borides Mo_2CoB_2 and MoCoB, obtained by melting in an arc furnace. The starting materials are molybdenum, molybdenum boride and cobalt boride alloys, as well as black amorphous boron (carbon content 0.02–0.05 wt. %), bulk molybdenum (99.97 wt. % Mo) and remelted electrolytic cobalt. Solidus temperatures (incipient melting) were determined by a Pirani-Altertum method (pyrometry) on cast alloys. Samples annealed at subsolidus temperatures (30–50 °C below the melting point) were studied by X-ray phase analysis (XRD), high-temperature differential thermal analysis (TDA) and scanning electron microscopy (SEM/EPMA).

In annealed alloys with cobalt content up to ~33 at.%, ternary boride Mo_2CoB_2 with a orthorhombic structure, phases based on molybdenum and intermetallics σ-Mo_3Co_2 and μ-Mo_6Co_7 were identified. In samples with higher cobalt content, a ternary boride MoCoB was also found. For the alloys of the studied region, four isothermal planes (triangles) were found on the solidus surface, which correspond to the three-phase equilibria (Mo) + Mo_2B + Mo_2CoB_2, (Mo) + Mo_2CoB_2 + σ-Mo_3Co_2, σ-Mo_3Co_2 + μ Mo_6Co_7 + Mo_2CoB_2 and μ-Mo_6Co_7 + Mo_2CoB_2 + MoCoB. They are separated by regions of the corresponding two-phase equilibria, in which the melting temperatures of the alloys decrease from ~1450 to ~1240 °C with increasing cobalt content.

Thus, according to our data, in Mo-rich alloys of the Mo–Co–B system at subsolidus temperatures, the regions of two-phase equilibria (Mo) + Mo_2CoB_2 and σ-Mo_3Co_2 + Mo_2CoB_2 and the corresponding three-phase equilibria are realized. Our results below ~1410 °C differ significantly from the isothermal section given in [2] at a temperature of 1100 °C, at which the direction of phase equilibria is different and a two-phase equilibrium (Mo) + MoCoB is realized.

REFERENCES

1. *Yang G., Yin H., Deng Z. et al. Synthesis, microstructure evolution, and phase transformation of novel MoCoB–Co cermets. Ceramics International, 2020, 46(6), 7541–7549.*
2. *Haschke H., Nowotny H., Benesovsky F. Untersuchungen in den Dreistoffen {Mo, W}–{Fe, Co, Ni}–B. Monatsh. Chem., 1966, 97(5), 1459–1468.*
3. *Stadelmaier H.H., Davis H.H. Die Kobaltecke im Dreistoffsystem Kobalt–Molybdän–Bor. Monatsh. Chem., 1966, 97(5), 1489–1493.*

STRUCTURE OF THE PHASES FORMING ON DEOXIDATION OF INVAR ALLOYS

Sharkina N.O. *(Kyiv Taras Shevtchenko's National University)*

Alloy physical properties, such as mechanical tension, conductivity, temperature of phase transformation, and others, depend on admixture concentration, as well as basic components content. The most typical one of these is oxygen.

Understanding of nature and mechanism of structure peculiarities influence on alloy working parameters allows sooner and cheaper to obtain materials with necessary properties. Such tasks may be solved using local method of analysis only.

One of the best method of local analysis for solids, elaborated at present days, is Electron Microprobe Analysis (RSMA), which may be applied to different object of study. This method gives the way of quantitative analysis without sample destruction for row of elements from Lithium to Uranium with localization in 1-2 micrm. This method is applied in metallurgy mainly in study to elaborate new and improve existing technology processes, and in study of rules connecting properties of steels and alloys with their composition in microvolume (*S.J.B.Reed.* Electron Microprobe Analysis., (1979), *Batirev V.A.* X-ray spectral electron-zond microanalyses (1988)).

The procedure of our investigation is provided as follows. The sample was cut from specimens of alloy. It was accurately ground and polished in prepared for RSMA study. The investigations were provided in different located points in prepared surface. These points were chosen in the same series of places for all samples. As our task was to state a type of non-metallic inclusions and their distributions, the samples were studied only qualitatively. The samples of invars after deoxidenations were studied. Elaborated by many authors method of ZAP-correction takes into account difference in hindrance and inverse reflexion of electrons, absorption and fluorescent excitation of radiation in a sample and ethalone with calculation of respective correction factors. Elements concentration is determined with iteration method beginning from measured ratio intensity and accounting these corrections in every cycle.

We have investigated deoxidation of invar alloys and have stated that some quantity of IVb- VIb- metals are useful to achieve the results. However, the technical aim of deoxidation is both decreasing of oxygen content and removing some deoxidation products from alloy body. To study their distribution and their types, we provided RSMA investigation of alloys. The results have shown that non-metal inclusions are oxides, but they are distributed in matrix unevenly. The ideal case would be to obtain alloy with all admixtures coming to surface and having pure alloy body. Such state was observed by us on deoxidation of invar alloys containing zirconium, cerium, and silicon, while formed oxides were concentrated either in upper part of alloy body of zirconium oxides (Fig.l), or in bottom and side part of Cerium oxides (III). Such ideal state was not observed permanently.

Fig. 1. The ZrO_2 distribution in alloys of Fe-Ni-O-Zr-Si system.

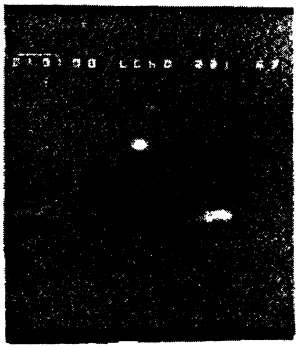
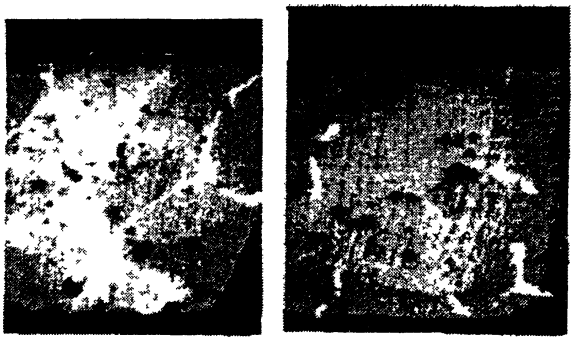


Fig. 2. The Molybdenum distribution in alloys of Fe-Ni-O-Mo-Si system.



a b

Fig 3 The Hafnium distribution in alloys of Fe-Ni-O-Hf-Si system a) upper part of the alloy; b) bottom part of the alloy.

Wholly different state was observed when VIb- metals were used as deoxidators. The Molybdenum and Tungsten oxides, which are formed in the process, are distributed in all matrices without localization on grain interfaces (Fig.2).

When Hf was used to deoxidate invar alloys, the oxides are distributed on grain interface in alloy volume (Fig.3).

The investigation fulfilled has shown that RSMA application is perspective to study alloy deoxidation results, and may be for desulphunzation, and dephosphorization of practically important alloys.

REFERENCES

1 S. J. B. Reed. Electron Microprobe Analyses., 1979.

2. Batirev V. A. X-ray spectral electron-zond microanalyses. 1988.

BALLISTIC IMPACT INFLUENCE ON HIGH-STRENGTH STEEL Fe-26Mn-10Al-1.2Si-2.2Cr-1.8Ni-0.15V-1C MICROSTRUCTURE

Voron M. M., Tymoshenko A. M., Semenko A. Yu., Skorobagatko Yu. P., Smirnov O. M. (Kyiv, PTIMA of the NAS of Ukraine), Schwab S. L. (Kyiv, E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine)

The development of lightweight and highly effective armor materials is critical for reducing the weight of protective structures and increasing the mobility of equipment. Fe-Mn-Al-C steels demonstrate a reduced density compared to conventional armor steels due to the high Al content. At the same time, the high Mn and carbon content provide high strength and impact toughness due to complex deformation mechanisms and the κ-carbides precipitation [1, 2]. Because of this, Fe-Mn-Al-C steels are considered as a promising alternative to traditional armor materials. However, the behavior of these steels under real impact loads is likely to differ from the statically tested characteristics and requires the analysis of dynamic microstructural transformations. For their correct assessment, it is necessary to consider the features of the structural and phase structure of the studied steels and the mechanisms of their change under the influence of loads.

The work is aimed at studying structural changes in the bullet penetration zone of Fe-26Mn-10Al-1.2Si-2.2Cr-1.8Ni-0.15V-1C steel, which was developed for ballistic damage protection. Obtaining thin plates from lightweight high-strength steels based on the Fe-Mn-Al-C system for such use is a promising and unexplored task. The study analyzes the influence of mechanical properties and mechanisms of microstructural changes, according to which armor metallic materials and studied type steels can resist bullet damage most effectively.

As-cast steel billet was obtained under conditions of open induction melting to provide the research. It was subsequently subjected to hot plastic deformation and normalization. The resulting plate was ballistic tested and the structure of the near-bullet hollow area was investigated. Studies of mechanical properties revealed extremely high strength of steel, the required level of plasticity and average hardness: UTS=2240 MPa, YS=1784 MPa, δ=6.2%, ψ=16.8%, HRC=42-46.

Studies of the bullet hollow cross-section area showed the formation of two zones. The first zone repeated the shaper of the bullet and demonstrated significant local plastic deformation of the steel near the strike surface. In the near-surface region, local recrystallization and a microhardness decrease were observed due to thermal influence. When moving closer to the central zone, surface hardening is observed, which is expressed in a noticeable increase in microhardness. The second zone shows signs of brittle fracture. In its microstructure, adiabatic shear bands and places of stress accumulation that form microcracks are observed. In the zone of l plate failure, the formation of microdefects coalescence areas was detected, the shape of which repeats the load distribution inside the material.

The obtained data indicates that the proposed steel is suitable as a means of protection against ballistic damage, but at greater thickness. It is able to significantly resist point high dynamic loads due to the effective absorption of impact energy, which is expressed in the implementation of several mechanisms simultaneously – local hardening, formation of ASB, accumulation of defects and stresses and the sequential formation of microcracks, as well as in their coalescence during the deformation of the material.

Acknowledgements

This research has been funded by National Research Foundation of Ukraine, competition "Science to Strengthen Defense Capabilities of Ukraine" (Project No. 2023.04/0021), "Production of armor elements for military equipment from ultralightweight steels using secondary raw materials". The authors wish to acknowledge the NRFU for their support. Authors also acknowledge the Center of Scientific Equipment Collective Use "Materials Science of Refractory Compounds and Composites" (National Technical University of Ukraine "Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute") for the help with providing microhardness testing.

REFERENCES

1. Veis, V., Semenko, A., Voron, M., Tymoshenko, A., Likhatskyi, R., Likhatskyi, I., & Parkhomchuk, Z. (2025). Lightweight Fe–Mn–Al–C Steels: Current State, Manufacturing, and Implementation Prospects. Steel Research International. https://doi.org/10.1002/srin.202400904.

2. Field, D. M., Limmer, K. R., Hornbuckle, B. C., Pierce, D. T., Moore, K. E., & Sebeck, K. M. (2022). Alloy Partitioning Effect on Strength and Toughness of κ-Carbide Strengthened Steels. Materials, 15(5), 1670–1670. https://doi.org/10.3390/ma15051670

ENSURING STABLE CASTING QUALITY UNDER CONDITIONS OF STOCHASTIC DEVIATIONS

N. Yevtushenko, O. Ponomarenko, S. Yevtushenko
(Kharkiv, NTU «KhPI»)

In modern conditions of increasing requirements for the quality of foundry products, the consideration of stochastic characteristics of technological processes is of particular importance. Fluctuations in parameters that arise under the influence of both internal and external factors directly affect the quality of castings.

Reliable quality management is possible only under the condition of quantitative analysis of the regularities of parameter dispersion both in the casting process and in the final properties of the product. The work considered the stochastic features of various stages of foundry production - molding, pouring, crystallization and cooling [1].

It was established that most technological parameters are subject to random fluctuations caused by the instability of regimes, the heterogeneity of materials and the influence of the human factor.

This makes it impossible to use only deterministic methods when assessing quality and requires the use of the mathematical apparatus of probability theory and statistics.

To analyze empirical parameter distributions, universal systems of random variable distribution functions were used - Pearson and Johnson distributions, which are characterized by high flexibility and the ability to describe a wide range of forms. Particular attention is paid to the Johnson distribution of type Sb, which demonstrated the highest accuracy of approximation of data obtained during production and technological observations[2].

The use of this model made it possible to effectively take into account the asymmetry and limited ranges of parameters, which is characteristic of foundry processes.

Numerical experiments performed on the basis of real production data confirmed the feasibility of using Johnson distributions to describe the stochastic behavior of such parameters as metal temperature during pouring, pouring speed, molding compound strength and geometric deviations of castings [3].

Calculation of numerical characteristics, construction of histograms and selection of distribution parameters were carried out using the methods of least squares and maximum likelihood. The analysis showed that it is the Johnson distribution of type Sb that provides the most complete and accurate description of parameter variations, and can also be easily integrated into statistical quality control (SPC) systems.

This creates a basis for automated process control, allows for prompt detection of deviations and taking corrective actions, which contributes to reducing the level of defects and increasing the stability of production.

Additionally, the possibility of applying the proposed approach to classifying foundry processes by the degree of stochasticity [4] is considered. Such classification allows developing flexible management strategies focused on the features of a specific section or type of product.

The isolation of processes with a high level of uncertainty allows focusing efforts on their stabilization and strengthening control. The developed models and approaches can be used within digital production platforms and predictive analytics systems aimed at predicting quality and automatically adjusting parameters in real time [5].

This is especially relevant during the transition to the concepts of smart manufacturing and Industry 4.0, where high adaptability of technological solutions is required.

Thus, the results of the study confirm that stochastic modeling of casting process parameters is a necessary element in building reliable and effective quality management systems. The use of the Johnson distribution of type Sb provides an accurate description of empirical data, which makes it a promising tool in the practice of modern foundry production.

REFERENCES

1. Ponomarenko, O., Yevtushenko, N., Akimov, O., Vasilets, V., Lopes, H. (2025). Study of the Laws of Random Fluctuations in the Parameters of Foundry Processes and the Quality of Castings. In: Machado, J., Trojanowska, J., Ottaviano, E., Xavior, M.A., Valášek, P., Basova, Y. (eds) Innovations in Mechanical Engineering IV. icieng 2025. Lecture Notes in Mechanical Engineering. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-031-93554-1_36

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

3. Ponomarenko, O., Yevtushenko, N., Berlizieva, T., Yevtushenko, S., Vorobyov, M. (2023). An Increase in the Technological Properties of Mixtures in the Foundry Industry: A Novel Approach. In: Ivanov, V., Pavlenko, I., Liaposhchenko, O., Machado, J., Edl, M. (eds) Advances in Design, Simulation and Manufacturing VI. DSMIE 2023. Lecture Notes in Mechanical Engineering. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-031-32774-2_25

4. Євтушенко Н. С. Використання 3D-технологій для вдосконалення процесу лиття [Електронний ресурс] / Євтушенко Н. С., Пономаренко О. І., Масалітіна О. В. // Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах : зб. тез 17-ї Міжнар. наук.-техн. конф., 26- 27 листопада 2024р. / відп. ред. В. Г. Іванов ; Нац. ун-т «Запорізька політехніка». – Електрон. текст. дані. – Запоріжжя, 2025. – С. 122-124.

5. Yevtushenko N. S. Mathematical modeling of variations in parameters of casting processes [Electronic resourse] / Yevtushenko N. S., Dzhanikian A. A., Vasilets V. O. // Інформаційні технології в сучасному світі : матеріали Міжнар. наук.-практ. конф. здобув. вищої освіти і молодих учених, 29 квітня 2025 р. / відп. за вип. Ю. А. Нечитайло ; Держ. біотехн. ун-т. – Electron. text data. – Харків, 2025. – P. 445-446.

Наукове видання

ПЕРСПЕКТИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ, МАТЕРІАЛИ Й ОБЛАДНАННЯ В ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

МАТЕРІАЛИ

X міжнародної
науково-технічної конференції
21–23 жовтня 2025 року

Редактор В. А. Корсун

Формат 60 × 84/16.
Ум. друк. арк. 9,77. Обл.-вид. арк. 7,64.
Тираж 100 пр. Зам. № 17.

Видавець і виготівник
Донбаська державна машинобудівна академія
84313, м. Краматорськ, вул. Академічна, 72.
Свідоцтво про внесення суб'єкта видавничої справи
до Державного реєстру
серія ДК № 1633 від 24.12.2003.