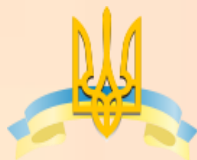


Міністерство освіти
і науки України



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
VIII Міжнародної
науково-технічної конференції
21–24 вересня 2021 року



Краматорськ
ДДМА
2021

**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 «Енергомашпецсталь»**

**ПЕРСПЕКТИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ, МАТЕРІАЛИ
Й ОБЛАДНАННЯ В ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ**

**МАТЕРІАЛИ
VIII МІЖНАРОДНОЇ
НАУКОВО-ТЕХНІЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ
21–24 вересня 2021 року**

**Краматорськ
ДДМА
2021**

УДК 621.74(06)
П 27

Рекомендовано до друку вченою радою
Донбаської державної машинобудівної академії
Протокол № 13 від 24.06.2021

Рецензенти:

Хричіков В. Є., д-р техн. наук, проф., зав. каф. ливарного виробництва Національної металургійної академії України (м. Дніпро);

Луцьов В. В., д-р техн. наук, проф., директор фізико-технічного інституту, зав. каф. машин і технології ливарного виробництва Запорізького національного технічного університету (м. Запоріжжя).

*Відповідальність за достовірність інформації, представленої
в збірнику, несуть автори.*

Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному
П 27 виробництві : матеріали VIII міжнародної науково-технічної конференції, 21–24 вересня 2021 р. / під заг. ред. А. М. Фесенка, М. А. Турчаніна. – Краматорськ : ДДМА, 2021. – 162 с.
ISBN 978-617-7889-00-6.

У збірнику подано 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 та споріднених процесів.

ISBN 978-617-7889-00-6

УДК 621.74(06)
© ДДМА, 2021

МІЖНАРОДНИЙ ПРОГРАМНИЙ КОМІТЕТ

Агравал П. Г.	зав. кафедри ТОЛВ ДДМА, д-р хім. наук, доц.
Алієв І. С.	зав. кафедри ОМТ ДДМА, д-р техн. наук, проф.
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.
Волошин О. І.	заступник голови правління, головний інженер ПрАТ «НКМЗ»
Дашич Предраг	проф. Вищої технічної школи (м. Трстенік, Сербія)
Дібров І. А.	президент Російської асоціації ливарників (м. Москва, Російська Федерація), д-р техн. наук, проф.
Злигорєв В. М.	головний металург ПрАТ «НКМЗ»
Каргінов В. П.	віце-президент АЛУ, керівник групи «Союз», головний експерт
Клименко С. І.	директор Державного Департаменту ливарного виробництва, канд. техн. наук
Ковальов В. Д.	ректор ДДМА, д-р техн. наук, проф.
Козлов А. Н.	начальник технічного відділу ливарного виробництва ПАТ «ЕМСС»
Луньов В. В.	зав. кафедри МТЛВ НУ «Запорізька політехніка», д-р техн. наук, проф.
Лисенко Т. В.	зав. кафедри ТУЛП ОНПУ, д-р техн. наук, проф.
Марукович Є. І.	директор Інституту технології металів НАН Республіки Білорусь, академік НАН Республіки Білорусь (м. Могильов), д-р техн. наук, проф.
Могилатенко В. Г.	проф. кафедри ЛВЧКМ НТУУ «КПІ», д-р техн. наук, проф.
Найдек В. Л.	почесний директор, радник при дирекції ФТІМС НАНУ, академік НАНУ, д-р техн. наук, проф.
Нарівський А. В.	директор ФТІМС НАНУ, член-кореспондент НАНУ, д-р техн. наук
Пономаренко О. І.	віце-президент АЛУ, проф. 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.
Савенок А. М.	ген. директор РУП «БМЗ», голова асоціації ливарників і металургів Республіки Білорусь (м. Мінськ)
Селютін О. А.	зам. директора ПАТ «ЕМСС»
Скудар Г. М.	Герой України, президент ПрАТ «НКМЗ», д-р екон. наук, проф.
Станков В. Ю.	технічний директор ПАТ «ЕМСС»
Турчанін М. А.	проректор із 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.	доцент кафедри ЛВЧКМ НТУУ «КПІ», канд. техн. наук, доц.
Хричиков В. Є.	зав. кафедри ЛВ НМетАУ, д-р техн. наук, проф.
Шинський О. Й.	президент АЛУ, зав. відділу фізико-хімії процесів формоутворення ФТІМС НАНУ, д-р техн. наук, проф.
Ямшинський М. М.	зав. кафедри ЛВЧКМ НТУУ «КПІ», канд. техн. наук, доц.

ОРГАНІЗАЦІЙНИЙ КОМІТЕТ

Фесенко А. М.	перший проректор ДДМА, канд. техн. наук, проф. ДДМА – голова
Турчанін М. А.	проректор із наукової роботи, управління розвитком та міжнародних зв'язків ДДМА, д-р хім. наук, проф. – співголова
Агравал П. Г.	зав. кафедри ТОЛВ ДДМА, д-р хім. наук, доц. – заст. голови
Корсун В. А.	асистент кафедри ТОЛВ ДДМА – учений секретар
Федоров М. М.	доцент кафедри ТОЛВ ДДМА, канд. техн. наук – член оргкомітету
Приходько О. В.	ст. викл. кафедри ТОЛВ ДДМА – член оргкомітету

ЗМІСТ

Абхарі П. Б., Мерзлякова О. А., Іванова Ю. О., Панібратченко Ю. А. Металографічне дослідження мікроструктури сталі в результаті її формозміни та термообробки	9
Агравал П. Г., Турчанін М. А. Температурна залежність термодинамічних функцій змішування рідких сплавів аморфоутворюючих систем	10
Агравал П. Г., Турчанін М. А., Водоп'янова Г. О., Корсун В. А., Древаль Л. О. Ентальпії змішування рідких сплавів трикомпонентних аморфоутворюючих систем Fe–Ni–(Ti, Zr, Hf) при 1873 К	12
Агравал П. Г., Турчанін М. А., Водоп'янова Г. О., Корсун В. А., Древаль Л. О. Термодинамічні властивості аморфоутворюючих розплавів Fe–Ni–(Ti, Zr, Hf)	14
Агравал П. Г., Турчанін М. А., Водоп'янова Г. О., Корсун В. А., Древаль Л. О. Ближній хімічний порядок у розплавах Fe–Ni–(Ti, Zr, Hf) і прогнозовані концентраційні області їхньої аморфізації.....	17
Агравал П. Г., Турчанін М. А., Тимошенко О. А. Діаграма стану двокомпонентної системи Co–Ti	20
Бережна О. В., Кассов В. Д., Малигіна С. В. Розробка кінцево-елементної моделі формоутворення наплавленого зносостійкого шару	22
Биктагтров Ф. К., Веретильник А. В., Шаповалов В. А., Гнатушенко А. В., Игнатов А. П. Переробка стружки нержавеючої сталі методом електрошлакової тигельної плавки	24
Бубликов В. Б., Бачинський Ю. Д., Ясинський О. О., Медвідь С. М., Моїсеєва Н. П. Високоміцний чавун для литих виробів складної конфігурації з різною товщиною стінок	26
Бубликов В. Б., Берчук Д. М., Ясинський О. О., Овсянников В. О. Вплив складу магнієвих лігатур на структуроутворення і механічні властивості високоміцного чавуну	28
Бубликов В. Б., Ясинський О. О., Берчук Д. М., Ясинська О. О., Моїсеєва Н. П. Вплив вмісту кремнію та марганцю на структуру високоміцного чавуну.	29
Васильченко Я. В., Малигін М. О. Ремонт базових деталей верстатів у литому виконанні	31
Веліканова Т. А., Заславський О. М., Куліченко В. А. Области існування фази типу α -мангану в сплаві Fe _{52,5} Mo _{23,5} Cr _{18,7} C _{5,3}	32
Веліканова Т. А., Заславський О. М., Кіндрачук М. В. Фазові рівноваги за участю манганоподібних фаз у системі Fe–Mo–Cr–C	34

Ворон М. М., Нарівський А. В. Вплив хімічного складу на структуру та властивості ливарних жароміцних сплавів системи Al–Ni–La.....	36
Грибков Е.П., Малигін С.О. Технологічні особливості виробництва порошкових електродів	38
Дорошенко В. С., Калюжний П. Б. Перспективи мелкосерийного 3D-производства моделей	39
Дорошенко В. С., Калюжний П. Б. Приклади 3D-металовиробів в автопромисловості	41
Дорошенко В. С., Калюжний П. Б., Шалевський А. В. Метод адитивного виготовлення стандартних зразків при розробці складів піщаних сумішей для 3D-формовки	44
Дорошенко В. С., Калюжний П. Б., Шалевський А. В. Обладнання дільниць для виробництва разових моделей установками 3D-обробки та адитивного виготовлення	46
Дорошенко В. С., Калюжний П. Б., Шалевський А. В. Про 3D-виробництво ливарних полістирольних моделей	49
Дорошенко В. С., Шалевський А. В., Калюжний П. Б. Удосконалення вакуумної системи дільниць ЛГМ для покращення умов праці та екології виробництва.....	51
Доценко Ю.В., Селівьорстов В.Ю. Підвищення механічних властивостей виливків із ливарного сплаву АК5М із високим вмістом заліза	53
Дьяченко Ю. Г., Федоров М. М. Особливості структуроутворення поверхневих шарів на залізовуглецевих сплавах при дифузійній металізації	55
Єрфорт І. Ю., Приходько О. В. Удосконалення методики економічного обґрунтування дипломних проєктів бакалаврів-ливарників	57
Жаданос О. В., Дерев'янка І. В., Портний В. В. Динамічна модель теплоенергетичних процесів в електродуговому агрегаті ківш-піч для створення АСУ	59
Замятин Н. И., Карамушко А. В., Замятин В. Н. Технология изготовления облицованного слоя кокиля из высокотемпературной резины.....	62
Злыгорев В. Н., Довженко Р. А., Соколовский С. В., Богомаз Г. В., Лапченко А. В. Возможности и направления развития литейного производства ЧАО «НКМЗ»	64
Злыгорев В.Н., Соколовский С.В., Лапченко А. В. Применение системы компьютерного проектирования процессов литья MAGMA 5.5 для снижения себестоимости стального литья на ЧАО «НКМЗ»	66
Калюжний П. Б., Дорошенко В. С. Передумови й варіанти внутрішньо-форменної термообробки виливків.....	67

Кивгило Б. В., Лук'яненко І. В., Ямшинський М. М. Вплив технологічних параметрів процесу на якість перехідного шару сталь-алюмінієвого литого біметалу	69
Ключихин В. В., Касай П. А., Наумик В. В. Структура и свойства образцов сплава IN718, выращенных методом селективного лазерного сплавления	71
Корнієнко К. Є., Крикля Л. С., Левченко П. П., Петюх В. М., Тихонова І. Б., Артюх С. Ю., Самелюк А. В. Об'єми первинної кристалізації фаз системи Ti–Rh–Ir	73
Корнієнко К. Є., Крикля Л. С., Левченко П. П., Самелюк А. В. Об'єми первинної кристалізації фаз системи Hf–Ru–Rh–Ir	74
Кочешков А. С. Визначний український ювелір – Й. А. Маршак.....	75
Кудін В. Г., Романова Л. О., Дуднік А. С., Іванов М. І., Судацова В. С. Ентальпії змішування розплавів систем Cu–Yb і Cu–Yb–In	79
Лютий Р. В., Прилуцький М. І., Кривик О. В. Визначення теплових полів у виливках новим аналітичним методом.....	82
Лютий Р. В., Тишковець М. В., Люта Д. В. Наукові основи створення екологічних зв'язувальних матеріалів для ливарного виробництва.....	85
Міщенко Д. Д., Богаченко О. Г., Галінич В. И., Кудін В. Г., Судацова В. С. Термостійкість до окиснення порошків TiN, TiC, TiB ₂	88
Нетяга А. В., Кусков Ю. М., Биктагтров Ф. К. Получение многослойного биметаллического слитка с использованием электрошлаковых технологий	90
Ноговіцин О. В., Тарасевич М. І., Корнієць І. В., Баранов І. Р. Процес керування та взаємодія фізико-технологічних параметрів двовалкового лиття-прокатування.....	92
Нурадінов А. С., Зубеніна Н. Ф., Школяренко В. П., Нурадінов І. А., Зубеніна Н. А. Роль конвекції у формуванні структури великих ковальських зливків.....	94
Пономаренко О. І., Євтушенко Н. С. Системна оптимізація процесів у ливарному виробництві.....	96
Приходько О. В. Алгоритм аналізу промислових даних для оцінки технічного стану технологічного обладнання ливарного цеху.....	98
Пиц Я. Є. Дослідження деформацій виготовленої литтям конструкції верхньої нерухомої поперечини кувального гідравлічного преса.....	100
Самарай В. П. Інформаційно-аналітична система моделювання розподілу матеріалів Мережами Петрі.....	102
Семенов О. Д., Хричиков В. Є. Меньяло О. В. Дослідження причин виникнення утяжин у художніх виливках	105

Сергієнко Р. А., Верховлюк А. М., Щерецький О. А. Контрольована кристалізація аморфних сплавів для отримання аморфно-нанокристалічної структури.....	106
Сіренко К. А. Ливарне виробництво: невирішені задачі та перспективи розвитку	109
Сіренко К. А., Захарченко Е. В., Гончаров А. Л., Школяренко В. П. Перспективи промислової реалізації методу РКО термічного експрес-аналізу якості рідкого чавуну з прогнозуванням мікроструктури й властивостей виливків.....	112
Смирнов А. Н., Лысенко Т. В., Васильев Д. С. Износ гильзы кристаллизатора сортовой высокоскоростной МНЛЗ в процессе эксплуатации	114
Сокольский В. Э., Роик А. С., Казимиров В. П., Яковенко А. М. Особенности строения оксидных расплавов.....	116
Сокольский В. Э., Роик А. С., Казимиров В. П., Яковенко А. М. Оксидный кластер в шлаковом расплаве	118
Судацова В. С., Шевчук В. А., Подопрігора Н. В., Іванов М. І., Кудін В. Г. Термодинамічні властивості сплавів подвійних систем Pb–Eu(Yb).....	120
Турчанін М. А., Агравал П. Г. Термодинамічні властивості еквіатомних розплавів Fe–Cu–Ni–Ti–(Zr, Hf) і теоретичні аспекти створення високоентропійних аморфних сплавів	122
Турчанін М. А., Агравал П. Г., Водоп'янова Г. О. Закономірності зміни термодинамічних функцій змішування рідких сплавів у ряду трикомпонентних систем (Fe, Co, Ni, Cu)–Ti–Zr	124
Турчанін М. А., Агравал П. Г., Водоп'янова Г. О., Корсун В. А., Древаль Л. О. Ентальпії змішування рідких сплавів Co–Cu–Hf та закономірності зміни термодинамічних властивостей у ряду аморфоутворюючих розплавів Co–Cu–(Ti, Zr, Hf)	126
Турчанін М. А., Агравал П. Г., Підченко А. С. Ентальпії змішування рідких сплавів заліза з нікелем при 1873 К	128
Турчанін М. А., Великанова Т. Я., Корнієнко К. Є. Діяльність української комісії з діаграм стану та термодинаміки	129
Фартушна Ю. В., Буланова М. В. Прогноз будови діаграм стану систем Fe-Co-R	131
Федоров М. М., Дьяченко Ю. Г. Дослідження впливу кам'яновугільного порошку на властивості піщано-бентонітових формувальних сумішей.....	133
Федоров М. М., Пасешниченко І. С. Шляхи підвищення формувальності й текучості піщано-бентонітових формувальних сумішей	135

Фесенко А. М., Фесенко М. А. Комп'ютерне моделювання нових технологічних способів виготовлення двошарових чавунних виливків.....	136
Фесенко А. М., Фесенко М. А., Корсун В. А. Можливості використання чавуну у якості конструкційного матеріалу при виготовленні виробів машинобудування відповідального призначення.....	139
Фесенко А. М., Корсун В. А., Фесенко М. А., Махмудов Р. Р. Дослідження процесу внутрішньоформового модифікувального оброблення розплаву методом комп'ютерного моделювання.....	141
Школяренко В. П., Антонов Г. О., Гончаров А. Л., Сіренко К. А., Захарченко Е. В. Комплекс переносних термометрів для контролю температури розплавів у ливарному виробництві.....	143
Школяренко В. П., Сіренко К. А., Антонов Г. О., Зубеніна Н. Ф. Особливості лиття обичайок з алюмінієвих сплавів	145
Щерецький О. А., Железняк О. В., Верховлюк А. М. Литі багатошарові металокерамічні матеріали для захисту спецтехніки	147
Ямшинський М. М., Лук'яненко І. В., Кивгило Б. В. Модифікування високодисперсним карбідом кремнію вторинного сплаву системи Al-Si	148
Ясюков В. В., Лысенко Т. В., Тур М. П. Инновационные технологии получения композиционного литья.....	150
Berlizeva T., Ponomarenko O. Strength properties of mixtures based on chromite sand	153
Dreval L. A., Agraval P. G., Turchanin M. A., Dovbenko A. I., Іjenko S. M. Interaction of the components in the stable and undercooled liquid alloys of the Co–Cr–Cu–Fe–Ni system.....	154
Dreval L. A., Dovbenko A. I., Agraval P. G., Turchanin M. A., Y. Du, S. Liu. Thermodynamic assessment of the Mg–Ni–Si system	155
Іjenko Svitlana MSI Eureka – modern electronic resource and tool for efficient materials R&D	157
Karnaikh S. G., Chosta N. V. The use classifier of material facture criteria.....	158
Кублій В. З., Уткін С. В., Артюх С. Ю., Бондар А. А. Мікротвердість фаз у відпалених сплавах системи Мо-Fe-B	160

МЕТАЛОГРАФІЧНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ МІКРОСТРУКТУРИ СТАЛІ В РЕЗУЛЬТАТІ ЇЇ ФОРМОЗМІНИ ТА ТЕРМООБРОБКИ

Абхарі П. Б., Мерзлякова О. А., Іванова Ю. О., Панібратченко Ю. А.
(м. Краматорськ, ДДМА)

Пластична деформація вносить істотні зміни в структуру сталі. Мікроструктура сталей, які штамнуються, на різних стадіях виготовлення виробів залежить від ступеня деформації. Властивості сталі залежать також від ступеня деформації, тому що відбувається зміцнення металу (наклеп).

Основні елементи структури вуглецевих сталей – ферит і перліт. Об'ємна частка перліту в сталях залежить від вмісту вуглецю. Для визначення частки перліту в вуглецевих сталях користуються діаграмою стану сплавів залізо-вуглець [1, 2].

Метою цього дослідження є аналіз мікроструктури сталі 20, після її формозміни і термообробки.

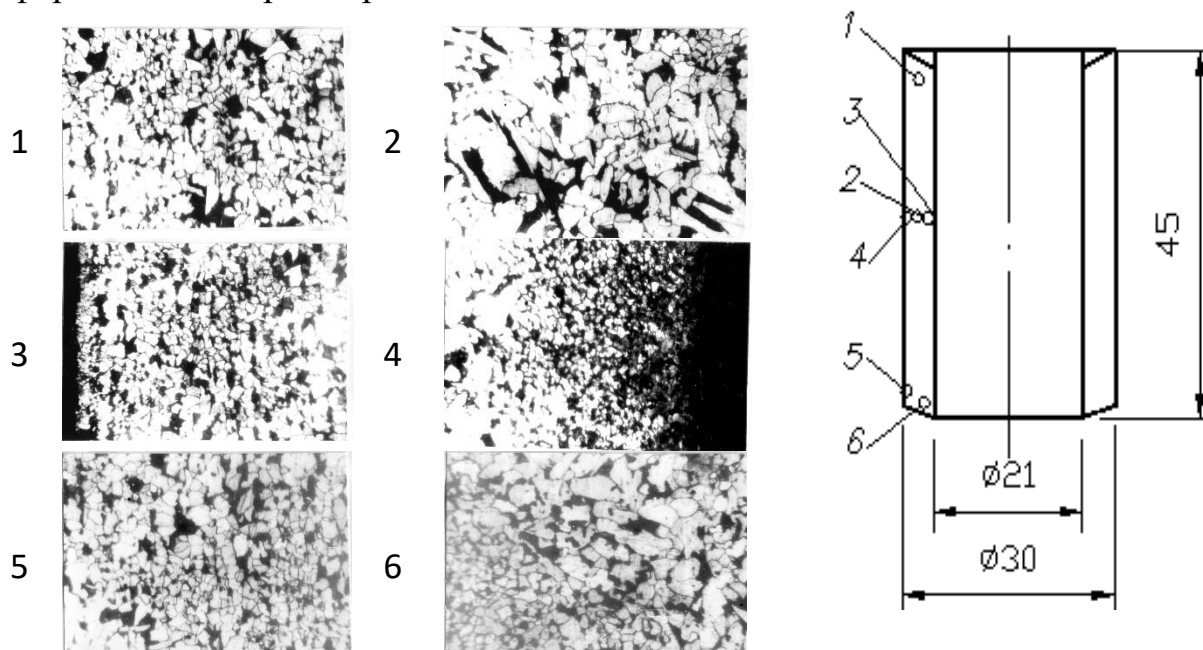


Рис. 1. Мікроструктура зразка відпаленої заготовки (сталь 20), після прошивки

При проведенні дослідження було виявлено, що сталевий зразок мав ферито-перлітну структуру, текстуровану в різній мірі залежно від деформації і термообробки. Рис. 1. показує зміни структури вихідної відпаленої заготовки після першої операції прошивки. Відпал привів до помітного зростання як феритного, так і перлітного зерна. Видно, що відпал дозволяє знизити твердість напівфабрикату втулки після прошивки.

ЛІТЕРАТУРА

1. Виноградова, Л. А. Структура сталей : учебное пособие / Л. А Виноградова, Ю. А. Курганова. – Ульяновск : УлГТУ, 2009. – 54 с
2. Солнцев, Ю.П. Материаловедение : учебник для вузов / Ю.П. Солнцев, Е.И. Пряхин. – Химиздат, 2007. – 783 с.

ТЕМПЕРАТУРНА ЗАЛЕЖНІСТЬ ТЕРМОДИНАМІЧНИХ ФУНКЦІЙ ЗМІШУВАННЯ РІДКИХ СПЛАВІВ АМОРФОУТВОРЮЮЧИХ СИСТЕМ

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

При аналізі термодинамічних властивостей розплавів, з яких загартуванням можуть бути отримані аморфні сплави, важливим є розгляд їх температурної залежності, адже аморфізація перебігає в інтервалі ΔT від температури практичного перегріву розплаву вище ліквідуса до температури аморфізації. Саме таку можливість надає моделювання термодинамічних функцій змішування в рамках моделі асоційованого розчину (МАР).

У практичних випадках ΔT не перевищує декілька сотень кельвінів. Нами, при проведенні розрахунків з визначення температурної залежності термодинамічних функцій змішування, обрано значно ширший інтервал. Його верхньою межею стала температура 1873 К, при якій проведено основний масив досліджень ентальпії змішування розплавів. Нижня межа – 800 К – була обрана в якості усередненого значення температури склування розплавів. На рис. 1 та 2, як приклад, представлені результати розрахунку температурної залежності термодинамічних функцій змішування розплавів систем Co–Ti–Zr та Fe–Ni–Hf при 800 та 1873 К. Розрахунок був проведений в припущенні, що параметри МАР не залежать від температури.

Як видно з рис. 1 та 2, від'ємні значення інтегральної ентальпії змішування збільшуються за абсолютною величиною зі зниженням температури. Ця тенденція зберігається в широкій температурній області, що включає інтервал існування рівноважних і переохолоджених розплавів. Така температурна залежність функції $\Delta_m H$ є одним із головних факторів підвищення термодинамічної стабільності аморфоутворюючих розплавів при переохолодженні.

Надлишкова енергія Гіббса змішування $\Delta_m G^{\text{ex}}$ трикомпонентних розплавів також демонструє зменшення значень при зниженні температури. При цьому, мінімум цієї функції в усьому розглянутому інтервалі температур може зберігати своє положення в одній з двокомпонентних систем (Co–Ti–Zr) або зміщатись з однієї двокомпонентної системи в іншу (Fe–Ni–Hf). Вирішальну роль в такій поведінці відіграє співвідношення величин ентальпійного $\Delta_m H$ та ентропійного ($-T\Delta_m S^{\text{ex}}$) внесків.

Енергія Гіббса змішування розплавів $\Delta_m G$ демонструє складну температурну залежність. Мінімум цієї функції при 1873 К для більшості аморфоутворюючих систем знаходиться в трикомпонентній області (Co–Ti–Zr, Fe–Ni–Hf). Зі зменшенням температури зменшується внесок ідеальної складової цієї функції, і мінімум $\Delta_m G$ при цьому може залишатись в трикомпонентній області (Co–Ti–Zr) або зміщуватись в бік однієї з двокомпонентних систем (Fe–Ni–Hf), визначаючи, таким чином, склади найбільш придатних до аморфізації рідких сплавів.

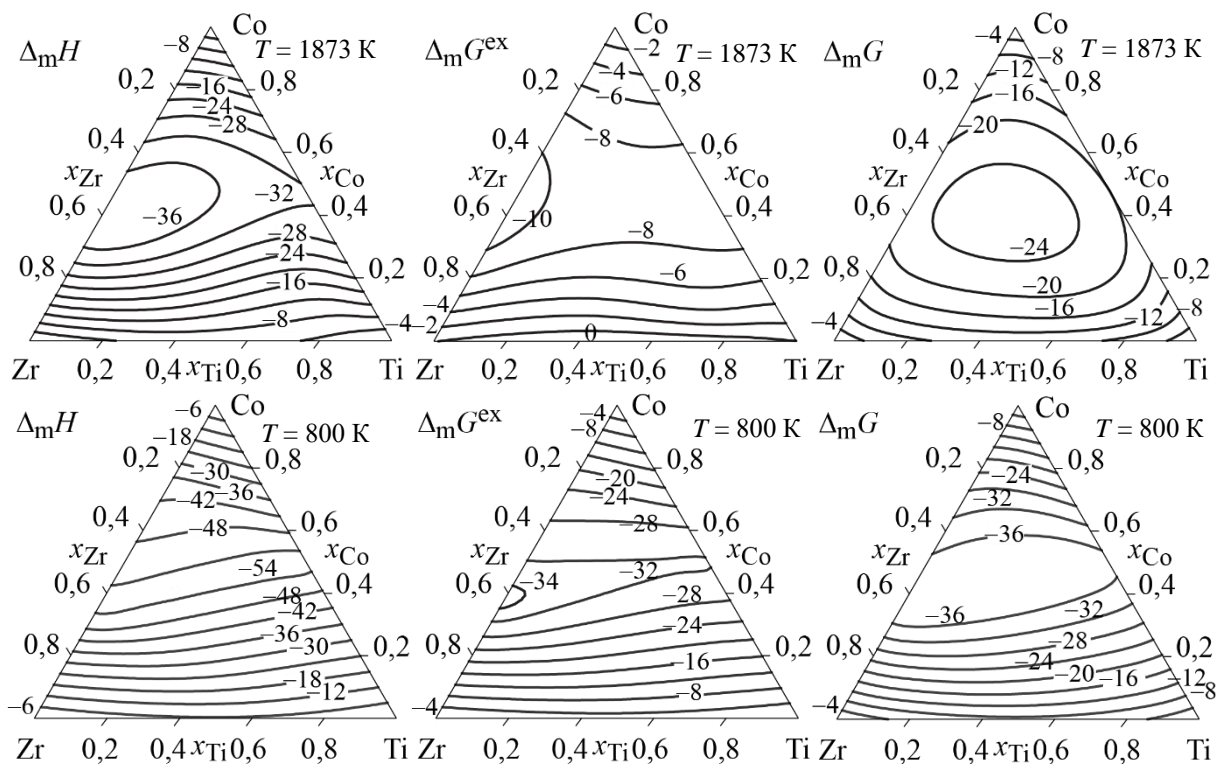


Рис. 1 Термодинамічні функції змішування розплавів Co–Ti–Zr, розраховані в рамках МАР при 800 та 1873 К

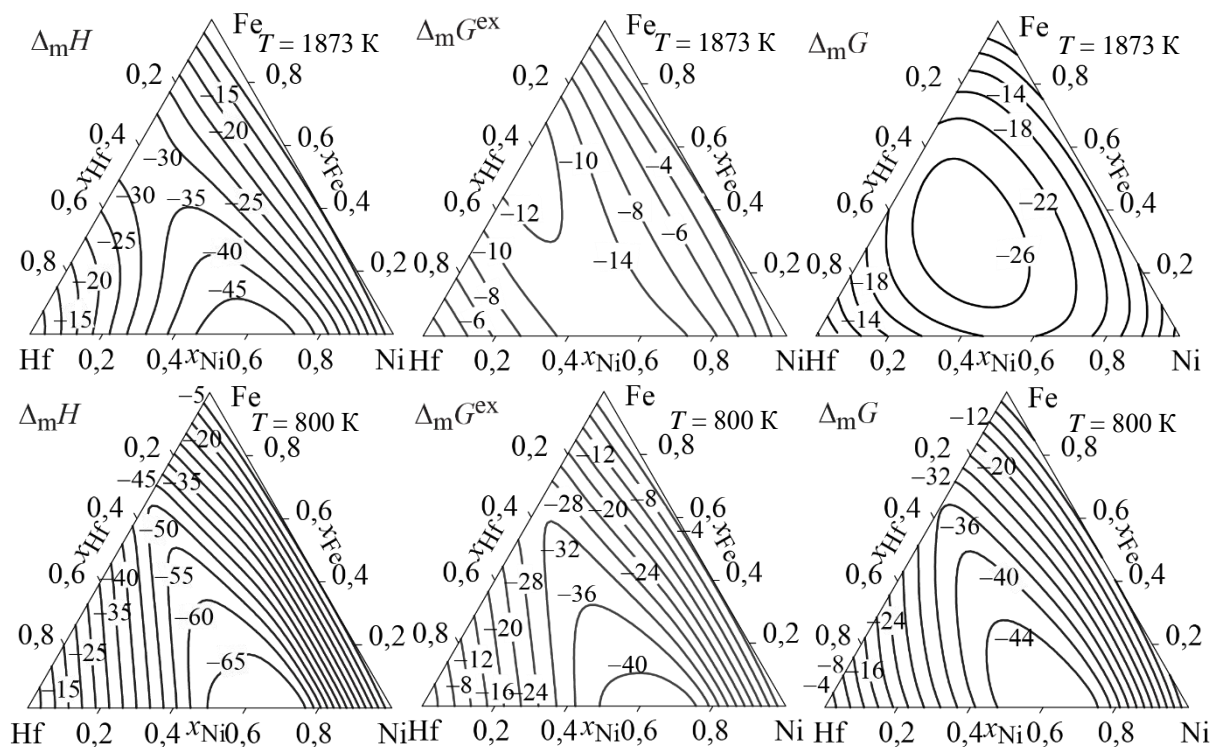


Рис. 2 Термодинамічні функції змішування розплавів Fe–Ni–Hf, розраховані в рамках МАР при 800 та 1873 К

ЕНТАЛЬПІІ ЗМІШУВАННЯ РІДКИХ СПЛАВІВ ТРИКОМПОНЕНТНИХ АМОРФОУТВОРЮЮЧИХ СИСТЕМ Fe–Ni–(Ti, Zr, Hf) ПРИ 1873 К

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

Парціальні ентальпії змішування титану цирконію і гафнію в рідких сплавах були досліджені калориметричним методом при 1873 К: система Fe–Ni–Ti – для перерізу $x_{\text{Fe}}/x_{\text{Ni}} = 1/1$ при $x_{\text{Ti}} = 0-0,08$; система Fe–Ni–Zr – для перерізу $x_{\text{Fe}}/x_{\text{Ni}} = 1$ при $x_{\text{Zr}} = 0-0,45$; система Fe–Ni–Hf – для перерізу $x_{\text{Fe}}/x_{\text{Ni}} = 3$ при $x_{\text{Hf}} = 0-0,18$, для перерізу $x_{\text{Fe}}/x_{\text{Ni}} = 1$ при $x_{\text{Hf}} = 0-0,45$ та для перерізу $x_{\text{Fe}}/x_{\text{Ni}} = 1/3$ при $x_{\text{Hf}} = 0-0,46$. В досліджених концентраційних інтервалах парціальні ентальпії змішування металів демонструють від'ємні значення, концентраційні залежності яких були описані поліноміальними моделями:

$$\begin{aligned} x_{\text{Fe}}/x_{\text{Ni}} = 1/1, \Delta_m \bar{H}_{\text{Ti}} &= (1-x_{\text{Ti}})^2(-105), \text{ кДж/моль}; \\ x_{\text{Fe}}/x_{\text{Ni}} = 1/1, \Delta_m \bar{H}_{\text{Zr}} &= (1-x_{\text{Zr}})^2(-138,7+76,3x_{\text{Zr}}), \text{ кДж/моль}; \\ x_{\text{Fe}}/x_{\text{Ni}} = 3/1, \Delta_m \bar{H}_{\text{Hf}} &= (1-x_{\text{Hf}})^2(-105), \text{ кДж/моль}; \\ x_{\text{Fe}}/x_{\text{Ni}} = 1/1, \Delta_m \bar{H}_{\text{Hf}} &= (1-x_{\text{Hf}})^2(-154,6-46,0x_{\text{Hf}} + 470,2x_{\text{Hf}}^2), \text{ кДж/моль}; \\ x_{\text{Fe}}/x_{\text{Ni}} = 1/3, \Delta_m \bar{H}_{\text{Hf}} &= (1-x_{\text{Hf}})^2(-202,9-34,0x_{\text{Hf}} + 59,5x_{\text{Hf}}^2), \text{ кДж/моль}. \end{aligned}$$

Ці залежності були використані для розрахунку інтегральної ентальпії змішування $\Delta_m H$ трикомпонентних розплавів уздовж досліджених перерізів, значення якої показані на рис. 1 символами з довірчими інтервалами. Простими символами на рисунку показані результати досліджень інших авторів. Як видно з рис. 1, для кожної з систем функція $\Delta_m H$ демонструє від'ємні значення, які вказують на термодинамічну стабілізацію рідкої фази при їх утворенні з компонентів і свідчать про їх інтенсивну взаємодію. Одержані значення функції $\Delta_m H$, разом з наявними в літературі даними для систем Fe–Ni–Ti і Fe–Ni–Zr, а також з урахуванням літературних даних про ентальпії утворення розплавів обмежуючих двокомпонентних систем, були узагальнені в рамках рівняння Редліха-Кістера-Муджіану (РКМ). В результаті оптимізації параметрів потрійної взаємодії для концентраційної залежності інтегральної ентальпії змішування розплавів при 1873 К були отримані наступні вирази:

$$\begin{aligned} \text{система Fe–Ni–Ti, } \Delta_m H &= x_{\text{Fe}}x_{\text{Ni}}(-16,911 + 10,108(x_{\text{Fe}} - x_{\text{Ni}})) + x_{\text{Fe}}x_{\text{Ti}}(-83,07 + \\ &+ 14,65(x_{\text{Fe}} - x_{\text{Ti}})) + x_{\text{Ni}}x_{\text{Ti}}(-153,707 - 81,825(x_{\text{Ni}} - x_{\text{Ti}}) + 40,0(x_{\text{Ni}} - x_{\text{Ti}})^3) + \\ &+ x_{\text{Fe}}x_{\text{Ni}}x_{\text{Ti}}(118,0x_{\text{Fe}} + 179,0x_{\text{Ni}} - 71,8x_{\text{Ti}}) \text{ кДж/моль}; \end{aligned} \quad (1)$$

$$\begin{aligned} \text{система Fe–Ni–Zr, } \Delta_m H &= x_{\text{Fe}}x_{\text{Ni}}(-16,911 + 10,108(x_{\text{Fe}} - x_{\text{Ni}})) + x_{\text{Fe}}x_{\text{Zr}}(-76,97 - \\ &- 10,09(x_{\text{Fe}} - x_{\text{Zr}})) + x_{\text{Ni}}x_{\text{Zr}}(-185,285 - 59,538(x_{\text{Ni}} - x_{\text{Zr}}) + \\ &+ 16,999(x_{\text{Ni}} - x_{\text{Zr}})^3 + 0,681(x_{\text{Ni}} - x_{\text{Zr}})^4) + \\ &+ x_{\text{Fe}}x_{\text{Ni}}x_{\text{Zr}}(-37,1x_{\text{Fe}} + 82,4x_{\text{Ni}} - 49,0x_{\text{Zr}}) \text{ кДж/моль}; \end{aligned} \quad (2)$$

$$\begin{aligned}
\text{система Fe-Ni-Hf, } \Delta_m H = & x_{\text{Fe}}x_{\text{Ni}}(-16,911 + 10,108(x_{\text{Fe}} - x_{\text{Ni}})) + \\
& + x_{\text{Fe}}x_{\text{Hf}}(-122,527 - 75,300 \cdot (x_{\text{Fe}} - x_{\text{Hf}}) + 29,690 \cdot (x_{\text{Fe}} - x_{\text{Hf}})^2 + \\
& + 67,351 \cdot (x_{\text{Fe}} - x_{\text{Hf}})^3) + x_{\text{Ni}}x_{\text{Hf}}(-188,151 + 104,530(x_{\text{Ni}} - x_{\text{Hf}}) + \\
& + 5,805(x_{\text{Ni}} - x_{\text{Hf}})^2 - 36,581(x_{\text{Ni}} - x_{\text{Hf}})^3) + \\
& + x_{\text{Fe}}x_{\text{Ni}}x_{\text{Hf}}(187,5x_{\text{Fe}} - 78,0x_{\text{Ni}} - 78,0x_{\text{Hf}}) \text{ кДж/моль.} \quad (3)
\end{aligned}$$

Результати розрахунків інтегральної ентальпії змішування розплавів уздовж досліджених перерізів відповідно до наведених вище рівнянь РКМ показані на рисунку лініями. Рисунок демонструє задовільну відповідність між експериментальними і розрахованими значеннями.

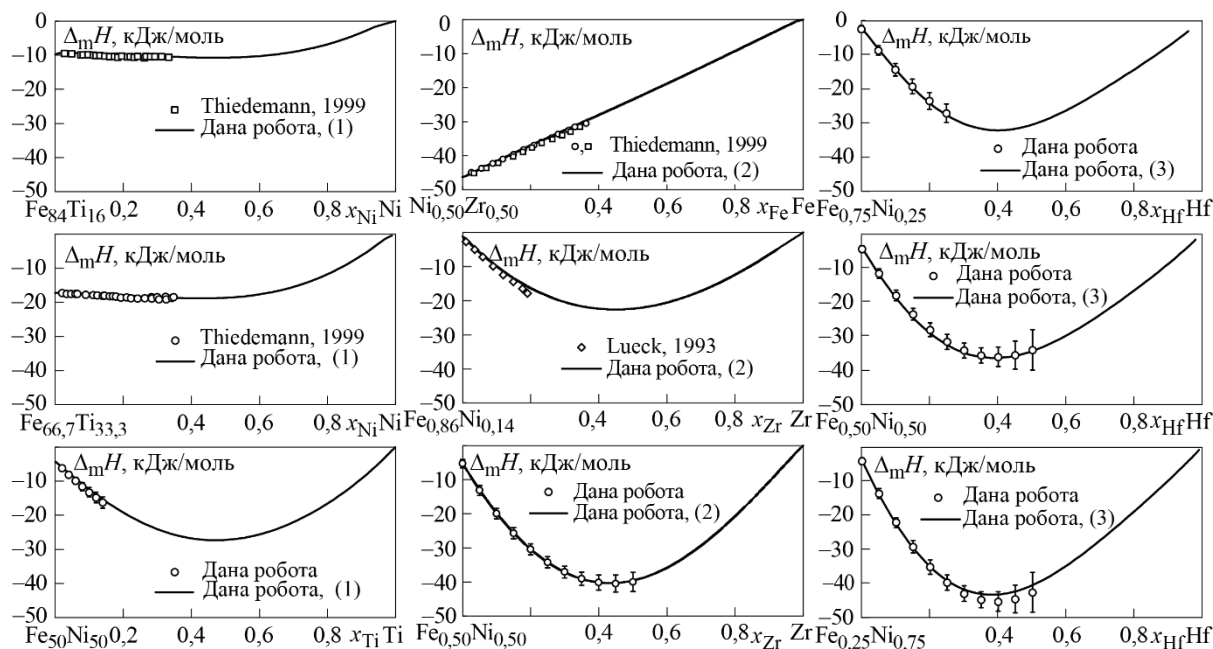


Рис. 1. Інтегральна ентальпія змішування $\Delta_m H$ в рідких сплавах систем Fe-Ni-(Ti, Zr, Hf) при 1873 К уздовж досліджених перерізів

У кожному з перетинів функція $\Delta_m H$ є від'ємною, проте її концентраційний хід різниться. Уздовж перерізів, які проходять від сплавів двокомпонентної системи Fe-Ni до IVB-металу (Ti, Zr, Hf), на кривих інтегральної ентальпії змішування спостерігаються мінімуми. Величини, яких досягає функція $\Delta_m H$ у мінімумі збільшуються за абсолютною величиною з ростом вмісту нікелю в перерізі. Зміна інтегральної ентальпії змішування уздовж перерізів FeTi-Ni, NiZr-Fe відбувається монотонно. Така концентраційна залежність даної властивості може бути пояснена характером донорно-акцепторної взаємодії компонентів розплавів, яка призводить до локалізації хімічного зв'язку в них та надає суттєвий ентальпійний внесок в термодинамічну стабільність рідких сплавів аморфоутворюючих систем.

ТЕРМОДИНАМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ АМОРФООУТВОРЮЮЧИХ РОЗПЛАВІВ Fe–Ni–(Ti, Zr, Hf)

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

Як повідомлялося в тезах попередньої доповіді, ентальпії змішування розплавів систем Fe–Ni–Ti, Fe–Ni–Zr і Fe–Ni–Hf були досліджені експериментально при 1873 К, і концентраційна залежність інтегральної ентальпії змішування була описана рівняннями Редліха – Кістера – Муджіану (РКМ).

Одержані рівняння були використані нами для розрахунку функції $\Delta_m H$ на всьому концентраційному трикутнику. На рис. 1 суцільними лініями показані розраховані ізолінії інтегральної ентальпії змішування розплавів. Як видно з рис. 1, функція $\Delta_m H$ розглянутих систем демонструє від'ємні значення. Представлена на рис. 1 інформація дозволяє говорити про домінуючу роль парних міжчастинкових взаємодій компонентів. В системі Fe–Ni–Ti такий визначальний вплив надають подвійні взаємодії залізо-титан і нікель-титан, в системі Fe–Ni–Zr – взаємодії залізо-цирконій і нікель-цирконій, в системі Fe–Ni–Hf – взаємодії залізо-гафній і нікель-гафній. Про це свідчать концентраційний хід ізоентальпійних ліній і знаходження мінімуму функції в одній з двокомпонентних систем.

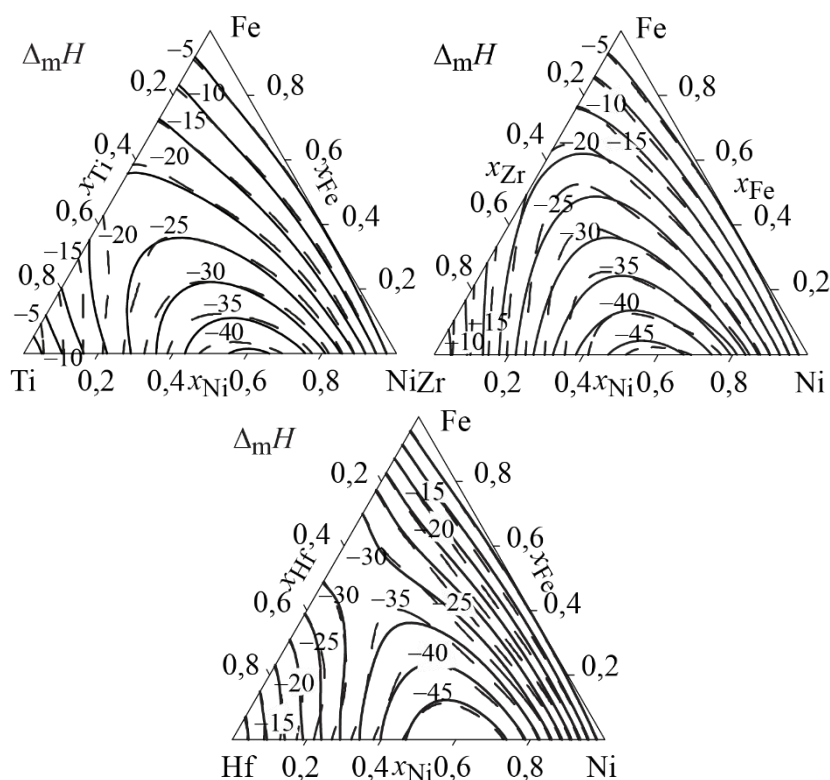


Рис. 1. Інтегральна ентальпія змішування $\Delta_m H$ (кДж/моль) трикомпонентних розплавів аморфоутворюючих систем Fe–Ni–(Ti, Zr, Hf) при 1873 К

Оскільки ентальпії змішування розплавів свідчать про сильну міжчастинкову взаємодію в розплавах, для опису їх термодинамічних властивостей нами була використана модель асоційованого розчину (МАР). Як результат перевірки різних гіпотез про склад асоціатів, які можуть утворюватися в розплавах трикомпонентних систем, подальші розрахунки в рамках МАР були проведені з урахуванням ентальпії і ентропії утворення подвійних асоціатів (Fe_2Ti , FeTi , Ni_3Ti , NiTi , Fe_2Zr , FeZr , Ni_3Zr , NiZr , Fe_2Hf , FeHf , Ni_3Hf , NiHf) і відповідних параметрів потрійної взаємодії.

Ізолінії функції $\Delta_m H$, розраховані з використанням МАР показані на рис. 1 штриховими лініями і демонструють задовільний опис експериментальних даних. Тому встановлені параметри МАР були використані для розрахунку інших термодинамічних функцій змішування трикомпонентних рідких сплавів. На рис. 2 показані результати розрахунку надлишкової енергії Гіббса $\Delta_m G^{\text{ex}}$ та надлишкової ентропії змішування $\Delta_m S^{\text{ex}}$ при 1873 К. Від’ємні значення $\Delta_m G^{\text{ex}}$ свідчать про стабілізацію рідкої фази при її утворенні з чистих компонентів. Від’ємні значення $\Delta_m S^{\text{ex}}$ вказують на існування ближнього хімічного порядку в розплавах.

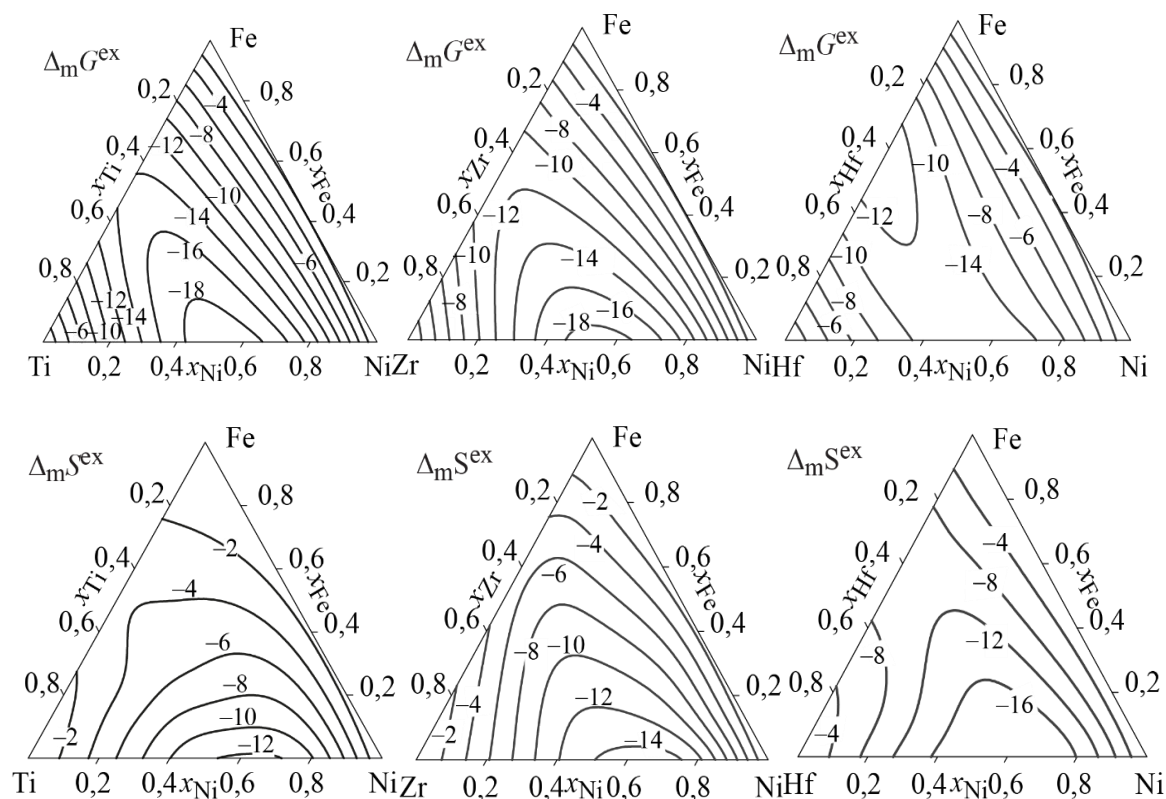


Рис. 2. Надлишкова енергія Гіббса змішування $\Delta_m G^{\text{ex}}$ (кДж/моль) та надлишкова ентропія змішування $\Delta_m S^{\text{ex}}$, Дж/(моль·К) трикомпонентних розплавів аморфоутворюючих систем Fe–Ni–(Ti, Zr, Hf), розрахована в рамках МАР при 1873 К

Для функцій $\Delta_m G^{ex}$ і $\Delta_m S^{ex}$ розплавів аморфоутворюючих систем характерні такі ж риси концентраційної залежності, які раніше були відмічені для функції $\Delta_m H$, а саме: від'ємні значення властиві сплавам на всьому концентраційному концентраційного трикутника; мінімальні значення $\Delta_m G^{ex}$ і $\Delta_m S^{ex}$ спостерігаються в одній з граничних двокомпонентних систем.

Розрахунки показали, що при охолодженні і переохолодженні розплавів даних систем аж до температури їх аморфізації домінуючою тенденцією є зростання їх термодинамічної стабільності, про що свідчить збільшення абсолютної величини від'ємних значень ентальпії і надлишкових ентропії та енергії Гіббса змішування. Така тенденція призводить до підвищення термодинамічної стабільності розплавів в ході охолодження і сприяє їх аморфізації загартуванням з рідини.

БЛИЖНІЙ ХІМІЧНИЙ ПОРЯДОК У РОЗПЛАВАХ Fe–Ni–(Ti, Zr, Hf) І ПРОГНОЗОВАНІ КОНЦЕНТРАЦІЙНІ ОБЛАСТІ ЇХНЬОЇ АМОРФІЗАЦІЇ

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

Термодинамічні властивості розплавів аморфоутворюючих систем Fe–Ni–(Ti, Zr, Hf) були змодельовані в рамках феноменологічної моделі асоційованого розчину (МАР), яка пов'язує від'ємні відхилення термодинамічних функції змішування розплавів від ідеальної поведінки з утворенням в них асоціатів, що складаються з різносортих атомів. Можливість утворення таких асоціатів, з фізичної точки зору, може бути пов'язана з донорно-акцепторною взаємодією компонентів розплавів. В наших роботах [1,2] було показано, що такі уявлення можуть бути корисними не тільки для моделювання термодинамічних властивостей рідких сплавів, але й для аналізу ступеню ближнього хімічного порядку (chemical short-range order) в них. При цьому, в якості величини, що характеризує кількість частинок, які беруть участь у формуванні ближнього хімічного порядку, може бути використана сумарна мольна частка асоціатів Σx_{assoc} , розрахована в рамках формалізму МАР.

Склад асоційованого розчину розплавів систем Fe–Ni–(Ti, Zr, Hf) був розрахований нами в температурному інтервалі існування рівноважних і переохолоджених розплавів. З рис. 1, на якому представлені результати розрахунку Σx_{assoc} при 800 і 1873 К, видно, що в розглянутому температурному інтервалі в широких концентраційних областях Σx_{assoc} досягає значень, які суттєво відрізняються від нуля. Це свідчить про сильну міжчастинкову взаємодію компонентів розплавів, яка призводить до їх упорядкування і формування ближнього хімічного порядку, наслідком чого є сильні від'ємні відхилення термодинамічних властивостей розплавів від ідеальності. При зниженні температури сумарний вміст асоціатів стає більшим, сумарна мольна частка асоціатів в розплавах може досягати значень $\Sigma x_{\text{assoc}} = 0,9$, а, отже, збільшується ступінь ближнього хімічного порядку.

Особливий інтерес на рис. 1 представляють ізоконцентрати сумарного вмісту асоціатів $\Sigma x_{\text{assoc}} = 0,3$ при температурі 800 К, яка була прийнята нами в якості орієнтовного значення температури аморфізації розплавів цих трикомпонентних систем. Згідно з сформульованим нами раніше емпіричним правилом, для кожної з систем ізоконцентрати $\Sigma x_{\text{assoc}} = 0,3$ обмежують концентраційний інтервал аморфізації загартуванням з рідини.

На рис. 2 положення ізоконцентрат $\Sigma x_{\text{assoc}} = 0,3$ на концентраційних трикутниках порівнювано із експериментальною інформацією про склади аморфних сплавів в системах Fe–Ni–Ti, Fe–Ni–Zr та Fe–Ni–Hf (позначені порожніми символами) і обмежуючих двокомпонентних системах (показані залитими символами).

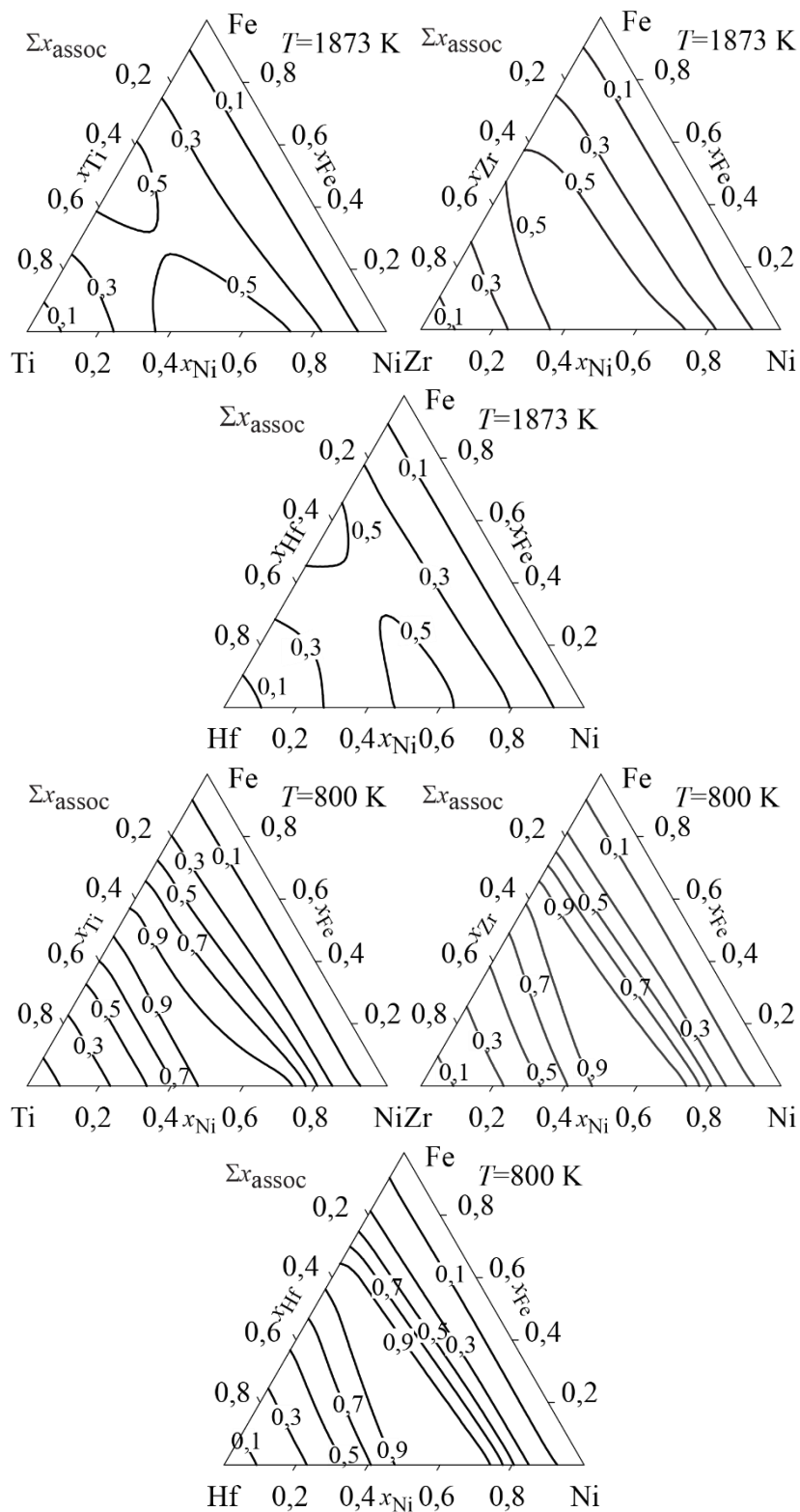


Рис.1. Сумарна мольна частка асоціатів Σx_{assoc} у розплавах Fe–Ni–Ti, Fe–Ni–Zr і Fe–Ni–Hf, розрахована в рамках MAP при 800 та 1873 К

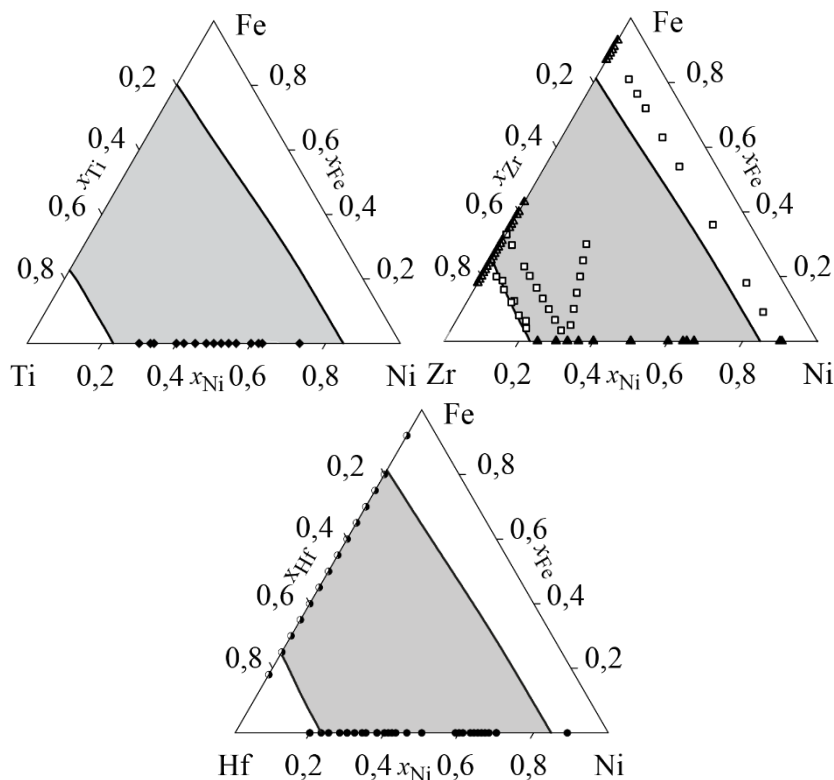


Рис.2. Прогнозовані концентраційні області аморфізації розплавів і літературні дані про склади аморфних сплавів (різні символи) систем Fe–Ni–Ti, Fe–Ni–Zr і Fe–Ni–Hf

Згідно з емпіричним правилом прогнозовані області аморфізації розплавів становлять: $0,18 < x_{Ti} < 0,77$ для системи Fe–Ni–Ti, $0,17 < x_{Zr} < 0,76$ для системи Fe–Ni–Zr та $0,18 < x_{Hf} < 0,77$ для системи Fe–Ni–Hf. Вони «покривають» переважну більшість відомих складів дво- та трикомпонентних (для системи Fe–Ni–Zr) аморфних сплавів систем.

ЛІТЕРАТУРА

1. Turchanin M., Agraval P., Dreval L., Vodopyanova A. *Calorimetric Investigation of the Mixing Enthalpy of Liquid Hf-Ni-Ti Alloys and Thermodynamic Properties and Chemical Ordering in Quaternary Liquid Cu-Hf-Ni-Ti Alloys* // *J. Phase Equilib. Diffus.* – 2020. – Vol.41, No.4. – P.469–490.
2. Turchanin M., Agraval, P., Dreval, L., and Vodopyanova, A. *Thermodynamics and Chemical Ordering of Liquid Cu-Hf-Ni-Ti-Zr Alloys* // *J. Phase Equilib. Diffus.* – 2021. – P. 1–24. – DOI <https://doi.org/10.1007/s11669-021-00898-6>

ДІАГРАМА СТАНУ ДВОКОМПОНЕНТНОЇ СИСТЕМИ Co–Ti

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

Тимошенко О. А. (м. Київ, ІПМ НАН України)

Діаграма стану двокомпонентної аморфоутворюючої системи Co–Ti була розрахована в рамках CALPHAD-методу в ході опису експериментальних даних про термодинамічні властивості фаз і фазові рівноваги.

Термодинамічні властивості рідких сплавів системи Co–Ti були описані в рамках моделі асоційованого розчину (МАР), а твердих розчинів на основі компонентів (α Co), (β Co), (β Ti) і (α Ti) – з використанням поліномів Редліха-Кістера. Термодинамічні властивості інтерметалічних сполук з областю гомогенності були описані в рамках Compound Energy Formalism (CEF) з використанням відповідних підграткових формул: фаза Co_3Ti – $(\text{Co}, \text{Ti})_3:(\text{Co}, \text{Ti})_1$, фази C15 та C36 – $(\text{Co}, \text{Ti})_2:(\text{Co}, \text{Ti})_1$; фаза CoTi – $(\text{Co}, \text{Va}):(\text{Co}, \text{Ti})$, де Va – вакансія (в цих формулах головний елемент підгратки виділено підкресленням). Енергія Гіббса стехіометричної фази CoTi_2 була описана з використанням ентальпії і ентропії її утворення.

Розрахована діаграма стану системи показані на рис. 1, а. Координати рівноважних фазових перетворень представлені в табл. 1.

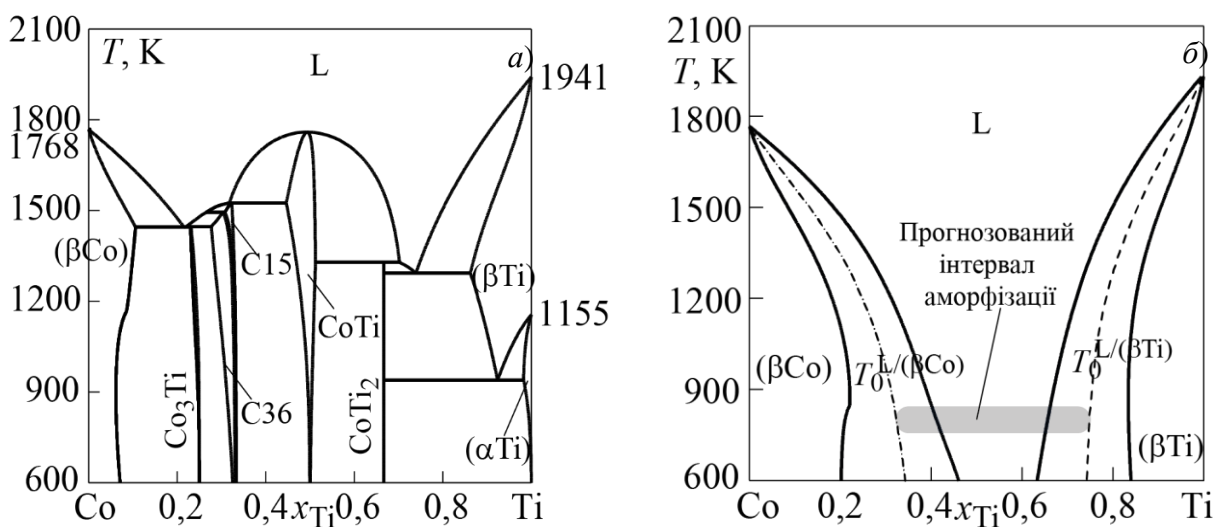


Рис. 1. Розраховані діаграма стану (а) і діаграма метастабільних фазових перетворень (б) системи Co–Ti

Максимальна розчинність титану в (β Co) становить 10,6% (ат.) при 1445 К. Температура перитектичної реакції $L \rightleftharpoons \text{C36} + \text{Co}_3\text{Ti}$ відповідно до результатів розрахунків складає 1446 К. Перетворення за участю фаз (β Co) і Co_3Ti , відповідно до результатів розрахунків, перебігає як евтектична реакція $L \rightleftharpoons (\beta\text{Co}) + \text{Co}_3\text{Ti}$ при 1445 К. Відповідно до розробленого нами термодинамічного опису, сполука C36 утворюється при 1494 К за перитектичною реакцією $L + \text{C15} \rightleftharpoons \text{C36}$. Ця фаза має протяжну область гомогенності

і містить від 68,2 і до 72,0 % (ат.) кобальту при 1373 К. Розрахована температура реакції $L + \text{CoTi} \rightleftharpoons \text{C15}$ становить 1525 К. Область гомогенності фази C15 змінюється в межах від 67,6% (ат.) кобальту при 1525 К до 69,2% (ат.) кобальту при 1494 К. Температура плавлення фази CoTi за результатами наших розрахунків складає 1759 К. Область гомогенності фази CoTi змінюється в межах від 48,7% (ат.) кобальту при 1329 К до 55,4% (ат.) кобальту при 1525 К. Розраховані температури реакцій $L + \text{CoTi} \rightleftharpoons \text{CoTi}_2$ та $L \rightleftharpoons (\beta\text{Ti}) + \text{CoTi}_2$ добре узгоджуються з експериментальними даними. Фаза (βTi) існує в інтервалі температур 939–2506 К. Максимальний вміст кобальту в ній становить 13,8% (ат.) при 1293 К. Максимальна розчинність кобальту в (αTi) фазі відповідно до результатів розрахунків становить 1,7% (ат.) при 939 К.

Таблиця 1 – Координати нонваріантних фазових рівноваг у системі Co–Ti

Нонваріантні рівноваги	T, K	$x_{\text{Co}}^{\phi_1}$	$x_{\text{Co}}^{\phi_2}$	$x_{\text{Co}}^{\phi_3}$
$L \rightleftharpoons (\beta\text{Co}) + \text{Co}_3\text{Ti}$	1445	0,785	0,894	0,770
$L \rightleftharpoons \text{C36} + \text{Co}_3\text{Ti}$	1446	0,780	0,723	0,768
$L + \text{C15} \rightleftharpoons \text{C36}$	1494	0,734	0,692	0,696
$L + \text{CoTi} \rightleftharpoons \text{C15}$	1525	0,682	0,554	0,676
$L \rightleftharpoons \text{CoTi}$	1759	0,506	0,506	–
$L + \text{CoTi} \rightleftharpoons \text{CoTi}_2$	1329	0,298	0,487	0,333
$L \rightleftharpoons (\beta\text{Ti}) + \text{CoTi}_2$	1293	0,261	0,138	0,333
$(\beta\text{Ti}) \rightleftharpoons (\alpha\text{Ti}) + \text{CoTi}_2$	939	0,076	0,017	0,333

У цьому термодинамічному описі системи Co–Ti температурно-концентраційна залежність термодинамічних властивостей рідких сплавів описана в рамках MAP. Це надало можливість моделювати фазові перетворення за участю рідких сплавів при переохолодженні аж до температури аморфізації. Результати розрахунків границь фазових перетворень між твердими розчинами (βCo) і (βTi) на основі компонентів та розплавами системи, включаючи температурний інтервал їх переохолодження, представлений на рис. 1, б. З нього видно, що в широкому інтервалі складів переохолоджені розплави демонструють термодинамічну стабільність відносно граничних твердих розчинів. Прогнозований по відносному положенню ліній $T_0^{L/(\beta\text{Co})}$ та $T_0^{L/(\beta\text{Ti})}$ концентраційний інтервал аморфізації розплавів становить $x_{\text{Ti}} = 0,32\text{--}0,75$.

Отриманий нами термодинамічний опис системи Co–Ti добре узгоджуються з експериментальними даними про стабільні фазові рівноваги і термодинамічні властивості фаз, що дозволяє використати отримані моделі для розрахунку термодинамічних властивостей фаз і фазових рівноваг багатокомпонентних систем на основі Co та Ti.

Дана робота була виконана за підтримки Національного фонду досліджень України в рамках гранту 2020.02/0268.

РОЗРОБКА КІНЦЕВО-ЕЛЕМЕНТНОЇ МОДЕЛІ ФОРМОУТВОРЕННЯ НАПЛАВЛЕНОГО ЗНОСОСТІЙКОГО ШАРУ

Бережна О.В., Кассов В.Д., Малигіна С.В. (м. Краматорськ, ДДМА)

Для відновлення і зміцнення швидкозношуваних вузлів широке застосування знаходять електроконтактні способи нанесення покриттів. Однак технологічні можливості таких методів обробки обмежені низкою недоліків: наявністю тріщин, викришування навареного шару внаслідок низької міцності зчеплення покриття з основним металом при наварюванні на рекомендованих режимах, а також виникненням залишкових напружень в зоні приварювання покриття з поверхневим шаром виробу. Поверхневий шар металу покриття, нанесеного електроконтактним способом, найбільш навантажений і найменш захищений від шкідливих впливів, значно впливає на довговічність відновлених деталей. У зв'язку з цим доцільне проведення комплексних теоретичних досліджень із застосуванням математичного апарату та методів кінцево-елементного аналізу, що дозволить всебічно проаналізувати кінетику формування зносостійкого шару та дозволить розробити рекомендації щодо вдосконалення конкретних технологічних заходів.

Розроблено кінцево-елементну модель формоутворення покриття при відновленні циліндричних деталей, метою якого є спільне вирішення задачі електричного нагріву та пластичного деформування і приварювання електродної стрічки на поверхню деталі. Для моделювання електродної стрічки використано восьми-вузлові твердотільні редуковані елементи з тривимірним зміщенням, електричним потенціалом та температурою і з контролем руйнування Q3D8R. Дана модель, з метою спрощення та скорочення обсягів обчислень, враховуючи її симетричність відносно площини XY, являє собою половину задачі. До її складу входять: елемент, що деформується та моделює електродну стрічку, два абсолютно твердих недеформованих тіла, які моделюють відновлювану деталь і ролик-електрод. Крім того, з метою забезпечення притискання ролику-електроду з необхідним для проведення процесу електроконтактного наварювання зусиллям до моделі включено пружний елемент. Контактна взаємодія між роликом-електродом і електродною стрічкою описується законом тертя через коефіцієнт тертя. Власне моделювання процесу реалізується в декілька етапів: спочатку забезпечується притискання ролику-електроду до стрічки вздовж верхньої лінії передньої торцевої поверхні, що реалізується шляхом зсування верхньої точки закріплення пружного елемента на величину, здатну забезпечити необхідну силу притискання ролику-електроду; далі, після забезпечення дії сили притискання, приводяться до обертання деталь і ролик-електрод, а також ініціюється електричний нагрів електродної стрічки.

Згідно з одержаними даними процес нагріву електродного матеріалу ініціюється в зоні його контакту з поверхнею виробу. На цій же ділянці стрічки в термодформаційному осередку спостерігаються й максимальні температури протягом всього періоду нагріву. Такий нерівномірний розподіл просторово-часового температурного поля по товщині електродного

матеріалу свідчить про приварювання стрічки в зоні контакту з поверхнею деталі. Основна ж частина електродного матеріалу в термодформаційному осередку знаходиться у в'язко-пластичному стані. Порівняння результатів моделювання просторово-часових теплових полів при різній тривалості протікання імпульсу електричного струму свідчить про нівелювання градієнту температурних показників у термодформаційному осередку, як по довжині, так і по ширині стрічки зі збільшенням часу дії імпульсу струму.

З метою дослідження впливу тривалості імпульсу електричного струму на зміну картини напружено-деформованого стану електродної стрічки у термодформаційному осередку проведено моделювання протікання процесу при різних значеннях коефіцієнту асиметрії ($K_v=1,015$ та $K_v=1,0$). Встановлено, що максимальні еквівалентні напруження протягом всього часу протікання імпульсу зварювального струму в термодформаційному осередку мають місце в зоні контакту електродної стрічки з поверхнею деталі. Високі значення еквівалентних напружень у зоні приварювання, яка має найвищу температуру у термодформаційному осередку, викликані дією сил третя, обумовлених наявністю кінематичної асиметрії процесу електроконтактного наварювання.

Згідно з результатами представленого кінцево-елементного моделювання у зоні контакту електродної стрічки з поверхнею ролика-електроду деформаційні процеси практично не протікають, що пов'язане з низькими значеннями дотичних контактних напружень, характерними для цієї ділянки товщини стрічки, а також з порівняно низькою температурою матеріалу в цій зоні. З іншого боку еквівалентні деформації характеризуються максимальними значеннями в зоні контакту сталеві стрічки з поверхнею деталі. Така картина спостерігається при збільшенні тривалості імпульсу струму та добре узгоджується з даними розробленої кінцево-різнецевої математичної моделі процесу електроконтактного наварювання стрічками. Проведено аналіз впливу величини коефіцієнту кінематичної асиметрії на змінення дотичних контактних напружень в зоні контакту електродного матеріалу з поверхнею ролик-електроду та відновлюваної деталі. Встановлено, що збільшення коефіцієнту кінематичної асиметрії приводить до росту дотичних контактних напружень в зоні контакту електродного матеріалу з поверхнею відновлюваної деталі. Змінюється також і площа розповсюдження дотичних контактних напружень: у зоні контакту електродної стрічки з поверхнею деталі вони займають значно більшу площу, ніж у зоні контакту стрічки з ролик-електродом. Проведено експериментальні дослідження міцності зчеплення поверхні деталей з покриттям, нанесеним при різних значеннях коефіцієнту кінематичної асиметрії. Результати експериментів свідчать про підвищення міцності зчеплення нанесеного шару при збільшенні коефіцієнта кінематичної асиметрії. Таким чином, на основі методів кінцево-елементного моделювання з використанням спеціальних програмних засобів встановлено вплив коефіцієнту кінематичної асиметрії на енергосилові характеристики формоутворення привареного шару, проаналізовано розподіл теплових полів залежно від параметрів режиму процесу електроконтактного наварювання, що дозволило розробити практичні рекомендації щодо проведення електроконтактного наварювання.

ПЕРЕРАБОТКА СТРУЖКИ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ ТИГЕЛЬНОЙ ПЛАВКИ

Биктагтров Ф.К., Веретильник А.В., Шаповалов В.А., Гнатушенко А.В.,
Игнатов А.П. (г. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона АН Украины)

Среди различного вида металлических отходов наибольшую сложность для переработки представляет стружка. Небольшая толщина стружки при плавке в широко распространенных дуговых и индукционных печах является причиной повышенного угара металла. С целью уменьшения безвозвратных потерь и улучшения в подобных печах условий плавки стружку брикетируют. Из многих видов стружки при холодном брикетировании без применения мощного и дорогостоящего прессового оборудования сложно получать качественные брикеты. В то же время благодаря сравнительно небольшим размерам частички стружки быстро нагреваются и плавятся в толще перегретого шлака. Поэтому электрошлаковая плавка может быть эффективной для переработки подобных металлических отходов. Анализ различных процессов электрошлаковой плавки показывает, что наиболее подходящим из них для переработки стружки является способ электрошлаковой тигельной плавки (ЭШТП).

Особую привлекательность для переработки представляет стружка высоколегированных сталей и сплавов, содержащих в своем составе ценные легирующие элементы. В частности стружка нержавеющей стали типа X18H10, имеющей высокие антикоррозионные свойства и получившей широкое применение в различных отраслях промышленности.

В отличие, например, от инструментальных сталей, при электрошлаковой переработке стружки нержавеющей стали ввиду низкого содержания в ней углерода для осуществления электрошлакового процесса исключается использование графитированных электродов. Поэтому была использована технология совместной плавки расходуемого электрода из той же нержавеющей стали и стружки.

Исследования и эксперименты осуществлялись с использованием электрошлаковой установки, оснащенной футерованным огнеупорным кирпичом тиглем емкостью 120 кг жидкого металла. Расходуемый электрод изготавливали сваркой кускового лома. После наведения шлаковой ванны из шлака АН-295 в тигель периодически подавалась стружка. Количество стружки составляло около 50 % от общей массы плавки. После завершения плавки накопленный в тигле жидкий металл сливался в изложницу или другую емкость для получения заготовки требуемой формы.

В таблице приведены основные технико-экономические показатели переработки стружки нержавеющей стали в электрошлаковой тигельной печи. В условиях проводившихся экспериментов удельный расход электроэнергии (q) составлял от 0,52 до 0,58 кВт·ч/кг, а производительность переплава (P) от 145 до 155,5 кг/ч.

Таблица 1 – Показатели ЭШТП стружки нержавеющей стали

Номер плавков	Масса металл, кг		q, кВт·ч/кг	P, кг/ч
	Электрод	Стружка		
1	62,3	59,4	0,54	149,6
2	58,6	60,1	0,56	152,1
3	61,0	62,2	0,52	155,5
4	57,5	55,8	0,58	141,0
5	59,6	60,2	0,55	145,4
6	60,3	59,3	0,53	145,0

При переработке стружки рассматриваемым методом происходит характерное для электрошлаковой плавки рафинирование металла шлаком от неметаллических примесей, газов и серы. Содержание последней в выплавленном металле составляло 0,004...0,005 %. При этом потери на угар не превышают 1-2 % благодаря плавке стружки в слое шлака без контакта с атмосферой.

При ЭШТП имеется возможность осуществления различных металлургических операций с целью улучшения качества металла и компенсации потерь при плавке высокоактивных элементов. Применительно к плавке титаносодержащей нержавеющей стали были разработаны технологические мероприятия по обеспечению в конечном металле содержания титана на уровне 0,5-0,7 %.

По химическому составу и механическим свойствам металл, выплавленный при электрошлаковой тигельной плавке стружки нержавеющей стали, полностью отвечал требованиям технических условий на подобный материал. Для предприятий, специализирующихся на изготовлении изделий из нержавеющей стали, технология ЭШТП представляется экономически целесообразной для переработки на месте образующейся стружки и возврата полученного металла в основное производство.

ВИСОКОМІЦНИЙ ЧАВУН ДЛЯ ЛИТИХ ВИРОБІВ СКЛАДНОЇ КОНФІГУРАЦІЇ З РІЗНОЮ ТОВЩИНОЮ СТІНОК

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

Регламентовані стандартні марки високоміцних чавунів в багатьох випадках не задовольняють постійно зростаючі вимоги до матеріалів для створення сучасної техніки. В Україні чавуноливарні підприємства широко використовують такі марки високоміцного чавуну як ВЧ450-5, ВЧ500-7, ВЧ500-2, значно рідше ВЧ600-3 (ДСТУ3925-99) і переважно отримують метал мінімальної міцності і пластичності. При цьому отримувані з них виливки з товщиною стінок менше 10 мм мають, в основному, перлітно-феритну металеву основу і характеризуються високою вірогідністю утворення цементиту (відбілу), а метал має широкий інтервал твердості (від 153 до 245 НВ), що сукупно негативно впливає на оброблюваність різанням. Останніми роками за кордоном активно проводяться науково-дослідні роботи зі створення нових різновидів високоміцного чавуну і технологій отримання з них литих виробів підвищеної якості [1, 2]. Сьогодні світові лідери у сфері технологій високоміцного чавуну (швейцарська фірма «Georg Fischer», англійська фірма «Meehanite» та ін.) працюють над створенням нових високоміцних чавунів з комбінацією передбаченого стандартами тимчасового опору під час розтягування σ_B із значно підвищеним відносним видовженням δ (ВЧ500-14; ВЧ600-10; тощо).

З метою підвищення механічних властивостей високоміцного чавуну у тонкостінних литих виробах, покращення їх оброблюваності різанням, зменшення схильності до утворення відбілу і загальної усадки були проведені дослідження сумісного впливу легування розплаву 3,3-3,9 % кремнію і мікролегування його ванадієм, титаном і азотом. Для цього в якості шихти використовували чушковий переробний чавун ПВК-3, відходи електротехнічної сталі (для підвищення вмісту азоту в розплаві) і відповідні феросплави. Чавун виплавляли в індукційній печі ІСТ-016. Сфероїдизувальне модифікування проводили феросиліцій-магнієвою лігатурою ФСМг7. В табл. 1 наведено склад отриманих високоміцних чавунів.

Таблиця 1 – Хімічний склад дослідних високоміцних чавунів

Номер чавуну	Масова частка елемента, % (решта – Fe)									
	C	Si	Mn	Mg	Cr	V	Ti	N	S	P
1	3,01	3,34	0,16	0,039	0,08	0,07	0,024	0,0024	0,012	0,035
2	3,42	3,88	0,38	0,053	0,21	0,22	0,061	0,0053	0,010	0,048

Для дослідження схильності високоміцного чавуну до утворення цементиту в сирій піщано-глиняній формі відливали ступеневу пробу з розміром кожної ступені 60×60 мм товщиною 1,5; 2,5; 5,0 та 10 мм. Кількість цементиту в структурі високоміцного чавуну визначали металографічним

аналізом центральної частини кожної ступені. Для визначення тимчасового опору під час розтягування σ_B , умовної границі плинності $\sigma_{0,2}$ та відносного видовження δ відливали стандартні клиновидні проби з товщиною основи 25 мм, з нижньої частини яких отримували циліндричні розривні зразки діаметром 5 мм та зразки для металографічного аналізу. Для визначення об'ємної усадки відливали стандартну конічну пробу. В табл. 2 наведено дані визначення об'ємної усадки, результати металографічного аналізу та механічних випробувань.

Таблиця 2 – Результати досліджень

Номер чавуну	Об'ємна усадка, %	Кількість цементиту, %, у ступені, товщиною, мм				Механічні властивості				Відносна механічна оброблюваність
		1,5	2,5	5,0	10,0	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	НВ	
1	7,95	2	0	0	0	562 ±13	462 ±11	18,7 ±1,1	171-184	1,42
2	8,1	5	0	0	0	623 ±11	497 ±14	15,4 ±1,2	203-221	1,57

За рахунок отримання однорідної феритної металевої основи з кількістю фериту більше 95 % запропоновані високоміцні чавуни характеризуються низькою схильністю до утворення цементиту і мають підвищені значення механічних властивостей в литому стані: перший склад чавуну має тимчасовий опір під час розтягування $\sigma_B \geq 549$ МПа, умовну границю плинності $\sigma_{0,2} \geq 450$ МПа, відносне видовження $\delta \geq 17,5$ % (причому показники останніх двох параметрів істотно вищі, ніж у ВЧ500-7) при твердості 171-184 НВ; другий склад чавуну – $\sigma_B \geq 610$ МПа, $\sigma_{0,2} \geq 480$ МПа, $\delta \geq 14$ %, 203-221 НВ, мінімальна пластичність якого мінімум в 4 рази більша, ніж у ВЧ600-3. Інтервали коливання твердості цих чавунів значно менші, що впливає на підвищення стійкості різального інструменту при механічному обробленні в 1,4 або 1,6 рази, порівняно з ВЧ500-7 або ВЧ600-3, відповідно.

Таким чином, легування кремнієм в кількості 3,3-3,9 % і мікролегування ванадієм, титаном і азотом сприяє кристалізації високоміцного чавуну без утворення відбілу, ефективно підвищує ступінь графітизації, феритизації структури і показники механічних властивостей. Такий ВЧ з підвищеним комплексом механічних властивостей має бути використаний в машинобудівній, оборонній та інших галузях промисловості України для виготовлення литих виробів складної конфігурації з різною товщиною стінок.

ЛІТЕРАТУРА

1. Philipp Weiß, Anze Tekavcic, Andreas Bührig-Polaczek. *Mechanistic approach to new design concepts for high silicon ductile iron // Materials Science and Engineering: A. – 2018, Vol. 713, pp. 67-74.*
2. Stelian Stan, Iulian Riposan, Mihai Chisamera, and Iuliana Stan. *Solidification Characteristics of Silicon-Alloyed Ductile Cast Irons // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2019, Vol. 28, Issue 1, pp 278-286.*

ВПЛИВ СКЛАДУ МАГНІЄВИХ ЛІГАТУР НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ Й МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

Бубликов В. Б., Берчук Д. М., Ясинський О. О., Овсянников В. О.
(м. Київ, ФТІМС НАН України)

У виробництві високоміцного чавуну головну роль відіграє модифікування, яке змінює хімічний склад, структуру, фізико-хімічні властивості чавуну та створює умови для формування в структурі кулястого графіту. Найбільш ефективними, екологічними та економічними вважаються пізні методи модифікування, за яких зменшується до мінімуму час від модифікування до кристалізації розплаву.

Проведено дослідження впливу магнієвих лігатур FeSiMg та FeSiMgCa на структуру і механічні властивості високоміцного чавуну при внутрішньоформовому модифікуванні. Ці модифікатори радикально різняться за характером міжфазної взаємодії, а стабільність сучасних процесів внутрішньоформового модифікування визначається кінетикою тепло- та масообмінних процесів між рідким чавуном і магнієвмісним модифікатором, які протікають в ливарній формі.

Максимально швидке розчинення лігатури FeSiMg, яке досягається на початку процесу внутрішньоформового модифікування, протікає переважно в рухомому рідко-твердому середовищі при гранично розвиненій реакційній поверхні. Після внутрішньоформового модифікування FeSiMg лігатурою середні масові частки Mg та Si в проведених дослідах становили 0,05 і 2,62 %, відповідно. Зі збільшенням товщини проб від 5 до 25 мм кількість включень кулястого графіту зменшується з 680 до 300 шт./мм², а кількість фериту збільшується з 65 до 95 %. Зі збільшенням товщини проби тимчасовий опір під час розтягування зменшується від 575 до 435 МПа, а відносне видовження збільшується від 11,5 до 17,5 %.

В процесі внутрішньоформового модифікування відносно рівномірна швидкість розчинення лігатури FeSiMgCa є характерною для міжфазної взаємодії в зоні розподілу розплаву та лігатури, де максимальна кількість магнію переходить в чавун в кінці заливки. Середні масові частки Mg та Si в проведених дослідах після внутрішньоформового модифікування FeSiMgCa лігатурою становили 0,05 і 2,43 %, відповідно. При збільшенні товщини проб кількість включень кулястого графіту зменшується з 870 до 420 шт./мм², а кількість фериту збільшується з 45 до 73 %. Зі збільшенням товщини проби тимчасовий опір під час розтягування зменшується від 720 до 640 МПа, а відносне видовження збільшується від 7 до 12 %.

Таким чином, найбільше значення тимчасового опору під час розтягування одержано при модифікуванні лігатурою FeSiMgCa, тоді як найбільше відносне видовження при модифікуванні FeSiMg лігатурою. Також процес модифікування у ливарній формі, на відміну від ковшового, менш чутливий до коливань технологічних параметрів і дозволяє на 30-50 % збільшити перехід магнію та кремнію з кремній-магнієвої лігатури у високоміцний чавун вилівка.

ВПЛИВ ВМІСТУ КРЕМНІЮ ТА МАРГАНЦЮ НА СТРУКТУРУ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

Бубликов В. Б., Ясинський О. О., Берчук Д. М., Ясинська О. О., Моїсеєва Н. П.
(м. Київ, ФТІМС НАН України)

Підвищення якості виливків і розробка нових високоефективних технологій, що забезпечують зниження собівартості продукції, є однією з найважливіших задач ливарного виробництва України. У сучасному машинобудуванні зростає потреба в виливках з високоміцного чавуну підвищеної якості, що зумовлює необхідність вдосконалення традиційних технологій, заснованих на методах ковшового модифікування розплаву. Прогресивним напрямом розвитку технологій високоміцного чавуну є підвищення ефективності модифікування шляхом застосування пізнього внутрішньоформового модифікування в протокових реакторах, розташованих в ливниковій системі. У порівнянні з ковшовим, модифікування у ливарних формах характеризується більш високою екологічністю, технологічністю і економічністю.

Зближення в часі процесів модифікування та кристалізації стимулює інокуляцію (збільшення числа центрів кристалізації), забезпечує більш високий рівень сфероїдизації графітних включень і ефективно запобігає утворенню вибілу в структурі тонкостінних виливків. При такому ході кристалізації у виливках формується дрібнокристалічна структура з підвищеною кількістю фериту в металевій основі, що забезпечує отримання оптимальних технологічних і механічних властивостей високоміцного чавуну в литому стані без проведення термічної обробки (графітизувального відпалу).

Плавки проводили в індукційній електропечі ємністю 10 кг. Хімічний склад шихтового чавуну (% мас.): 4,12 С; 0,95 Si; 0,35 Mn; до 0,1 Cr; до 0,1 Cu; 0,026 S; 0,055 P. Для отримання запланованого вмісту кремнію або марганцю у кінці плавки в індукційну піч вводили розрахункову кількість феросиліцію ФС75 або феромарганцю ФМн75.

Модифікування магнієвою лігатурою проводили в спеціальній формі з ливниково-модифікувальною системою, що складається з стояка, протокового реактора і шлаковловлювача, з'єднаних ливниковими каналами. Модифікований розплав через канал надходив у стояк нижче розташованої форми для отримання технологічної ступінчастої проби. Заливка проводилася при температурі чавуну 1440-1450 °С. Температуру рідкого чавуну перед випуском з печі і в ковші перед заливанням контролювали термопарою занурення. Модифікування здійснювалося в протоковому реакторі магнієвою лігатурою ФСМг7. Витрата лігатури становила 1,2 % від маси розплаву, що заливався. При дослідженні впливу кремнію на структуроутворення високоміцного чавуну вміст марганцю становив 0,35-0,40 %, при дослідженні впливу марганцю вміст кремнію в металі виливків становив 2,6-2,9 %.

Дослідження впливу вмісту кремнію в межах від 1,5 до 2,5 % на параметри структури зразків різної товщини показало, що при вмісті в високоміцному чавуні 1,5 % Si в структурі зразків товщиною 2,5 та 3,0 мм утворюється цементит в кількості 25-30 та 15 %, відповідно. Кристалізація більш товстих зразків проходить без утворення цементитної фази. При підвищенні вмісту кремнію до 2,0 % кількість цементиту в структурі зразків товщиною 2,0 мм зменшується до 15 %, 3 мм – до 5 %. При вмісті в високоміцному чавуні 2,5 % Si цементит був практично відсутній навіть в структурі найтоншого зразка товщиною 2,0 мм. У дослідах з вмістом 1,5 і 2,0 % Si в зразках із вибілом формується переважно перлітна металева основа.

Отримані результати свідчать, що створення умов для кристалізації без утворення цементитної фази також інтенсифікує феритизацію металевої основи при евтектоїдному перетворенні. В умовах проведеного дослідження при вмісті в високоміцному чавуні більше 2,5 % Si, в структурі зразків товщиною від 3,0 до 15,0 мм забезпечується отримання феритної металевої основи (більше 90 % фериту). Характерною для даних умов дослідження є також експериментально встановлена закономірність збільшення кількості включень кулястого графіту з підвищенням вмісту кремнію у високоміцному чавуні.

Дослідження впливу вмісту марганцю в межах 0,35-1,30 % на параметри структури зразків технологічної проби (в залежності від їх товщини) показало, що в умовах проведеного дослідження при вмісті марганцю 0,35-0,7 % структура всіх зразків була без цементиту. При вмісті марганцю 1,0 % кількість цементиту в середині зразка товщиною 2 мм становила 8 %, а по краю зразка досягала 20 %. При вмісті марганцю 1,3 % в структурі зразка товщиною 2 мм по всій площі шліфа від середини до краю кількість цементиту становить 20 %. У структурі більш товстих зразків цементиту не було. З підвищенням вмісту марганцю від 0,35 до 1,30 % мас. кількість включень кулястого графіту в структурі ступінчастої проби зменшується на ~30 %, а кількість перліту в металевій основі підвищується в 2,5-4 рази.

Таким чином, при високому для високоміцного чавуну вмісті марганцю (1,0-1,3 %) цементит утворюється тільки в тонких перерізах товщиною ~2 мм, що в умовах модифікування у ливарній формі відкриває можливість застосовувати шихтові матеріали з підвищеним вмістом марганцю для отримання дрібного литва без вибілу.

РЕМОНТ БАЗОВИХ ДЕТАЛЕЙ ВЕРСТАТІВ У ЛИТОМУ ВИКОНАННІ

Васильченко Я.В., Малигін М.О. (м. Краматорськ, ДДМА)

Зі зростанням розмірів базових деталей верстатів у литому виконанні підвищується імовірність утворення браку у відливках. Наприклад, поверхневі дефекти типу усадочних та газових раковин об'ємом до $(10-25) \cdot 10^{-6} \text{ м}^3$ можуть складати більше 60% дефектів сталевих лиття. Вони є концентраторами напружень, і можуть істотно знизити міцність литих деталей верстатів.

Для оцінювання технології заварювання малих дефектів сталевих лиття виготовляли зразки зі сталі 35Л з імітатором дефекту глибиною 40 мм та діаметром 40 мм. Вихідний стан зразків: нормалізація при температурі 870 °С, 3 години, повітря; відпуск при температурі 570 °С, 6 годин (до 300 °С із піччю). Механічні властивості: $\sigma_{0,2}=340 \text{ Н/мм}^2$; $\sigma_B=610 \text{ Н/мм}^2$; $\delta_5=20,6 \%$; КСУ=63; 65 Дж/см²; 170НВ. Заварювання вифрезерованого імітатору виконували електродами УОНИ-13/55. Посилення шва після заварювання знімали зішліфовуванням абразивом. Контроль макроструктури проводили на темплетях методом холодного травління.

При огляді поверхні темплетів після травління дефектів макроструктури не виявлено. Мікроструктура сталі 35Л достатньо однорідна. Складається із зерен фериту та перліту з величиною зерна переважно 7 номеру ДСТУ 8972:2019. Більшість зерен мають нерівноосну форму. В зоні термічного впливу присутні зерна перліту розміром від 3-4 номеру, по межах перлітних зерен має місце перлітна облямівка з елементами голчастої структури по типу «відманштетт». Далі ближче до основного металу структура набуває рівномірної дрібнозернистої будови Ф+П (10 номер зерна) із незначним ступенем голчастості. Ділянка наплавленого металу має характерну стовпчасту будову, що вказує на спрямованість кристалізації при переході у твердий стан. Феритна складова представлена вираженою голчастою будовою.

Після дослідження мікроструктури на поверхні макрошліфів було проведено замірювання твердості на приладі ПМТ-3 при навантаженні Р=50 г. Напрямок замірів: основний метал → наплавлений метал. Твердість зони термічного впливу ближче до основного металу 235-260 НВ, а поблизу межі сплавлення 191-235 НВ. Це приводить до зародження тріщин при випробуванні у місці переходу від шва до основного металу. Межа витривалості зразків з посиленням шва в середньому складає $\sigma_{-1}=54 \text{ МПа}$, а зі знятим посиленням шва $\sigma_{-1}=63 \text{ МПа}$.

Структурна неоднорідність та розкид даних за механічними показниками твердості – причина зародження та розвитку тріщин.

Одержані результати дозволили розробити технологію усунення дефектів сталевих лиття стосовно до базових деталей металообробних верстатів.

ОБЛАСТІ ІСНУВАННЯ ФАЗИ ТИПУ α -МАНГАНУ В СПЛАВІ $Fe_{52,5}Mo_{23,5}Cr_{18,7}C_{5,3}$

Веліканова Т.А. (м. Київ, ІПМ НАНУ),
Заславський О.М. (м. Київ, УкрНДІ «Ресурс» Держагентства резерву України),
Куліченко В.А. (м. Київ, КНУБ)

Діаграма стану системи Fe–Mo–Cr–C є фактографічною базою оптимізації відомих, а також розробки нових жароміцних високолегованих швидкоріжучих та штампових сталей, проте, систематичні дослідження її будови не відомі. Раніше нами було експериментально встановлено, що $\chi_{Fe,Mo,C}$ -фаза типу α -Mn ($I\bar{4}3m$, 58 ат./ел.ком.) є стабільною та приймає участь у таких рівновагах з іншими фазами системи: $\chi+\alpha+\eta+M_{23}C_6$, $\chi+\alpha+\pi+L$, $\chi+\gamma+\alpha+R$, $\chi+\eta+\gamma+\alpha$, $\chi+\alpha+\eta+R$, $\chi+\alpha+M_{23}C_6$, $\chi+\alpha$. Мета цієї роботи — виявлення областей фазових рівноваг за участю χ -фази, а також оцінка температурних інтервалів їх існування в сплаві $Fe_{52,5}Mo_{23,5}Cr_{18,7}C_{5,3}$ ат. %.

Таблиця 1– Фазовий склад сплаву $Fe_{52,5}Mo_{23,5}Cr_{18,7}C_{5,3}$ при різних температурах

Т, К	Характеристики сплаву					
	Стан	Фазовий склад, вміст фази, мас. %	Періоди кристалічної ґратки фаз, нм			
			χ	η	α	σ
293	Метастабільний	$79\chi_1 + 21\eta_1$	0,8975	1,1103	–	–
873		$78\chi_1 + 22\eta_1$	0,9031	1,1154	–	–
973		$78\chi_1 + 22\eta_1$	0,9044	1,1163	–	–
1073		$54\chi_{\text{пром}} + 37\eta_2 + 9\alpha$	0,9053	1,1175	0,2908	–
1173		$36\chi_{\text{пром}} + 50\eta_2 + 14\alpha$	0,9077	1,1207	0,2914	–
1273	Стабільний	$62\chi_2 + 36\eta_2 + 2\alpha$	0,9070	1,1219	0,2924	–
1373		$71\chi_2 + 29\eta_2$	0,9109	1,1245	–	–
1423		$76\chi_2 + 24\eta_3$	0,9124	1,1250	–	–
1473		$79\chi_2 + 21\eta_3$	0,9145	1,1249	–	–
1523		$88\chi_2 + 12\eta_3$	0,9159	1,1247	–	–
1543		$\sigma + L$	–	–	–	$a=0,9488$ $c=0,4784$
293		$64\chi_{\text{пром}} + 36\sigma$	0,8988	–	–	$a=0,8990$ $c=0,4680$

Лігатури $Fe_{83}C_{17}$, $Fe_{63}Mo_{37}$ та $Mo_{68}C_{32}$ ат. % та зливок сплаву одержували дуговим переплавом (проміжне 3-разове подрібнення з 5-разовим перегортанням під час кожної плавки). Вихідний зливок загартовано в рідкій галій після відпалу під солідусом (1473 К) протягом 2 годин. З використанням даних (табл.1) методу високотемпературної рентгенівської дифрактометрії (ВРД) (ДРОН-УМ1, УВД-2000, He-атм., $CuK\alpha$ -випром., графітовий

монохроматор на вторинному пучку, експозиція в точці 2 с, крок сканування 0,05 град) спільно простежено шлях фігуративної точки сплаву (ФТС), а також хід температурної залежності періоду кристалічної ґратки ідентифікованих в сплаві χ та η фаз (рис.1).

В інтервалі 293–973К сплав знаходиться в загартованому метастабільному стані (табл.1). При температурі 1070 К, яка є спільним рішенням рівнянь (1.3) та (1.4), сплав переходить в рівноважний стан та стає трифазним $\chi + \eta + \alpha$, при цьому χ_1 - та η_1 -фаза змінюють склад (точка Д на рис. 1, б та точка Б на рис.1, а). В інтервалі 1073–1273 К ФТС проходить через мінімум вмісту χ -фази та через максимум вмісту η та α -фаз, а також через максимум вмісту молібдену в χ -фазі ($\chi_{\text{пром}}$ в табл.1, точка В на рис.1, а) та через мінімум в α . В точці Г на рис.1, а склад χ -фази повертається до вихідного χ_1 , потому різко збагачується молібденом до χ_2 (пряма 1.2, рівняння (1.2)) і залишається таким до температури 1523 К включно, в той час як η -фаза зберігає склад η_2 (рівняння (1.4), пряма 1.4). В інтервалі 1273–1373 К ФТС перетинає діваріантну фазову межу $\chi + \eta + \alpha/\chi + \eta$ при температурі 1275 К (спільне рішення рівнянь (1.1) та (1.2)) зміни складу χ -фази. При 1395 К (спільне рішення рівнянь (1.4) та (1.5), точка Е, рис.1б) η_2 -фаза збіднюється молібденом до складу η_3 (рівняння (1.5), пряма 1.5). Перехід ФТС з двофазної області $\chi + \eta$ в область $\sigma + L$ проходить за одним із двох рівно імовірних варіантів: $\chi + \eta/\chi/\chi + \sigma/\sigma/\sigma + L$, або $\chi + \eta/\chi + \eta + \sigma/\chi + \sigma/\sigma/\sigma + L$, урахуваючи близькість складу $\chi_{\text{Fe,Mo,Cr,C}}$ -фази та складу сплаву. Склад χ -фази в точці А (охолодження від 1543 К) відповідає складу $\chi_{\text{пром}}$ при ~ 1170 К (пряма АВ, рис.1, а).

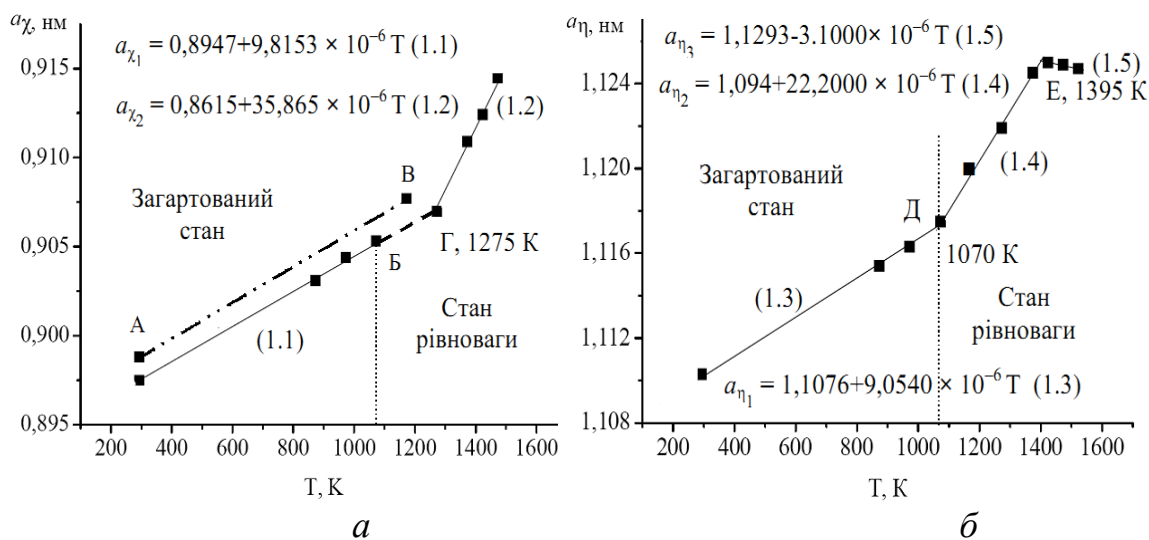


Рис. 1. Температурна залежність періоду кристалічної ґратки χ -фази (а) та η -фази (б) у сплаві $\text{Fe}_{52,5}\text{Mo}_{23,5}\text{Cr}_{18,7}\text{C}_{5,3}$

Таким чином, експериментально виявлено, що в системі Fe–Mo–Cr–C χ -фаза приймає участь у рівновагах: $\chi + \eta$ (1273–1523 К, тут і далі в сплаві $52,5\text{Fe}_{23,5}\text{Mo}_{18,7}\text{Cr}_{5,3}\text{C}$), $\chi + \sigma$ (1523–1543 К), $\chi + \eta + \alpha$ (1034–1273 К), а також фазові граничні поверхні $\chi + \eta + \alpha/\chi + \eta$ (1273–1373 К) та $\chi + \sigma/\sigma$ (1523–1543 К).

ФАЗОВІ РІВНОВАГИ ЗА УЧАСТЮ МАНГАНОПОДІБНИХ ФАЗ У СИСТЕМІ Fe–Mo–Cr–C

Веліканова Т.А. (м. Київ, ІПМ НАНУ),
Заславський О.М. (м. Київ, УкрНДІ «Ресурс» Держагентства резерву України),
Кіндрачук М.В. (м. Київ, НАУ)

Вирішення питання щодо термодинамічної стабільності чотирикомпонентних $\pi_{\text{Fe,Mo,Cr,C}}$ та $\chi_{\text{Fe,Mo,Cr,C}}$ Mn-подібних фаз, яке ще донедавна залишалося дискусійним, важливо для розуміння напрямку протікання фазових перетворень в процесі виготовлення ряду інструментальних сталей, насамперед, на етапі кристалізації. У наших попередніх [1] дослідженнях експериментально виявлено, що $\pi_{\text{Fe,Mo,Cr,C}}$ -карбоінтерметалід (табл.1) є стабільною проміжною фазою, яка кристалізується конгруентно з координатами сингулярної точки, близькими до (51,9Fe11,1Mo26,3Cr10,7C ат.%; 1520 ± 25 K), має помітну область гомогенності на солідусі та розкладається зі зниженням температури.

Таблиця 1 – Структурні характеристики фаз системи Fe–Mo–Cr–C, що знаходяться в рівновагах з $\pi_{\text{Fe,Mo,Cr,C}}$ та $\chi_{\text{Fe,Mo,Cr,C}}$ фазами при високих температурах

Фаза	Характеристики кристалічної структури				
	Формульна одиниця (ФО) / кількість атомів в ел. ком.	Число ФО	Просторова група	Прото-тип	Періоди ґратки, нм; номер сплаву з табл. 2
π	Fe _{5,8} Cr ₃ Mo _{1,2} C _{1,3} /20	Z=2	<i>P4₁32</i>	β -Mn	<i>a</i> = 0,6464; 1
χ	Fe ₁₈ Cr ₆ Mo ₅ /58	Z=2	<i>I43m</i>	α -Mn	<i>a</i> = 0,9153; 9
α	Fe _{1-x-y-z} Cr _x Mo _y C _z /2	Z=2	<i>Im3m</i>	W	<i>a</i> = 0,2945; 3
γ	Fe _{1-x-y-z} Cr _x Mo _y C _z /4	Z=4	<i>Fm3m</i>	Cu	<i>a</i> = 0,3723; 5
M ₂₃ C ₆	Fe ₅ Cr ₁₆ Mo ₂ C ₆ /116	Z=4	<i>Fm3m</i>	Cr ₂₃ C ₆	<i>a</i> = 1,0900; 4
σ	Fe(CrMo) /30	Z=15	<i>P4₂/mnm</i>	FeCr	<i>a</i> = 0,9488, <i>c</i> = 0,4784; 8
η	Fe ₃ (Cr,Mo) ₃ C /112	Z=16	<i>Fd3m</i>	Fe ₃ W ₃ C	<i>a</i> = 1,1204; 2
R	Fe ₅ Cr ₂ Mo ₃ /159	Z=16	<i>R3</i>	Co ₅ Cr ₂ Mo ₃	<i>a</i> = 1,1160, <i>c</i> = 1,9840; 6

Стабільні $\chi_{\text{Fe,Mo,Cr,C}}$ -тверді розчини кристалізуються з розплаву інконгруентно в присутності π - і α -фаз, а також M₂₃C₆-, або η -карбідів при T≈1500 K, існують до більш низьких температур у порівнянні з потрійним $\chi_{\text{Fe,Mo,Cr}}$ -інтерметалідом та мають широку температурно-концентраційну область гомогенності [2] (табл.1). Стабільну $\chi_{\text{Fe,Mo,Cr,C}}$ -фазу можна розглядати як тверді розчини втілення карбону на основі стабільного $\chi_{\text{Fe,Mo,Cr}}$ -інтерметаліду.

У цій роботі представлено фазові рівноваги за участю $\pi_{\text{Fe,Mo,Cr,C}}$ та $\chi_{\text{Fe,Mo,Cr,C}}$ фаз (табл.2), а також граничні фазові поверхні (табл.3), що були експериментально виявлені нами в сплавах системи Fe–Mo–Cr–C.

Таблиця 2 – Рівноваги за участю χ та π фаз, виявлені в системі Fe–Mo–Cr–C

Сплав		Характеристики областей фазових рівноваг		
№	Склад, ат. %	Рівноваги	Варіантність	Температура, К
1	Fe _{51,9} Mo _{11,1} Cr _{26,3} C _{10,7}	$\chi + \pi + \alpha + L$	моноваріантна	1523
2	Fe _{51,9} Mo _{11,1} Cr _{26,3} C _{10,7}	$\chi + \alpha + \eta + M_{23}C_6$	моноваріантна	1473
3	Fe _{51,9} Mo _{11,1} Cr _{26,3} C _{10,7}	$\chi + \pi + \alpha + M_{23}C_6$	моноваріантна	1473–1523
4	Fe _{55,3} Mo _{5,4} Cr _{35,4} C _{3,9}	$\chi + \alpha + \sigma + M_{23}C_6$	моноваріантна	1173
5	Fe _{64,9} Mo _{19,6} Cr _{14,5} C ₁	$\chi + \alpha + \eta + R$	моноваріантна	1473
6	Fe _{64,9} Mo _{19,6} Cr _{14,5} C ₁	$\chi + \gamma + \alpha + \eta$	моноваріантна	1373
7	Fe _{64,9} Mo _{19,6} Cr _{14,5} C ₁	$\chi + \gamma + \alpha + R$	моноваріантна	1073
		$\chi + \eta + \alpha$	діваріантна	1034–1273
8	Fe _{52,5} Mo _{23,5} Cr _{18,7} C _{5,3}	$\chi + \eta$	триваріантна	1275–1523
		$\chi + \sigma$	триваріантна	1523–1543
9	Fe _{55,5} Mo _{11,8} Cr _{28,2} C _{4,5}	$\chi + \alpha + M_{23}C_6$	діваріантна	973–1473
		$\chi + \alpha$	триваріантна	>1523

Таблиця 3 – Граничні поверхні, знайдені в системі Fe–Mo–Cr–C

Граничні поверхні	Температурний інтервал, К	Сплав
$M_{23}C_6 + \eta + \alpha / M_{23}C_6 + \eta + \alpha + \chi$	1273–1473	Fe _{51,9} Mo _{11,1} Cr _{26,3} C _{10,7}
$\chi + M_{23}C_6 + \alpha + \sigma / M_{23}C_6 + \alpha + \sigma$	1173–1273	Fe _{55,3} Mo _{5,4} Cr _{35,4} C _{3,9}
$\chi + \alpha + \gamma + R / \chi + \alpha + \gamma + R + \eta$	1073–1273	Fe _{64,9} Mo _{19,6} Cr _{14,5} C ₁
$\chi + \alpha + \gamma + \eta + R / \chi + \alpha + \gamma + \eta$	1073–1273	Fe _{64,9} Mo _{19,6} Cr _{14,5} C ₁
$\chi + \alpha + M_{23}C_6 / \chi + \alpha$	1473–1523	Fe _{55,5} Mo _{11,8} Cr _{28,2} C _{4,5}
$\chi + \alpha + \eta / \chi + \eta$	1273–1373	Fe _{52,5} Mo _{23,5} Cr _{18,7} C _{5,3}
$\chi + \sigma / \sigma$	1523–1543	Fe _{52,5} Mo _{23,5} Cr _{18,7} C _{5,3}

ЛІТЕРАТУРА

1. Velikanova T.A. Stable High-Temperature π -Phase in the Fe-Mo-Cr-C System: Crystalline Structure and Properties. Powder Metall Met Ceram (2017) 55:732. <https://doi.org/10.1007/s11106-017-9861-0>.
2. Velikanova, T.A., Karpets, M.V. & Kuprin, V.V. Stability of α -Mn structure in rapidly quenched Fe–Mo–Cr–C alloys at high temperatures Powder Metall Met Ceram (2013) 52:212. <https://doi.org/10.1007/s11106-013-9515-9>.

ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЛИВАРНИХ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ AL-NI-LA

Ворон М. М., Нарівський А. В.
(м. Київ, ФТІМС НАН України)

Жароміцні алюмінієві сплави на основі нікелевих та лантанових евтектик розглядаються як перспективні матеріали, які здатні задовольнити ряд вимог, які висуваються сучасною наукою і технікою. Для цих матеріалів характерним є підвищений рівень експлуатаційних властивостей [1-3]. Система Al-Ni-La є достатньо новою та дуже перспективною для створення жароміцних ливарних алюмінієвих сплавів. Дослідження, присвячені цій системі, є на сьогоднішній день малочисельними та мають певні неточності [4].

У ФТІМС НАН України проводилися дослідження, в ході котрих було одержано серію експериментальних сплавів системи Al-Ni-La з вмістом нікелю 2-6 % мас. та лантану 3-16,5 % мас. Деякі з цих сплавів було додатково леговано класичним твердорозчинним зміцнювачем алюмінію – магнієм, а також модифіковано титаном, цирконієм, хромом та ванадієм. Під час приготування, розплави потрібного хімічного складу спеціально перегрівали до 850 °С та витримували 5 хв. задля забезпечення повного розчинення всіх складових та одержання більш контрастної мікроструктурної картини. Такий підхід негативно вплинув на формування механічних властивостей, проте був виправданим через домінуючий інтерес до структурно-фазового стану. При цьому, тенденцію при аналізі твердості, міцності та пластичності вдалося зберегти.

Установлено, що на твердість досліджуваних сплавів найбільшою мірою впливає кількість евтектики. Нікель є майже нерозчинним, а лантан фактично нерозчинним в твердому алюмінії, тому дещо більший вплив на твердість серед цих двох компонентів при їх малих концентраціях має нікель. Твердість сплавів з 2-3 % мас. Ni та 3-16,5 % мас. La знаходилася в межах 32-41 НВ, а їх міцність в литому стані варіюється в межах 75-120 МПа, а пластичність на рівні 2-6%. Сплави з вмістом нікелю 3-5,5 % мас. та вмістом лантану 4-13 % мас. мали твердість 40-51 НВ, міцність та пластичність в межах 110-155 МПа та 2,5-6% відповідно.

Додаткове легування сплавів магнієм в кількості 0,6 та 1,2 % мас. призводило до підвищення твердості та міцності на 10-25 % та одночасного зниження пластичності вдвічі з 3-4 до 1,5-2 %. При цьому, в структурі евтектики зростають розміри волокнистих інтерметалідів лантану та нікелю приблизно вдвічі за рахунок наявності в евтектиці магнію.

При модифікуванні сплавів складу Al-(4,5-5,5)Ni-(11,5-12,5)La перехідними металами відмічається, що найбільш сильно підвищують твердість з 47 до 57 НВ титан та цирконій при одночасному додаванні. Окремо титан, ванадій та хром у кількості ~ 0,15–0,2 % мас. забезпечують підвищення твердості до 51-52 НВ. Найвищі показники міцності при цьому були

у сплавах, модифікованих ванадієм та хромом і складала 145 та 152 МПа відповідно. Інші зразки показали міцність в межах 105-135 МПа. Пластичність для всіх модифікованих зразків складала близько 2 %.

В структурі всіх модифікованих сплавів, крім модифікованого хромом, спостерігається наявність комплексних інтерметалідів систем Al-La-M (де М – це Ti, Zr, V) розмірами 5-15 мкм. Особливо негативним виглядає вплив ванадію та одночасного застосування титану та цирконію, що виражається в утворенні найбільш крупних та нерівномірно розподілених частинок. Хром же, в свою чергу, розчиняється в алюмінієвій матриці, зміцнюючи її, та починає входити до складу ділянок евтектики, які збагачені лантаном. В той же час, хром не чинить негативного впливу на розміри складових евтектики, що робить його ефективним модифікатором для даного типу сплавів.

ЛІТЕРАТУРА

1. Suwanpreecha C., Pandee P., Patakham U., Limmaneevichitr C. *New generation of eutectic Al-Ni casting alloys for elevated temperature services*, Mater. Sci. Eng. A. 2018. Vol. 709. P. 46-54.
2. Tiwary C.S., Kashyap S., Kim D.H., Chattopadhyay K. *Al based ultra-fine eutectic with high room temperature plasticity and elevated temperature strength*, Mater. Sci. Eng. A. 2015. Vol. 639. P. 359-369.
3. Hea Y. et al. *Microstructure evolution and mechanical properties of Al-La alloys with varying La contents*. Mater. Sci. Eng. A. 2017. Vol. 701. P. 134-142.
4. Akopyan T.K., Belov N.A., Naumova E.A., Letyagin N.V. *New in-situ Al matrix composites based on Al-Ni-La eutectic*. Materials Letters. 2019. Vol. 245. P. 110-113.

ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ ВИРОБНИЦТВА ПОРОШКОВИХ ЕЛЕКТРОДІВ

Грибков Е. П., Малигін С. О. (м. Краматорськ, ДДМА)

Питанню виробництва порошкових електродів присвячено низку досліджень. Проте теоретичні та технологічні аспекти виробництва порошкових електродів недостатньо досліджені та здебільшого стосувались питань підготовки шихтової композиції осердя. Існуючі способи виробництва порошкових електродів можна поділити на два основних етапи: підготовка шихтової суміші компонентів осердя і формування порошкового електроду в процесі протягування на стані. За способом протягування порошкових електродів вони поділяються здебільшого на два процеси: волочіння (для порошкових дротів) та прокатка (для порошкових стрічок). Хоча ці два процеси відрізняються один від одного, проте мають багато спільного. Протягування порошкового електроду на стані виконується шляхом профілювання металевої стрічки необхідної форми, засипання та дозування суміші компонентів у оболонку, забезпечення необхідного замкового з'єднання оболонки та ущільнення осердя. Волочіння забезпечує високу продуктивність процесу виробництва порошкових електродів, дозволяє виготовляти конструкції оболонки різної складності, у широких межах варіювати кількість переділів. Вказані переваги приводять до зниження собівартості виробництва таких порошкових електродів. Проте при волочінні не можна у складі шихти використовувати частки з розмірами більше діаметра волики або близькі до цього параметру, оскільки відбувається надмірне витягування металу оболонки та спостерігаються обриви. Обмежування розмірів часток знижує номенклатуру виробництва порошкових електродів. При волочінні не завжди можна досягти необхідного ущільнення осердя в оболонці. Особливо це характерне при вмісті у осерді часток твердих та більш великих розмірів, порівняно з частками інших компонентів. Виробництво порошкових електродів з профілюванням металевої стрічки шляхом прокатки крізь систему формуючих роликів та ущільнення осердя при спільному обтисканні з оболонкою у двовалковій клітці дозволяє усунути певні недоліки, притаманні процесу волочіння. При прокатці у складі осердя не обмежується розмір часток компонентів. Розмір часток визначається глибиною профілю металевої стрічки – оболонки порошкового електроду, причому ущільнення можливо забезпечити за один прохід, не викликаючи зміни товщини металу оболонки та його витягування. Виготовляти можна порошкові електроди більших розмірів порівняно з порошковими дротами, досягати більших коефіцієнтів заповнення, а, отже, одержувати електродні матеріали, що забезпечують високу продуктивність зварювальних процесів.

Таким чином необхідно коректно визначити кінетику ущільнення та напруження, які виникають при обробці порошкоподібних компонентів в оболонці, а також величину сили ущільнення. Це дозволить обирати та призначати раціональну технологію та оптимальний технологічний режим виробництва порошкових електродів.

ПЕРСПЕКТИВЫ МЕЛКОСЕРИЙНОГО 3D-ПРОИЗВОДСТВА МОДЕЛЕЙ

Дорошенко В. С., Калюжный П. Б.
(г. Киев, ФТИМС НАН Украины)

Настольная 3D-печать зародилась около 10 лет назад, эту идею развил чешский инженер Йозеф Пруша, создавший самую большую ферму 3D-печати пластиковых деталей с суммарным числом принтеров на его фабрике - до 1000 штук [1]. Рассмотрим возможности 3D-печати для мелкосерийного производства, в частности, полимерных моделей. Технология печати FDM/FFF чаще всего используется сегодня для мелкосерийного производства. Самым бюджетным и подходящим для печати простых моделей из таких пластиков, как PLA или PETG, является решение на базе несложных принтеров типа CrealityEnder-3, которые устанавливаются на стеллажи (рис. 1, слева).



Рис. 1. Фермы 3D-печати в Creality3D, а также в компании 2050.AT

Преимущества такого решения: возможность быстро его развернуть практически в любом подходящем месте, быстро увеличить количество принтеров для роста производительности фермы. Из минусов: невозможность печати инженерными пластиками, необходимость вручную снимать модели, а также невозможность удаленного мониторинга и контроля за печатью.

Следующим уровнем организации мелкосерийного производства является ферма принтеров, способных справляться с максимально разнообразными задачами, ферма на базе 3D-принтеров типа Raise3DPro2, которые оснащены двумя экструдерами, закрытой камерой и встроенной веб-камерой для удаленного мониторинга (рис. 1, справа). На таких принтерах можно легко менять «выпускаемые» модели. К минусам относят высокую стоимость оборудования и необходимость снимать готовые модели вручную.

Еще одним вариантом решения является ферма на базе принтеров с двумя независимыми экструдерами типа IDEX. На рис. 2 показана подобная ферма на базе принтеров Raise3DE2. Решение имеет дополнительное преимущество, повышающее производительность: каждый принтер может одновременно печатать две одинаковые модели вместо одной. Недостатки прежние: необходимость снимать модели вручную и высокая стоимость самих принтеров. Преимущества все те же — плюс увеличенная производительность. Создатели фабрик 3D-

печати для автоматизации снятия моделей используют «коботы» (коллаборативные роботы), которые программируются на снятие площадки вместе с напечатанной моделью и установку новой печатной платформы, после чего печать возобновляется. Это дорогое решение, которое оправдано в странах с высоким уровнем оплаты труда.



Рис. 2. Ферма 3D-печати в компании 3D.RU и с применением коботов [1]

В последнее время растет популярность фотополимерных 3D-принтеров, печатающих по технологии формирования модели из жидкого фотополимера с высокой производительностью. Она позволяет засвечивать весь слой сразу – таким образом, принтер затрачивает одно и то же время на печать одной или любого другого количества моделей, которые влезают в область построения. В этом году были представлены принтеры с большой областью печати и высокой детализацией, например, принтер PhrozenSonicMega 8K (рис.3) [1].

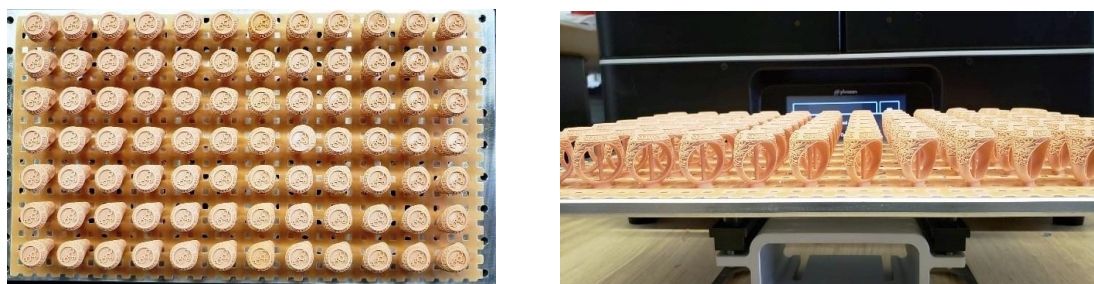


Рис. 3. Печать на принтере PhrozenSonicMega 8K в течение 3,5 часа

В данном случае даже один принтер является мини-фабрикой и способен решать серьезные производственные задачи. Важно отметить, что, в отличие от FDM/FFF-принтеров, все фотополимерные 3D-принтеры изначально универсальны – позволяют печатать на них любыми имеющимися на рынке смолами или даже теми, которые появятся в будущем.

3D-печать идеально справляется с мелкосерийным производством и все больше будет применяться в литейном производстве для изготовления моделей, в том числе, разовых для точного литья.

ЛИТЕРАТУРА

1. Александр Корнвейц. 3D-печать и будущее мелкосерийного производства. 02.09. 2021. URL: <https://www.if24.ru/3d-pechat-i-budushhee-melkoserijnogo-proizvodstva/>

ПРИКЛАДИ 3D-МЕТАЛОВИРОБІВ В АВТОПРОМИСЛОВОСТІ

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

Останніми роками досягнення 3D-друку (адитивного виробництва, АВ) все більше стали розповсюджуватись на деталі кінцевого використання [1]. Прогноз SmarTech Analysis показує, що до 2029 р. автомобільний 3D-друк принесе \$9 млрд доходу лише від виробництва кінцевих деталей порівняно з \$1,39 млрд у 2019 р. Порівняно з традиційним виробництвом АВ скорочує фазу проектування нового продукту, що є ключовим у будь-якій галузі. На цьому етапі 3D-друк заміняє дороге і тривале виробництво ЧПУ, дозволяючи дизайнерам швидше пройти ряд ітерацій, перш ніж прийняти рішення про кінцевий продукт. Це виглядає так: як тільки дизайнери визначили потреби користувача та генерували ідеї для їх задоволення, вони розробляють прототип. Наступний етап - випробування цього прототипу для поліпшення його конструкції. Метод 3D-друку дозволяє додатково оптимізувати процес проектування-випробування. Приклад від компанії Volkswagen AG (рис.1).



Рис. 1. Металеві 3D-друковані роз'єми для двигуна Audi W12 [1]

Прагнення до інноваційної продукції в конкурентному секторі, яким є автомобілебудування, стимулює збільшення продуктивності деталі, зокрема, шляхом зменшення її ваги (рис. 2, а) [1], як один із методів досягнення такої інноваційності при АВ. Можливість кастомізації (персоналізації за вимогами замовника) також викликає інтерес, особливо для виробників автомобілів класу люкс, а також для реконструкції ретро-автомобілів (рис. 2, б) [1].

Програмне забезпечення для промислового дизайну (CAD та CAM) нині значно вдосконалилося, включає генеративне проектування, оптимізацію топології та інструменти формування решіток, які зменшують загальну вагу деталей, зберігаючи або покращуючи їхню

функціональність. Оскільки АВ майже не обмежене з точки зору свободи дизайну, на відміну від традиційних методів, складність деталі практично не є проблемою, що дозволяє об'єднання кількох деталей в єдину металоконструкцію завдяки АВ та спрощення процесу складання тим більше, чим більша кількість деталей випущено АВ (рис. 3) [1].



Рис. 2. Легкі колеса автобуса Volkswagen 1962 і колектор Ford 1977



Рис. 3. Дизайнери General Motor об'єднали вісім різних компонентів кронштейна сидіння в єдину 3D-друковану деталь

На сьогодні компанія Ford надрукувала понад 500 000 деталей і заощадила мільярди доларів і мільйони годин роботи [1], в т. ч. інвестувавши у FDM, SLS та 3D-принтери друку піском для Центра в Детройті.

Інший приклад – у BMW Group за рік виготовили 300 000 деталей 3D-друком, один з керівників компанії це прокоментував: «Аддитивне виробництво вже є невід'ємною частиною нашої всесвітньої виробничої системи і є невід'ємною частиною нашої стратегії цифровизації. У майбутньому нові технології такого типу пришвидшать виробництво і дозволять нам ще більше виграти від потенціалу виробництва без інструментів» [1]. Також компанії можуть скористатися перевагами АМ

для скорочення ланцюгів поставок шляхом виробництва на місці та зменшення запасів деталей.

Матеріали для АВ можуть дозволити «вбудувати» більшу кількість властивостей у кінцеві продукти. А при відході автопромисловості від двигунів внутрішнього згоряння, 3D-друк стає все більш ефективним рішенням для прискорення розробки більш легких деталей для електромобілів. Дійсно, полегшення має вирішальне значення для електромобілів, оскільки воно безпосередньо впливає на час роботи акумулятора [1].

ЛІТЕРАТУРА

1. Carlota V. *The role of AM in the automotive industry*. 08.09.2021. URL: <https://www.3dnatives.com/en/the-role-of-am-in-the-automotive-industry/>.

МЕТОД АДИТИВНОГО ВИГОТОВЛЕННЯ СТАНДАРТНИХ ЗРАЗКІВ ПРИ РОЗРОБЦІ СКЛАДІВ ПІЩАНИХ СУМІШЕЙ ДЛЯ 3D-ФОРМОВКИ

Дорошенко В. С., Калюжний П. Б., Шалевський А. В.
(м. Київ, ФТІМС НАН України)

Аддитивним виробництвом (АВ, або синонім - 3D-друк) форм і стрижнів отримують піщану оснастку на автоматичних установках, в яких здебільшого почергово насипають шари сипкої суміші чи піску, на які друкарською головкою за спеціальною програмою вприскують зв'язувальний компонент способом «Binder Jetting». Це обладнання випускають такі компанії, як ExOne, Voxeljet та ін. Але виготовлені виливки за цими зарубіжними технологіями, сировиною та імпорнтним обладнанням є надто дорогими. Для зниження собівартості АВ необхідні способи відпрацювання вітчизняною науковою школою на стандартних зразках сумішей з місцевих матеріалів і порівняння їх з сумішами традиційної формовки, адже умови заливання форм металом практично незмінні в обох випадках. З метою застосування власних сумішей і матеріалів на імпорнтному обладнанні, чи створення свого обладнання для АВ на основі ряду сумішей за міцністю, газопроникністю тощо, випробуваними за діючими ДСТУ, виготовили лабораторну оснастку (рис. 1) для пошарової формовки піщаної суміші 1 (показано перші шари) циліндричного піщаного зразка (для випробування на стиск) з розмірами (мм) по ГОСТ 23409.7-78, висотою $50 \pm 0,8$ і $\varnothing 50 \pm 0,2$ у металевій гільзі 2 з внутрішнім $\varnothing 50 \pm 0,025$ мм, зовнішнім $\varnothing 58$ мм, висотою $50 \pm 0,05$ мм і масою 0,24 кг. Планували виготовити аналогічну оснастку для АВ зразка типу «вісімка» для випробування на розрив. Гільзу заповнили циліндричним плунжером 3, який виготовили з пінопласту (можливо, з дерева) таким, що він відповідає розміру циліндричного піщаного зразка.

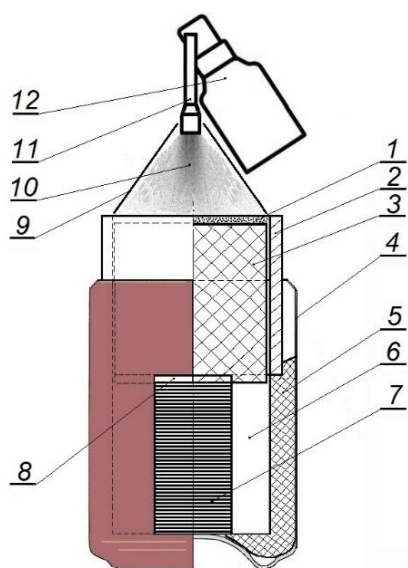


Рис. 1. Ескіз лабораторної оснастки з місцевим розрізом по осі

Для металевого корпусу 4, вибрали порожню алюмінієву банку, що виготовлена по ГОСТ Р 51756-2001 для харчових напоїв. Розміри банки (мм): висота 115,2; зовнішній \varnothing 66,3; товщина стінки по циліндру 0,11; номінальна місткість 0,33 л, вага ~13 г. В банці 4 зверху вирізали відповідний отвір для щільного розміщення гільзи 2 з плунжером 3, помістили в банці пінопластову опору 5 (як внутрішній стакан, приклеєний до внутрішньої стінки корпусу 4) так, що вона мала циліндричний отвір 6 (порожнину) висотою 50 мм для опускання плунжера 3, щоб в нижньому положення його верхній торець був підставкою для цілком виготовленого піщаного зразка. В корпусі 4 і опорі 5 по центру вирізали два (можливо і один) прямокутних отвори 8, в які помістили стопку (висотою 50 мм) полос 7 з листового матеріалу. Об цю стопку оперли плунжер 3, що заповнював порожнину гільзи 2 на початку формовки, потім методом витягування полос опускали вниз плунжер. Прямокутні полоси 7 товщиною 0,1 мм в першому варіанті нарізали з циліндричних частин алюмінієвих банок. За необхідності можна витягувати по одній, по дві чи більше полос, ступінчасто опускаючи плунжер. Для полегшення ковзання поверхонь, що труться їх натерли порошковим графітом.

АВ зразка виконували так. Попередньо дозували за обраним рецептом і окремо змішували в керамічних чашках сухі та рідкі компоненти суміші. Вибрали ложку-дозатор для засипання шару сипких матеріалів, з листового матеріалу виготовили конусний екран 9 з широким отвором \varnothing 50 мм для подавання аерозолі 10 крізь поворотну трубку 11 з баночки 12 для інгаляцій як перший лабораторний варіант. Придатні інші розрилювачі з регулюванням струменю. Порядок операцій полягав у тому, що після заповнення плунжером гільзи з опором його на стопку тонких полос, по чергово виймали з-під плунжера ці полоси, на товщину полоси опускали плунжер, насипали шар сипкого матеріалу суміші, вирівнювали його лінійкою по торцю гільзи, наносили порцію аерозолі крізь трубку 11 з екраном, що впритул підносили до торця гільзи. Ці операції повторювали доки плунжер не звільняв порожнину гільзи, а адитивно сформований зразок піщаної суміші не знаходився у гільзі з опорою на торець плунжера. Зразок діставали з гільзи і випробували його на міцність по ГОСТ 23409.7-78 (на-сиро чи після підсушки). Для сумішей, що досліджували і плануються до випробувань, ознаками придатності для цехового використання було таке, щоб вони мали «сиро» міцність - тужавіли (схоплювалися) при формуванні і не деформувалися при витрушуванні з гільзи, а також після сушки чи вистоювання мали підвищену міцність, достатню для виготовлення виливків. Кращими сумішами були такі, зразок з яких потребував мінімальної чи нульової обробки після АВ, були невисокої вартості і мали добрі показники.

Операцію вистоювання застосовували для недорогих сумішей з кристалогідратами. Нагрівання гіпсо-піщаної суміші до 40...46 °С прискорює її тужавлення, а твердіння цементно-піщаної - прискорюються при 80...100 °С. Тому для скорочення часу твердіння для більшості з відомих сумішей доцільно сипкий матеріал перед пошаровим нанесенням нагрівати вище 20 °С.

Для точного дозування зважували описану оснастку з частково виготовленим зразком суміші, або після кількох чи кожного з нанесень по черзі шарів сипкого і рідкого матеріалів цієї суміші при АВ піщаного зразка.

ОБЛАДНАННЯ ДІЛЬНИЦЬ ДЛЯ ВИРОБНИЦТВА РАЗОВИХ МОДЕЛЕЙ УСТАНОВКАМИ 3D-ОБРОБКИ ТА АДИТИВНОГО ВИГОТОВЛЕННЯ

Дорошенко В. С., Калюжний П. Б., Шалевський А. В.
(м. Київ, ФТІМС НАН України)

Для ливарних цехів з технологією лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), модельні виробничі дільниці найбільше відрізняються від таких для інших традиційних цехів з литтям у порожнисті піщані форми. Саме дільниці з виготовлення разових моделей з пінополістиролу (ППС) за їх специфікою і можливістю оптимізації потоку пінополімера, що перетворюється у прообрази виливків, і з огляду на тренд цифровізації мають значні можливості до автоматизації та скорочення терміну технологічної підготовки виробництва виливків. ЛГМ-процес за відсутності «постійних» моделей для протяжки в піщаних півформах та стрижнів разом з проектуванням та виготовленням модельно-стрижневої оснастки доповнюється можливістю безпаперового проектування і виробництва матеріальних об'єктів прямо з екрану комп'ютера чи цифрового файлу. Необхідність вказаної оснастки обмежує технологічність виливків, часто складні металоконструкції розбивають на частини за неможливістю виготовлення оснастки для цільного виробу, або відмовляються від їх лиття. Моделі з ППС мають більшу технологічну «гнучкість», їх можна збирати з деталей і виливати металоконструкцію складної (навіть каркасної) геометрії, яку не «подужують» традиційні способи лиття у порожнисті форми.

Ці обмеження ливарних технологій не властиві методу адитивного виробництва (АВ) форм і стрижнів без модельно-стрижневої оснастки, а найпростіше і дешевше для АВ сьогодні – це виготовлення полімерних моделей, в тому числі, що випалюються або газифікуються. Адитивні технології роблять процес топологічної оптимізації конструкцій найбільш ефективним, дозволяючи виробляти конструкції практично будь-якої геометричної форми. Це призводить до того, що все більше речей та процесів матеріального світу будуть з'являтися шляхом «виробництва-як-послуги».

На основі аналізу планувань ливарних комплексів [1, 2] нами внесено деякі пропозиції з осучаснення планування модельної дільниці для ЛГМ.

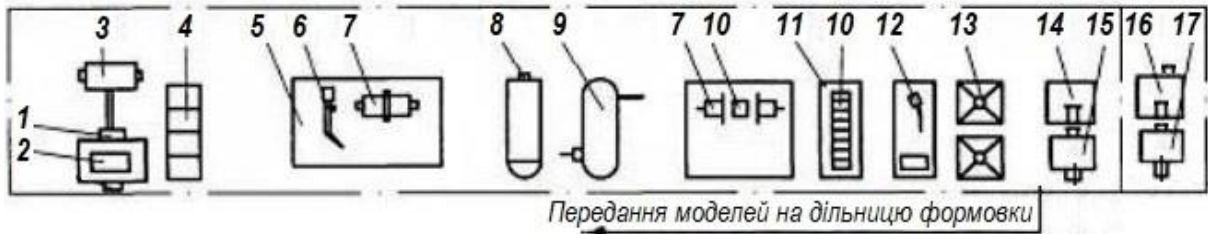


Рис. 1. Ескіз планування модельної дільниці для ЛГМ

До складу модельної дільниці (рис. 1) входить установка для підспінювання полістиролу 1, яка містить герметичну водно-парову ванну 2 з вентилятором та автоклавом 3. Підспінені гранули ППС подають в накопичувальні бункери 4, в яких проходить сушіння і активація ППС протягом 12...24 годин. Після вилежування ППС подається на стенд 5 для складання-розкладання прес-форм, на якому пристроєм 6 виконується задування ППС в порожнину прес-форми 7, котра із ППС далі поміщається в камеру автоклава 8, де ППС спікається в середовищі перегрітого пару. Після спікання ППС прес-форма 7 з піномоделлю всередині поміщається в ванну 9 з холодною проточною водою, а після охолодження прес-форму 7 розкладають і піномодель 10 видаляють. Готові піномоделі 10 розміщують на стелажі 11, де проходить їх сушіння та вилежування, після чого пристроєм 12 піномоделі 10 фарбують протипригарним покриттям. Після стікання надлишку цього покриття з піномоделей 10 їх сушать в сушильних камерах 13. Для виготовлення одинарних, фігурних, унікальних піномоделей та елементів ливникових систем призначені універсальний складальний стенд 14 та трикоординатний (3D) фрезерний верстат 15 з програмним управлінням [1]. Додатково нами на дільниці запропоновано в закритому приміщенні з кондиціонуванням повітря встановлювати 3D-принтер 16 для адитивного виготовлення полімерних оболонкових моделей і складання їх на стенді 17.

Приклади застосування для ЛГМ 3D-друкованих полімерних моделей двох видів показано в роботі [3]: 1) модель з друкованою гладкою тонкою оболонкою (коркою) на каркасі з розпірок; 2) модель з такою ж оболонкою, що наклеєна на заготовку з пінопласту. За моделями першого виду методом ЛГМ інж. Мельником В.С. (<http://1-d.com.ua>, м. Київ) вилито десятки чавунних деталей колон ліхтарів для Маріїнського парку м. Києва. Приклад другого виду – декоративна модель, що має оболонку з полімеру PLA, на пінопластовій основі (опорі) покрита фарбою, при заливанні форми по ній при ЛГМ виливки отримано з чорних і кольорових сплавів.

Щодо оптимізації конструкцій виливків, то на сайтах деяких компаній замовник вже може розмістити он-лайн зображення свого виливка і програма може показати оптимізовані варіанти конструкції

цього вилівка, рекомендації по матеріалу, витратам, часу виготовлення в залежності від серійності, подібно до того, як в магазині одягу покупець за допомогою програми доповненої реальності може на он-лайн зробленому своєму фото або відео в повний зріст на моніторі побачити себе в тому одязі, яку він вибрав кліком на комп'ютері, порівняти віртуально свій вигляд в різних костюмах і отримати рекомендації щодо оптимальних кольору, ціни, новизни, матеріалу, сезону, розмірів.

ЛІТЕРАТУРА

1. Патент 45814 Україна, МПК В22D 27/00, В22D 47/00. Ливарний комплекс для виготовлення виливків за моделями, що газифікуються / І.О. Шинський, О.Й. Шинський, П. М. Каричковський та ін. Опубл. 25.11.2009. Бюл. № 22.
2. Патент 140588 Україна, МПК В22D 7/00, В22D 47/00. Ливарний комплекс для виготовлення виливків з високоміцного чавуну у ливарних контейнерах з сипким піском / В.С. Дорошенко, В.О. Шинський. Опубл. 10.03.2020. Бюл. № 5.
3. Дорошенко В.С. 3D друкowana полімерна модель для газифікації у формі. XIII Міжнародна науково-технічна конференція «Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2021»: матеріали науково-технічної конф., 28-29.04.2021, м. Київ / заг. ред. Р. В. Лютий, І. М. Гурія. – Київ: КПІ ім. І. Сікорського, 2021. – С. 77.

ПРО 3D-ВИРОБНИЦТВО ЛИВАРНИХ ПОЛІСТИРОЛЬНИХ МОДЕЛЕЙ

Дорошенко В. С., Калюжний П. Б., Шалевський А. В.
(м. Київ, ФТІМС НАН України)

Задача досліджень – утилізація відходів пінополістиролу (ППС) за місцем їхнього утворення шляхом адитивного виробництва (АВ) із них ливарних моделей та переведення з лиття за адитивно виготовленими моделями, що випалюються з оболонкових форм, на більш економну технологію лиття за моделями, що виготовлені методом АВ та газифікуються у формах з сипкого піску.

Вирішення задачі досягали тим, що в способі АВ моделі з ППС, що включає процес витікання формотвірного матеріалу із сопла, переміщуваного в просторі за заданою програмою траєкторією, в якості формотвірного матеріалу застосовували розплав подрібнених відходів ППС, відходи чи стружку при вирізання моделей з ППС на станках з ЧПУ (3D фрезерах), або термокомпактовані подрібнені відходи ППС. Ці сипкі відходи ППС нескладно застосувати в пристроях АВ з екструдером, у якого процеси дозування, температурного впливу, пресування та витікання з сопла поєднані. Наприклад, в установках адитивного друку компанії Weber (Німеччина) використовуються шнекові екструдери, які оснащені потужним серводвигуном, оптимізовані для регулювання продуктивності і відрізняються компактною подачею матеріалу при швидкості 3D-друку від 2 до 20 кг на годину, що важливо для великих виробів. 3D-друк є наслідком цифровізації виробництва, коли без паперових креслень і оснастки (прес-форми) з цифрової моделі за комп'ютерними програмами автоматично виготовляють ливарні моделі, як приклад перетворення цифрового у фізичне (термін: digital-to-physical conversion).

Відходи ППС мають низькі показники міцності і твердості, тому їх легко дробити чи молоти. В дослідях для подрібнення застосовували млин лабораторний Vizon 850 з об'ємом бункера 850 мл і потужністю 1500 Вт, виробництва КНР, що є в продажу на українському ринку. Подрібнення кускових відходів ППС в цьому бункері прискорює додаткове притискання зверху оправкою (чи плунжером відповідного розміру до діаметра бункера) відходів ППС без торкання оправки до подрібнювальних лез, що обертаються.

Для відпрацювання в лабораторії отримання з подрібнених відходів ППС розплаву застосували клейовий пістолет для з'єднання деталей розплавом з температурою 120-150 °С від клейових стрижнів Ø 11,2 мм, довжиною 30 мм з подачею їх крізь електронагрівальну камеру і сопло. Серійно випускаються також такі пістолети для стрижнів Ø 12 мм з нагріванням до 200 °С. Замість такого стрижня вставляли металеву трубку, по якій, створюючи тиск, подавали подрібнені відходи ППС, при цьому після нагрівання з термопістолета крізь сопло Ø 3 мм виходив струмінь розплаву полістиролу відповідно до швидкості проштовхування крізь трубку подрібнених відходів ППС. Це експериментально довело придатність подрібнених відходів ППС для витікання їх розплаву із сопла у вигляді формотвірного матеріалу.

При виготовленні ливарних моделей чи інших виробів механічною обробкою блоків чи плит ППС на станках з ЧПУ (3D-фрезерах), десятки різновидів різних виробників яких наявні на ринку України, отримують в якості відходів дрібну розсипчасту стружку ППС, яку, як правило, видаляють з по трубопроводу витяжною вентиляцією на кшталт дії пиловловлювача чи пилососа. Такі відходи не потребують додаткового подрібнення і придатні як матеріал для АВ ливарної моделі чи іншого тривимірного об'єкту складної конфігурації, наприклад, як технічного, так і декоративного чи такого, що застосовують для макетування чи рекламних інсталяцій. Застосування 3D- фрезерів розширюються, вони автоматизують виробництво, дозволяючи з цифрових моделей на екрані комп'ютера отримати матеріальні об'єкти.

Термокомпактовані відходи ППС - це подрібнені до розмірів 15-20 мм відходи ППС, які були піддані попередньому нагріванню при температурі ~140 °С протягом 5 хв, що дозволяє скоротити об'єм ППС приблизно у 20 разів і вводити його в ємність для подачі в екструдер та сам екструдер значно менших розмірів. Такі компактвані відходи (як аналоги грануляту) потребують (порівняно з типовими відходами ППС) значно меншого простору для складування і дозволяють збільшити масову витрату потоку в установках друку, яка вимірюється в одиницях маси за одиницю часу.

Нині наявна тенденція того, що АВ все ширше застосовують у виробництві, з часом друквані полімерні моделі стають все дешевшими, чистота поверхні їх вища ніж у моделей з ППС, 3D-друк дозволяє в автоматичному режимі виготовити цільними такі конструкції, які для моделей з ППС лише можна було б зібрати з декількох частин. Утилізація відходів ППС в ливарному виробництві за місцем їх утворення шляхом АВ з них ливарних моделей чи інших тривимірних об'єктів доповнюється розширенням можливості переведення ливарної технології з лиття за адитивно виготовленими моделями, що випаляються з оболонкових форм, на більш економну (за вартістю виливків) технологію лиття за такого ж виготовлення моделями, що газифікуються у формах з сипкого піску. Адже практично з того ж самого матеріалу (за такими показниками, як величина твердого залишку і зольність) – утилізованого ППС адитивно виготовляються разові моделі.

Друквані моделі виготовляють оболонковими з порожнинами, заповненими розпірками між стінками оболонки, наближаючи масу їх до маси традиційної моделі з ППС, що відпрацьована для ЛГМ. Якщо маса адитивно виготовлено моделі більша від моделі з ППС, то для таких моделей придатні нові способи ЛГМ з виведенням надлишку газів від газифікації моделі за межі форми і їх спалення [1]. Нейтралізація цих відходів при ЛГМ слушно доповнює утилізацію твердих відходів ППС, як сировини для АВ ливарних моделей, разом ці способи дають синергичний ефект щодо екологічного збереження довкілля, покращення умов праці ливарників та створення умов зниження собівартості литої продукції разом з підвищенням її якості.

ЛІТЕРАТУРА

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

УДОСКОНАЛЕННЯ ВАКУУМНОЇ СИСТЕМИ ДІЛЬНИЦЬ ЛГМ ДЛЯ ПОКРАЩЕННЯ УМОВ ПРАЦІ ТА ЕКОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА

Дорошенко В. С., Шалевський А. В., Калюжний П. Б.
(м. Київ, ФТІМС НАНУ)

Спосіб лиття металу за моделями, що газифікуються (ЛГМ), попри безумовні переваги відносно невисокої собівартості виливків при разовому (ремонтному) і дрібносерійному виробництві, а також високої точності литва, має недолік, пов'язаний з попаданням газів (від газифікації моделі в формі) у приміщення ливарного цеху. Для уникнення цього в монографіях В.С. Шуляка рекомендується вести вакуумування піщаних контейнерних форм після їх заливання металом весь час доки з них виділяються гази, або застосовувати вельми потужну витяжну вентиляцію біля залитих металом форм. Але для середніх виливків газовиділення з форм може тривати до кількох годин.

Зазначимо, що вакуумні насоси типу ВВН, що застосовують для вакуумування при ЛГМ [1], встановлюють в цеху недалеко від плацу чи конвеєру заливки металом і вистоювання форм з огляду спрощення і скорочення трубопровідної системи вакуумування, а також необхідності їх обслуговування включно з під'єднанням до подачі-зливу води та очищенням супутніх пило- чи шламо-збірників. Робота цих насосів супроводжується значним шумом, що заважає роботі в цеху. Тому разом з потребою економії електроенергії в багатьох випадках вакуумування припиняють, нехтуючи попаданням газів в приміщення цеху, що нерідко все одно призводить до припинення роботи і звільнення приміщення від працюючих. Охолодження виливків в формах без вакуумування не впливає на якість продукції, лише необхідні рішення для запобігання забруднення повітря цеху в разі виключення вакуумних насосів за наявності газовиділення з форм.

Схеми систем вакуумування і методики їх розрахунків опубліковано [1]. На ринку України наявний ряд різної продуктивності водокільцевих насосів (вакуум.укр/nasos-vvp/), які придатні для вакуумування форм протягом охолодження вилівка до температури ~ 450 °С, нижче якої практично припиняється газовиділення з форми. Поряд з цим нині у продажі наявні одноступеневі повітродувки, що не потребують води, мають найпростішу конструкцію.

Компресорний вузол повітродувок складається з одного робочого колеса та однієї робочої поверхні (doznasos.com.ua). Вони створюють порівняно невеликий напір – до 40 кПа, через що отримали іншу поширену назву – компресори низького тиску, які можуть використовуватися в багатьох технологічних процесах, таких як аерація води, транспортування газів, вентиляція, аерація стічних вод, кондиціонування, для спалювання газів у повітрі, в якості пилососу. Одноступеневий компресор низького тиску легкий та компактний завдяки застосування алюмінієвих сплавів у корпусі повітродувки. Двигун прикріплений безпосередньо до корпусу та єднає конструкцію в одне ціле. При необхідності регулювання продуктивності, повітродувку підключають через частотний перетворювач, який методом

зміни частоти напруги живлення (в залежності від рівня сигналу від датчиків температури, тиску тощо) впливає на швидкість обертання асинхронного двигуна повітродувки, що може бути автоматизовано.

Наприклад, у технічних умовах одноступеневої повітродувки МТ 07-М1С (megatechnika.com/) потужністю 3 кВт, продуктивністю 7 м³/хв і масою 37 кг вказано допустиму різницю тиску ΔP –22/22 кПа. За продуктивністю ця повітродувка порівнянна з типовим для вакуумування ливарних форм водокільцевим насосом ВВН1-6, потужністю 15–18 кВт, продуктивністю 6,2 м³/хв, масою 360 кг і витратою води 0,66 м³/год (вакуум.укр/nasos-vvn/).

Під'єднання трубопроводом такої повітродувки на вихід газів з вакуумних систем [1] замість виключеного насосу та з підключенням до цієї системи всіх залитих металом форм дозволить створити в них тиск менший за атмосферний для відсмоктування (подібно до пилососу) газів з місця їх утворення. Нагадаємо, що гази після заміщення металом моделі у формі утворюються при прогріванні теплом вилівка форми і газифікації сконденсованих в піску продуктів від деструкції моделі.

Повітродувка не споживає води, може встановлюватись за межами приміщення цеху, підключатись гнучким трубопроводом, бути виносною (на візку) та покритою протишумовим екраном. Вище наведено приклад досить потужної повітродувки. Але створення у формах тиску навіть на 5-8 кПа нижче атмосферного може бути достатнім для уникнення газовиділення в цех. Така ж марка одноступеневої повітродувки продуктивністю 7 м³/хв з меншим двигуном потужністю 1,6 кВт і допустимим перепадом тиску ΔP –10/10 кПа буде масою 29 кг.

Таким чином, заміна вакуумного насоса одноступеневою повітродувкою (найпростішого з кількох типів, що випускається), яка підключається до вакуумної системи з її очисним обладнанням після заливання форм і нерідко до їх вибивання, дозволить практично повністю прибрати шум в цеху при виносі повітродувки з цеху та запобігти газовиділенням, що значно поліпшить умови праці в цеху, практично до рівня, що був до заливання форм металом. Виведення газів з форм крізь очисні установки вакуумних систем [1] за межі цеху є вірним екологічним рішенням, ніж допускати попадання газів у цех після виключенні насосів і самовільне провітрювання цеху.

За потужністю, металоемністю, рівнем споживанням енергії і, відповідно, вартістю описані повітродувки мають приблизно на порядок менший рівень, ніж насоси ВВН такої ж продуктивності. Крім екологічної користі і для покращення умов праці очевидно їх можна застосовувати (на виході з насосів) на «підсилення» рівня вакууму в цеховій системі у пікові моменти заливання форм при ЛГМ, а переносні установки можна тимчасово підключати, наприклад, до системи витяжної вентиляції плавильних чи термічних печей.

ЛІТЕРАТУРА

1. Дорошенко В. С., Бердыев К. Х., Болюх В. А. Вакуумные системы формовочно-заливочных участков цехов ЛГМ // *Металл и литье Украины*. – 2010. - №7. – С. 32 – 37.

ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИЛИВКІВ ІЗ ЛИВАРНОГО СПЛАВА АК5М ІЗ ВИСОКИМ ВМІСТОМ ЗАЛІЗА

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

Найбільш шкідливою домішкою в доевтектичних алюмінієвих сплавах системи Al-Si є залізо, яке утворює сполуки різного складу (FeAl_3 , Al_2SiFe , $\text{Al}_4\text{Si}_2\text{Fe}$, Al_5SiFe і ін.) [1]. Всі залізовмісні фази при звичайних температурах кристалізації сплавів мають грубокристалічну будову і тому роблять сильний вплив на зниження механічних властивостей, особливо пластичності. Наприклад, в доевтектичних силумінах залізо утворює з компонентами сплаву потрібну проміжну фазу $\beta(\text{AlFeSi})$, яка кристалізується у формі грубих голкоподібних виділень, що різко знижують пластичні властивості сплавів.

Основними джерелами насичення алюмінієвих розплавів залізом є чавунні тиглі роздавальних і плавильних печей, заливальні ковші, алюмінієвий брухт, що перепплавляється, який містить сталеві вкладиші і елементи кремнію, не видалені перед плавкою.

У сплавах системи Al-Si евтектичний кремній і залізовмісні фази мають ковалентний тип міжатомних зв'язків, що обумовлює їх спрямованість при кристалізації. Для зменшення анізотропії силових полів валентних електронів в зародку, що утворюється при кристалізації необхідно змінити характер міжатомної взаємодії.

Один із можливих варіантів зміни форми і розмірів включень фаз з ковалентним типом міжатомних зв'язків - введення в розплав домішок, атоми яких, розчиняючись в зростаючому кристалі, послаблюють ковалентну складову зв'язку між його атомами, і тим самим зменшують орієнтаційну дію кристала на дотичну з ним рідку фазу.

Якщо по відношенню до зміни форми включень евтектичного кремнію це питання успішно вирішене, то стосовно до модифікації залізовмісної фази є істотні труднощі в його практичній реалізації. Тому завдання пов'язане з розробкою технологічних рішень спрямованих на усунення шкідливого впливу заліза в алюмінієвих ливарних сплавах є актуальною.

Як відомо [3-7], поліпшення якості вилівка, що кристалізується під тиском, може виявлятися не тільки в помітному здрібнюванні зерна, але й у зниженні шпаристості. Разом з цим, слід зазначити, що способи здійснення зовнішніх впливів на метал вилівка, що кристалізується, які застосовують на практиці, з технологічної точки зору мають ряд відомих недоліків, що стосуються, у тому числі, обмежень по масі, виду сплаву, конфігурації литих заготовок і ін. Одним з напрямків активного впливу на структуру вилівоків є газодинамічний вплив на розплав, що твердне у ливарній формі.

Для сплавів із широким інтервалом затвердіння характерні найбільш широка зона і це приводить до появи дефектів литого металу (насамперед, шпаристості), а також необхідність застосування спеціальних технологічних заходів, направлених на зниження відповідних негативних наслідків. До такого роду заходів можна віднести технологічний процес газодинамічного впливу на розплав у ливарній формі, що дозволяє

створювати умови і здійснювати наростаючий газовий тиск в обсязі виливка аж до повного його затвердіння. Під впливом тиску створюються умови для ущільнення металу в двухфазній зоні, що на мікрорівні виявляється також у частковому обламуванні гілок зростаючих дендритів, їхньому переміщенні і недопущенні локалізації значних обсягів рідини, що приводить, у наслідку, до утворення шпаристості у виливку.

У таблиці 1 наведені результати випробувань по визначенню механічних властивостей металу виливків зі сплаву АК5М, отриманого із застосуванням комбінованої технології газодинамічного впливу та модифікування в порівнянні з відповідними властивостями литого металу, отриманого за традиційною технологією лиття в кокіль.

Таблиця 1 – Механічні властивості металу виливків зі сплаву АК5М

Номер зразка		σ_{ϵ} , МПа	НВ (МПа)	δ , %
1	до обробки	165,3	510	2,0
2		163,6	500	1,9
3		165,1	500	1,9
4	після обробки	195,3	512	2,30
5		193,8	508	2,29
6		194,2	511	2,31

У результаті застосування зазначеної технології вдалося подрібнити і отримати залізовмісні фази, що мають сферичну форму, підвищити рівень механічних властивостей на 15–20 %, кількість браку виливків по рихлоті і газовим раковинам скоротити на 28 %.

ЛІТЕРАТУРА

1. Ларионов, Г.В. Вторичный алюминий / Г.В. Ларионов. – М. : Металлургия, 1967. – 271 с.
2. Немененок, Б.М. Теория и практика комплексного модифицирования силуминов / Б.М. Немененок. – Мн.: Технопринт, 1999. – 272 с.
3. Возможность использования комплексного модификатора длительного действия на основе нанопорошков длительного действия для повышения качества отливок из алюминиевых сплавов: Новые материалы и технологии в машиностроении-2005. Сб. трудов IV Международной научно-технической конференции. – Брянск : БГИТА, 2005. – С. 17–23.
- 4 Селиверстов, В.Ю. Технология газодинамического воздействия на расплав в литейной форме – один из перспективных способов повышения качества металла отливок / В.Ю. Селиверстов. // Сучасні проблеми металургії. Наукові праці. Днепропетровск: Системные технологии. - 2007. – Том 10. – С. 25–35.
5. Селиверстов, В.Ю. Перспективы применения комбинированных способов управления структурообразованием литого металла / В.Ю. Селиверстов, Ю.В. Доценко / Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15) – С. 267–273.
6. Калиниченко, А.С. Управляемое направленное затвердевание и лазерная обработка: теория и практика / А.С. Калиниченко, Г.В. Бергман. – Мн.: Технопринт, 2001. – 367 с.
7. Доценко Ю.В. Застосування перспективної комплексної технології для підвищення механічних властивостей литих виробів зі сплавів системи Al-Si / Ю.В. Доценко. // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. – 2008. – № 4/1 (34). – С.27–29.

ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ НА ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВАХ ПРИ ДИФУЗІЙНІЙ МЕТАЛІЗАЦІЇ

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

Відомо, що дифузійне хромування підвищує стійкість проти окислення при нагріванні до 800°C . Однак для виробів з маловуглецевих сталей ці покриття слабо протистоять абразивному зносу, який має місце при проходженні газів з абразивними частинками в промислових установках. Для таких цілей в структурі хромистих покриттів повинні бути тверді фази, наприклад бориди, що підвищують зносостійкість покриттів.

Борування є одним з найбільш ефективних способів вирішення проблеми одночасного підвищення міцності, зносостійкості і корозійної стійкості деталей машин та інструменту з залізовуглецевих сплавів. Однак поряд з високими властивостями, боридні шари мають недоліки, головним з яких є їх підвищена крихкість. Багатокомпонентне дифузійне насичення бором спільно з хромом дозволяє знизити крихкість зміцнюючого шару. Такий шар відрізняється високою твердістю і стійкістю до різних середовищ.

У процесі борохромування в поверхневому шарі утворюються бориди $(\text{FeCr})\text{B}$ і $(\text{FeCr})_2\text{B}$, які містять від 7,2 до 16,4% Cr, мають високу мікротвердість H_{100} 18 000...23 000 МПа, але меншу крихкість. Співвідношення між фазами має визначатися конкретними умовами експлуатації виробів. Нанесення подібних покриттів зручно проводити в порошкових сумішах, що містять B і Cr. Склад сумішей доцільно підбирати за методом симплексного планування дослідів. Поглиблені дані про морфологію борохромованих шарів на поверхні інструменту і вплив їх на стійкість в літературі відсутні.

Мета роботи: вивчити структуру борохромованого шару в залежності від умов технологічного процесу борохромування.

Для досягнення мети борохромування проводили в порошковому середовищі, що містить постійну кількість карбіду бору й активатор NaCl 7%, змінну кількість карбіду хрому Cr_3C_2 і нейтральну добавку Al_2O_3 . Контейнери із зразками зі сталі Ст 3 нагрівали при 1000°C 5 годин, потім охолоджували з піччю.

Для дослідження мікроструктури, глибини і мікротвердості шару використовували металографічний мікроскоп МІМ-8 і мікротвердомір ПМТ-3. Для травління зразків застосовували 4%-й хімічний розчин азотної кислоти в етиловому спирті й теплове.

У результаті досліджень встановлено, що безпосередньо після борування в поверхневому шарі спостерігаються голчасті бориди FeB , структура є типовою для борованої сталі. Мікротвердість H_{100} 12000 МПа.

Введення в насичуючу суміш порошку карбіду хрому до 6,25% (від маси) призводить до збільшення мікротвердості до H_{100} 13800 МПа. Поверхневий шар складається з твердого розчину, всередині якого розта-

шовуються бориди FeB, мають голчасту будову. Причому твердий розчин розташовується біля поверхні, а бориди – у глибині. Поряд зі збільшенням твердості спостерігається поява пористої області в поверхневому шарі. Глибина шару становить 0,2 мм.

Збільшення вмісту порошку карбіду хрому в насичуючій суміші до 12,5% (від маси) призводить до незначного зниження мікротвердості поверхневого шару до H_{100} 12800 МПа. Товщина поверхневого шару не змінюється. Пористість збільшується.

Подальше збільшення вмісту карбіду хрому в насичуючій суміші до 18,75% (від маси) призводить до значного розпушення поверхневого шару і зниження мікротвердості до H_{100} 9300 МПа. Глибина шару зменшується на 0,05 мм і становить 0,15 мм.

Однаковий вміст карбіду хрому і карбіду бору в насичуючій суміші по 25% (від маси) сприяє зниженню глибини поверхневого шару до 0,1 мм і незначного зниження мікротвердості до H_{100} 8200 МПа. Структура поверхневого шару складається з окремих колоній боридів голчастої будови, дифундуючих в основний метал, слабо пов'язаних між собою твердим розчином.

Приходимо до висновку, що змінюючи відсоткове співвідношення компонентів в насичуючій суміші, можна керувати формуванням борохромованих покриттів на виробках, що працюють при високих температурах в умовах різних середовищ. Встановлено, що характер залежності товщини поверхневого шару та мікротвердості покриття від кількості хрому в насичуючій суміші має явно виражений максимум, який припадає на 6,25% Cr_3C_2 від загальної маси суміші. Значення мікротвердості H_{100} 13900 МПа при глибині поверхневого шару 0,2 мм. Збільшення вмісту карбіду хрому до 25% призводить до зменшення мікротвердості до H_{100} 8200 МПа і глибини шару до 0,1 мм, а також до появи пористості й пухкості в твердому розчині. Пористість небажана. Потрібні дослідження для з'ясування природи виникнення пористості та визначення можливих шляхів її усунення або оптимізація до рівня, яка не надає істотного впливу на міцність і в'язкість шару. У першу чергу важливо з'ясувати, чи викликано пористість змінами щільності кристалічної ґратки або макрощільності металу.

УДОСКОНАЛЕННЯ МЕТОДИКИ ЕКОНОМІЧНОГО ОБҐРУНТУВАННЯ ДИПЛОМНИХ ПРОЄКТІВ БАКАЛАВРІВ-ЛИВАРНИКІВ

Єрфорт І. Ю., Приходько О. В. (м. Краматорськ, ДДМА)

Метою управління підприємством є підвищення ефективності виробництва, тобто збільшення відношення результатів виробництва до його витрат. В умовах зростання складності та нестабільності зовнішнього середовища функціонування підприємств досягнення цієї мети багато в чому залежить від економічної підготовки здобувачів вищої освіти спеціальності 136 «Металургія».

Економічний розділ дипломних проєктів бакалавра (ЕРДПБ) є одним з розділів проєкту і представляє собою розрахунок собівартості і ціни вилівка, виготовленого відповідно до розробленого студентом технологічного процесу в технологічному розділі проєкту. ЕРДПБ містить наступні підрозділи: вихідні дані для розрахунків, розрахунок витрат на виробництво, розрахунок виробничої собівартості вилівка, розрахунок ціни вилівка, прибутку і рентабельності.

Вихідними даними для розрахунків є результати, отримані здобувачем при виконанні технологічного та спеціального розділів диплому: маса вилівка, маса рідкого металу на форму, тип, склад та кількість формувальної та стрижневої сумішей на форму, кількість та склад шихти та енергетичні потреби, які залежать від вибраного плавильного агрегату, в якому прогнозується отримання рідкого сплаву для вилівка.

Розрахунок витрат на виробництво (виробничу собівартість) вимагає від здобувачів виконати розрахунки по таким статтям витрат, як: вартість рідкого металу у формі, вартість формувальних і стрижневих сумішей на форму, вартість використаних палива та енергоносіїв на технологічні та інші цілі, основна та додаткова заробітна плата робітників (плавильників, формувальників, стерженщиків, та ін., єдиний внесок на загальнообов'язкове державне соціальне страхування, загальновиробничі витрати.

Основою складання нормативної калькуляції на підприємстві є технічно обґрунтовані норми витрат матеріалів і трудових витрат, стандарти та технічні умови, встановлені для цієї продукції. Ці норми визначаються на основі діючих (або очікуваних) на початок планованого періоду нормативів з урахуванням економічної ефективності розроблених заходів для подальшого удосконалення виробництва [1, 2]. На основі натуральних норм витрат і цін на матеріальні ресурси, що споживаються, визначаються норми витрат у вартісному виразі. Витрати електроенергії оцінюються виходячи із середньої вартості відповідних видів енергії, що складається на підприємстві, з діючих тарифів на енергію, придбану в сторонніх підприємств і організацій, та планової собівартості енергії, що виробляється енергоцехами [2].

Сума основної заробітної плати робітників за відрядною оплатою праці визначається виходячи з обсягу виробництва відповідних видів

продукції, установлені трудомісткості (норм виробітку), відрядних розцінок і середньої годинної (денної) тарифної ставки. Додаткова заробітна плата планується у розмірах, передбачених Кодексом законів України про працю, іншими актами законодавства України, колективними договорами підприємств з дотриманням норм і гарантій, передбачених законодавством, Генеральною та галузевими (регіональними) угодами [2]. Єдиний внесок нараховується на суму нарахованої заробітної плати за видами виплат, які включають основну та додаткову заробітну плату, інші заохочувальні та компенсаційні виплати.

При розрахунках загальновиробничих витрат від здобувачів вимагається виконати розрахунки витрат на управління виробництвом, амортизації основних засобів загальновиробничого призначення та амортизації нематеріальних активів загальновиробничого призначення, витрат на утримання, експлуатацію та ремонт, страхування, операційну оренду основних засобів, витрат на вдосконалення технології й організації виробництва, витрат на утримання виробничих приміщень, обслуговування виробничого процесу, на охорону праці, техніку безпеки і охорону навколишнього природного середовища [3].

Витрати на виробництво продукції у вартісному виразі формують її виробничу собівартість. Цей показник є одним з найважливіших економічних показників господарської діяльності підприємства, у якому дістають відображення зростання продуктивності праці, економія ресурсів, технічний прогрес. Витрати основної діяльності включають: виробничу собівартість, адміністративні витрати і витрати на збут.

Оптова ціна вилівка визначається як сума витрат основної діяльності та прибутку [4]. Відпускна ціна вилівка визначається як сума оптової ціни та податку на додану вартість. Чистий прибуток від реалізації вилівка визначається шляхом вирахування з прибутку від основної діяльності податку на прибуток.

На основі показників фінансових результатів та рентабельності продукції робляться висновки щодо економічної доцільності реалізації проекту.

ЛІТЕРАТУРА

1 Єрфорт, І. Ю. *Економіка промислового підприємства : навчальний посібник [для студентів технічних спеціальностей] / І. Ю. Єрфорт, О. Ю. Єрфорт. – Краматорськ : ДДМА, 2013. – 220 с.*

2 *Методичні рекомендації з формування собівартості продукції (робіт, послуг) у промисловості, затверджені наказом Державного комітету промислової політики України від 2 лютого 2001 р. № 47. – Режим доступу : <http://www.rada.gov.ua>.*

3 Оксанич, О. Е. *Калькуляція собівартості продукції, робіт та послуг : навч. посіб. / О.Е. Оксанич, І. А. Волкова, О. О. Миронова – К. : Центр учбової літератури, 2019. – 326 с.*

4 Блонська, В. І. *Прибуток – особливості його формування та використання в ефективному управлінні підприємством / В.І. Блонська, І.В. Паньків // Науковий вісник НЛТУ України : зб. наук.-техн. праць. – Львів : РВВ НЛТУ України. – 2014. – Вип. 6 – С. 129–134.*

ДИНАМІЧНА МОДЕЛЬ ТЕПЛОЕНЕРГЕТИЧНИХ ПРОЦЕСІВ В ЕЛЕКТРОДУГОВОМУ АГРЕГАТІ КІВШ-ПІЧ ДЛЯ СТВОРЕННЯ АСУ

Жаданос О. В., Дерев'янку І. В., Портний В. В. (м. Дніпро, НМетАУ)

Позапічна обробка сталевих розплавів на електродугової установці ківш-піч (УКП) і вакуумній установці – один з інноваційних напрямків в сучасній металургії. Важливим завданням щодо вдосконалення технології позапічної обробки сталі є зниження питомих витрат електричної енергії. З урахуванням слабкої спостережливості основного параметра процесу, що регулюється – температури розплаву (контролюється шляхом періодичних вимірів), необхідно прогнозувати її за допомогою математичних моделей, що є важливою умовою для оптимізації енергетичного режиму позапічної обробки сталі.

Розроблена динамічна модель теплоенергетичних процесів в УКП включає наступні підсистеми: «Дуга», «Добавки», «Поверхня», «Стінки», «Днище». У даних підсистемах оцінюються основні статті енергетичного балансу установки. При заданій початковій температурі сталі перед обробкою на установці, температурі футеровки ківшу, а також масі і теплоємності розплаву визначається поточне значення температури рідкої сталі. У підсистемі моделі «Дуга» визначається енергія електричних дуг, що надходить на нагрівання розплаву.

$$E_{\text{дуг}} = K \cdot \sqrt{3} \cdot U_{2,j} \cdot I_{2,j} \cdot \cos \varphi_j \cdot \eta_{\text{эл.}j} \cdot t_{\text{нагр}}, \quad (1)$$

де $K = 0,1 \dots 1$ – коефіцієнт, що враховує втрати потужності дуг на опромінення стінок ківшу і склепіння УКП у залежності від товщини шлакового покриву; $U_{2,j}$, $I_{2,j}$, – відповідно номінальні напруги і струми на вторинній обмотці трифазного трансформатору j -ї ступені напруги; $\cos \varphi_j$ – коефіцієнт потужності трансформатору; $\eta_{\text{эл.}j}$ – електричний ККД УКП; $t_{\text{нагр}}$ – час нагрівання металу.

У підсистемах моделі «Добавки», «Поверхня», «Стінки», «Днище» виконується визначення енергетичних втрат розплавом внаслідок нагрівання, розплавлення введених шлакоутворюючих і легуючих матеріалів, втрат через межу розплав-шлак, теплопередачі через футерівку ківшу. При розрахунках теплових втрат внаслідок нагрівання футерівки ківшу і теплопередачі через неї вважали, що стінки ківшу є циліндром, а днище ківшу – плоскою поверхнею. Для межі розплав – футерування і зовнішньої поверхні ківшу задавали граничні умови 3-го роду, а на стиках шарів футеровки і корпусу ківшу – граничні умови 4-го роду [1]. При визначенні теплових втрат випромінюванням враховували наявність відкритої поверхні металу, яка утворюється висхідними потоками аргону, а також той факт, що

під час технологічних зупинок, в зв'язку з затвердінням шлакового покриву, теплові втрати з поверхні, що вкрита шлаком зменшуються.

УКП, під яку адаптувалася розроблена модель, має наступні технологічні параметри: $M_{розп} = 160$ т, $U_{2,j} = 270-390$ В, $I_{2,j} = 20,8-46,3$ кА, активна потужність $P_{акт} = 8,8-21,6$ МВт, довжина електричної дуги $L_{дуг} = 60-135$ мм, $P_{дуг} = 8,1-18,8$ МВт, $\cos\varphi = 0,66-0,86$, $\eta_{ел} = 0,84-0,91$. Встановлено, що збільшення температури розплаву під час нагрівання на УКП без урахування введення шлакоутворюючих, легуючих, розкислювачів добре описується рівнянням виду [2]:

$$\Delta T_{расп} = (a_j \cdot H_{шл} + b_j \cdot M_{расп} + c_j \cdot Q_{Ar} + d_j \cdot t_{вып} + e_j \cdot T_{н-к.нач} + f_j \cdot T_{фут.0} + g_j) \cdot t_{нагр}, \quad (3)$$

де $H_{шл}$ – товщина шлакового покриву, мм; $M_{розп}$ – маса розплаву, т; Q_{Ar} – питомі витрати аргону, л/хв·т; $t_{вып}$ – час із моменту закінчення випуску сталі в ківш, хв; $a_j, b_j, c_j, d_j, e_j, f_j$, – коефіцієнти рівняння, що залежать від ступені напруги трансформатору.

На рис. 1 наведено данні щодо енергетичного балансу установки при наступних електричних параметрах: $U_{2,j} = 360$ В, $I_{2,j} = 35,3$ кА, $P_{повн} = 22$ МВА, $P_{акт} = 17,3$ МВт, $P_{дуг} = 15,4$ МВт, $U_{дуг} = 146$ В, $L_d = 111$ мм, $\cos\varphi = 0,79$, $\eta_{ел} = 0,89$.

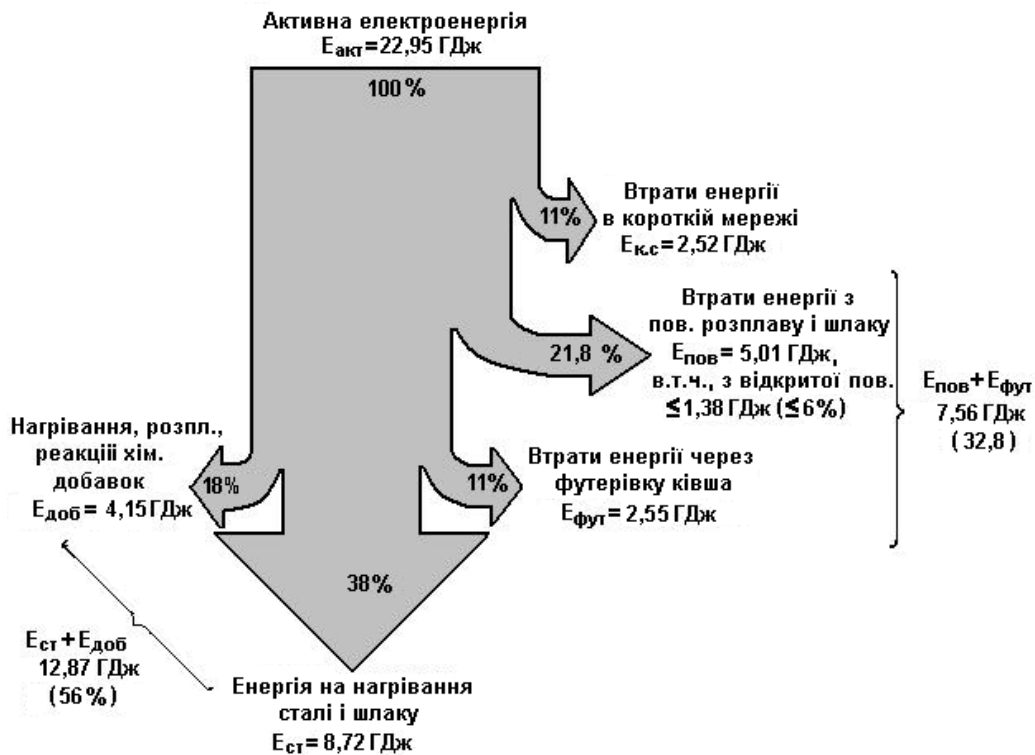


Рис. 1. Енергетичний баланс УКП

Таким чином, розроблена динамічна модель теплових процесів в УКП, в якій на відміну від отриманих раніше моделей враховано наявність відкритої поверхні металу, площа якої залежить від інтенсивності продування інертним газом, а також нестаціонарність початкових умов всередині футерування ківшу. Отримані аналітичні вирази зміни температури розплаву дозволяють інтегрувати розроблену модель в існуючі АСУ позапічної обробки сталі.

ЛІТЕРАТУРА

1. W. Hoppmann, F.N. Fett, T. Klages, L. Fiege. *Energiehaushalt eines Pfannenofens // Stahl und Eisen. - Band (108) 5. September 1988. - № 18. - S. 841-847.*
2. Zhadanos O.V. *Dynamic model of heat engineering processes in electrical arc ladle-furnace plant to develop automated control system / O.V. Zhadanos, I.V. Derevyanko, D.O. Chaika // Proceedings of 9th international conference of young scientists on welding and related technologies, 23-26 May 2017, Kiev, Ukraine. – p. 72-76.*

ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОБЛИЦОВАННОГО СЛОЯ КОКИЛЯ ИЗ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ РЕЗИНЫ

Замятин Н. И., Карамушко А. В., Замятин В. Н.
(г. Одесса, ГУ «Одесская политехника»)

Художественные отливки, в большинстве случаев, имеют сложную поверхность, часто с поднутрениями и обратными уклонами. Такие отливки невозможно получить литьем в кокиль.

Для получения таких отливок рекомендуем применять облицованный кокиль с облицовкой из высокотемпературной силиконовой резины. Силиконовая резина – это эластичный материал, получаемый на базе высокомолекулярных кремнийорганических соединений и по внешнему виду напоминающий синтетическую или обычную натуральную резину. Однако вследствие своей особой химической структуры она отличается целым рядом свойств, которые позволяют ей занять особое место среди резиновых эластичных материалов. Основная структура силиконовой резины, в отличие от обычных видов резины, – это цепи из атомов кремния и кислорода с редкими поперечными сшивками. Этим обстоятельством обуславливается присущий ей, в некоторой степени, неорганический характер.

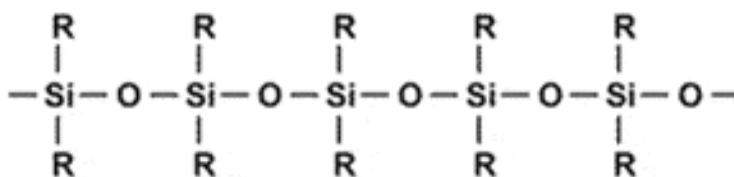


Рис. 1. Фрагмент молекулы силиконовой резины

Остальные связи кремния заняты органическими радикалами (R), в первую очередь метильными, чем объясняется сходство с обычными сортами резины.

Наряду с метильными группами полимерная цепь содержит небольшой процент алкиленовых групп, в первую очередь – винильных, что повышает реакционную способность при перекисном образовании сетчатых структур.

Такая облицовка позволяет, за счет своих физико-механических свойств, без затруднений извлекать отливки из формы.

Технологию изготовления облицованного слоя кокиля из высокотемпературной резины можно разбить на несколько основных этапов:

- выбор оптимального по размерам кокиля. Кокиль подбирается таким образом, чтоб толщина облицованного слоя была в пределах 2-5 мм;
- в полость, между кокилем и моделью будущей отливки заливается предварительно подготовленная высокотемпературная силиконовая резина;

- проводим вакуумирование и оставляем в покое для завершения процесса вулканизации резины;

- после полной вулканизации резины разбираем кокиль, извлекаем из него облицованный слой из огнеупорной резины. В случае необходимости, для облегчения извлечения модели, а в дальнейшем и отливки, разрезаем силиконовую резину на необходимое число частей, изготавливая при этом замки, для более точного соединения частей резиновой оболочки.

- собираем резиновую оболочку, устанавливаем в кокиль, производим заливку металла.

Данный метод изготовления отливок позволяет использовать один кокиль для разных изделий, производя быструю замену облицованного слоя из высокотемпературной силиконовой резины. Применение силиконовых компаундов, вулканизирующихся при комнатной температуре, позволяет в качестве модели использовать практически любые материалы, что значительно облегчает производство облицованного кокиля и расширяет номенклатуру выпускаемых изделий.

ВОЗМОЖНОСТИ И НАПРАВЛЕНИЯ РАЗВИТИЯ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА ЧАО «НКМЗ»

Злыгорев В.Н., Довженко Р.А., Соколовский С.В., Богомаз Г.В., Лапченко А. В. (г. Краматорск, ЧАО «НКМЗ»)

Литейное производство ЧАО «НКМЗ» обладает уникальными возможностями в области производства стального литья массой до 200 тонн и специализируется на изготовлении крупногабаритных отливок для высокопроизводительного прокатного, металлургического, кузнечнопрессового, гидротехнического, горнорудного, подъемно-транспортного, атомного и специального оборудования. В состав литейного производства предприятия входят модельный и фасонно-литейный цех. Отливки изготавливаются из углеродистых, низко- и высоколегированных сталей, а также из серого и высокопрочного чугуна. Для изготовления отливок используется метод литья в разовые песчаные формы из холодно-твердеющих смесей (фуран-процесс). Развес производимых отливок: сталь от 0,50 до 200 000 кг, чугун от 2,5 до 25 000 кг. Мощность по производству отливок (возможности на имеющемся оборудовании, при наличии заказов и оборотных средств): литая сталь и чугун 25 000 т/год.

На предприятии была разработана и поэтапно внедряется стратегия развития литейного производства для производства высококачественного литья.

Методы достижения стратегии:

- инжиниринг, который предусматривает использование систем объемного проектирования (CAD), инженерного анализа (CAE), а также сквозных технологий разработки технологической документации (PDM, ERP);

- организация производства, которая предусматривает внедрение новых материалов, технологий, автоматизацию производственных процессов.

На НКМЗ наиболее широкое применение имеет система объемного проектирования (CAD) SolidWorks. Это обусловлено ее универсальностью, простотой использования и широкими возможностями как для объемного проектирования, так и для создания конструкторско-технологической документации. Трехмерную модель детали, поступившую от конструктора, технолог-литейщик преобразует в модель отливки путем добавления литниково-питающей системы, припусков на механическую обработку, холодильников и других элементов литейной технологии. Подготовленная таким образом модель используется для проведения моделирования и анализа процессов заливки и кристаллизации в системе инженерного анализа (CAE) MAGMA. С помощью данной программы можно виртуально проследить весь технологический процесс заливки и остывания какой-либо отливки, перед началом изготовления ее в цехе.

Применение MAGMA позволяет:

- оптимизировать режимы заливки сплава и затвердевания отливки;
- оптимизировать литниково-питающую систему;
- прогнозировать структуру и механические свойства отливок;
- рассчитывать и минимизировать остаточные напряжения и деформации.

В 2020 году ЧАО «НКМЗ» была приобретена новая версия MAGMA 5.4 (на данный момент обновленная до версии 5.5). Отличительной особенностью данной версии является реализация разработчиками нового подхода к моделированию процессов литья, который заключается в использовании методов математического планирования опытов и статистической обработки данных для оптимизации литейной технологии. Оптимизация может проводиться как по одному, так и одновременно по нескольким критериям. Это дает возможность получать отливки без дефектов при оптимальной конструкции литниково-питающей системы с максимально возможным коэффициентом выхода годного.

На предприятии постоянно проводятся исследования и промышленные испытания новых материалов, производимых как ведущими европейскими (Foseco, Hüttenes-Albertus, ASK Chemicals), так и отечественными предприятиями. По результатам испытаний наиболее эффективные материалы применяются в технологическом процессе изготовления литья, что также дает возможность повышать качество и снижать себестоимость литья.

В настоящее время ведутся работы в наиболее перспективном направлении развития литейного производства ЧАО «НКМЗ» – внедрении нового технологического процесса изготовления отливок методом литья по газифицируемым моделям (ЛГМ) для отливок массой до 10 т.

Ряд промышленных экспериментов, проведенных в фасонно-литейном цехе НКМЗ показал, что наиболее экономичным и экологически чистым является метод ЛГМ в сухие песчаные формы без связующего с вакуумированием литейной формы.

Преимущества данного метода:

- снижение затрат на формовочные материалы (исключаются смола и отвердитель, составляющие ~ 6 % себестоимости литья);
- уменьшение числа технологических операций (исключается подготовка форм, покраска форм, установка стержней, прокладывание литниковой системы, сборка форм);
- снижение затрат на изготовление моделей из пенополистирола в сравнении с дорогостоящей древесиной;
- уменьшение трудоемкости обрубных операций (упрощаются процессы выбивки и очистки отливок)
- получение отливок высокой размерной точности (до 7 класса).

Поскольку данный технологический процесс имеет существенные отличия от традиционных методов литья, то для его успешного освоения был дополнительно приобретен модуль MAGMAlostfoam, позволяющий моделировать процесс литья по газифицируемым моделям в системе инженерного анализа MAGMA. Применение компьютерного моделирования позволит технологам в сжатые сроки наработать опыт проектирования новой технологии и максимально снизить вероятность появления брака.

Комплексная реализация стратегии развития литейного производства позволяет Новокраматорскому машиностроительному заводу изготавливать высококачественное литье, сохранять и укреплять позиции ведущего украинского производителя в области тяжёлого машиностроения.

ПРИМЕНЕНИЕ СИСТЕМЫ КОМПЬЮТЕРНОГО ПРОЕКТИРОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ЛИТЬЯ MAGMA 5.5 ДЛЯ СНИЖЕНИЯ СЕБЕСТОИМОСТИ СТАЛЬНОГО ЛИТЬЯ НА ЧАО «НКМЗ»

Злыгорев В. Н., Соколовский С. В., Лапченко А. В.
(г. Краматорск, ЧАО «НКМЗ»)

В литейном производстве в настоящее время широко применяется моделирование литейных процессов, с помощью которого осуществляется анализ эффективности технологии изготовления изделия и ее оптимизация в виртуальном пространстве, без дополнительных затрат на изготовление пробных партий отливок. Это самый действенный и надежный способ разработки технологии литья, позволяющий снизить затраты как на подготовку производства, так и на само производство отливок.

На Новокраматорском машиностроительном заводе для компьютерного моделирования литейных процессов используется последняя на данный момент версия системы MAGMA 5.5 от признанного лидера в этой области, немецкой компании MAGMASOFT.

Использование компьютерного моделирования процессов литья дает возможность снизить расход жидкой стали при производстве отливок за счет оптимизации размеров и расположения прибылей, рационального использования экзотермических материалов.

Цель работы – снижение себестоимости литья путем повышения коэффициента выхода годного за счет разработки и усовершенствования литейной технологии с применением программного обеспечения MAGMA 5.5.

В ходе проведения научно-исследовательской работы было выполнено компьютерное моделирование процессов кристаллизации отливок в программе MAGMA 5.5 для определения возможности использования новых экзотермических матов, имеющих увеличенную толщину 50 мм, для обогрева боковых поверхностей прибылей ($\varnothing \geq 850$ мм) на крупном стальном литье.

Результаты компьютерного моделирования и промышленного апробирования на крупном стальном литье утолщенных экзотермических матов показали, что в сравнении с существующей технологией, данный материал за счет более длительного экзотермического эффекта и более высокой теплоизоляции позволяет более полно использовать металл прибылей для питания тела отливки, что, в свою очередь, позволяет уменьшить размеры прибылей и повысить выход годного литья.

Разработанная с помощью компьютерного моделирования новая технология с применением утолщенных экзотермических матов позволила:

- при изготовлении отливки «Шабот» сэкономить жидкий металл в количестве –3 094 кг, повысить КВГ на данной отливке на 3 % (с 71,4 % до 74,4 %).
- при изготовлении отливки «Корпус подшипника» сэкономить жидкий металл в количестве –12 390 кг, повысить КВГ на 6,55 % (с 62,45 % до 69 %).

Система компьютерного моделирования процессов литья MAGMA является эффективным инструментом для усовершенствования литейной технологии и снижения себестоимости литья.

ПЕРЕДУМОВИ Й ВАРІАНТИ ВНУТРІШНЬОФОРМЕННОЇ ТЕРМООБРОБКИ ВИЛИВКІВ

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

Аналіз процесів регулювання охолодження виливків у піщаних формах, десятків для цього розроблених і запатентованих способів управління відведенням тепла в разових формах під час кристалізації і охолодження виливків показав, що можна не лише регулювати (частіше збільшувати) швидкість охолодження виливка, але і виконувати це за відомими режимами термообробки (ТО), що передбачена чи бажана після охолодження виливка для поліпшення його властивостей. Традиційно така ТО проводиться в термічних цехах чи на дільницях і, зазвичай, не надто цікавить ливарників.

До нинішніх способів внутрішньоформенної термообробки (ВТО) і суміжних із нею можна віднести розроблені за участі авторів такі, що включають:

- установа засобів подачі рідкого холодоагенту у виді ємностей-дозаторів в порожнину форми (пат. UA 83892, 2008), піщану стінку форми чи стрижня (а. с. СРСР 1496903, 1989; а. с. СРСР 1787653, 1993; пат. UA 80928, 2007; пат. UA 83921, 2008; пат. UA 85516, 2009);

- звільнення поверхні виливка від піску у формі і охолодження його на повітрі (пат. RU 2015793, 1994; пат. UA 82963, 2008), зменшення товщини стінки форми (а. с. СРСР 1629140, 1991) або гравітаційний перебіг піску ливарної форми навколо виливка в режимі його регульованого висипання (пат. 79715 UA, 2013).

- псевдозрідження піску у формі (пат. UA 97151, 2014; пат. UA 106005, 2015; пат. UA 133701, 2019).

До цих способів також близькі за сутністю ряд запатентованих процесів і оснастки з вибиванням гарячого виливка з форми і негайним його гартуванням (швидким охолодженням), в якості складової одного з видів ТО, що, по суті, вмонтовує ТО в ливарний процес. Зазначені процеси ВТО доступні для розрахунків, зокрема на основі складення теплового балансу з урахуванням теплоти фазових переходів (за наявністю), а також для розробки комп'ютерних програм для їх цифрової оптимізації і застосування в ливарних цехах.

Одним зі способів ВТО є охолодження виливка при псевдозрідженні піску у контейнерній формі з сипкого піску в процесі ЛГМ, що достатньо зручно застосовувати без участі рідких холодоагентів. Таке охолодження виливка знаходиться в інтервалі швидкостей між охолодженням в маслі й воді.

На рис. 1 приведено приклад охолодження литого ступінчастого зразка сталі 40X, що досліджується. Схема температурного режиму (рис. 1, а), один з варіантів якого зображена на графіку, відповідає гартуванню зразка з температури знаходження металу в аустенітному стані. Після заливання протягом 15 с литий зразок охолоджували в формі до температури близько 1050 °С, потім протягом 180 с проводили у формі аеродинамічне охолодження виливка у псевдозрідженому піску при продуванні повітря з компресора крізь нижній фільтр у дні контейнерної форми з піском. По-

тім виливок охолоджували в цьому ж піску, що нагрівся в контактi з ним. Подробиці застосовуваної оснастки і засобів витяжної вентиляції описано у вищевказаних патентах України.

На рис. 1, б показано в масштабі обриси ступінчастої проби з вказанням ширини її ступенів. Чотири вказані товщини проби мали розміри (мм, зверху вниз): 20×50, 15×40, 10×30, 5×30, зверху лита проба мала надлив з розмірами 40×50, який не показано. Ліворуч від обрисів проби показано навпроти ступеня відповідної товщини значення твердості HRC при традиційному способі ЛГМ без додаткового охолодження, а праворуч при аеродинамічному охолодженні згідно рис. 1, а.

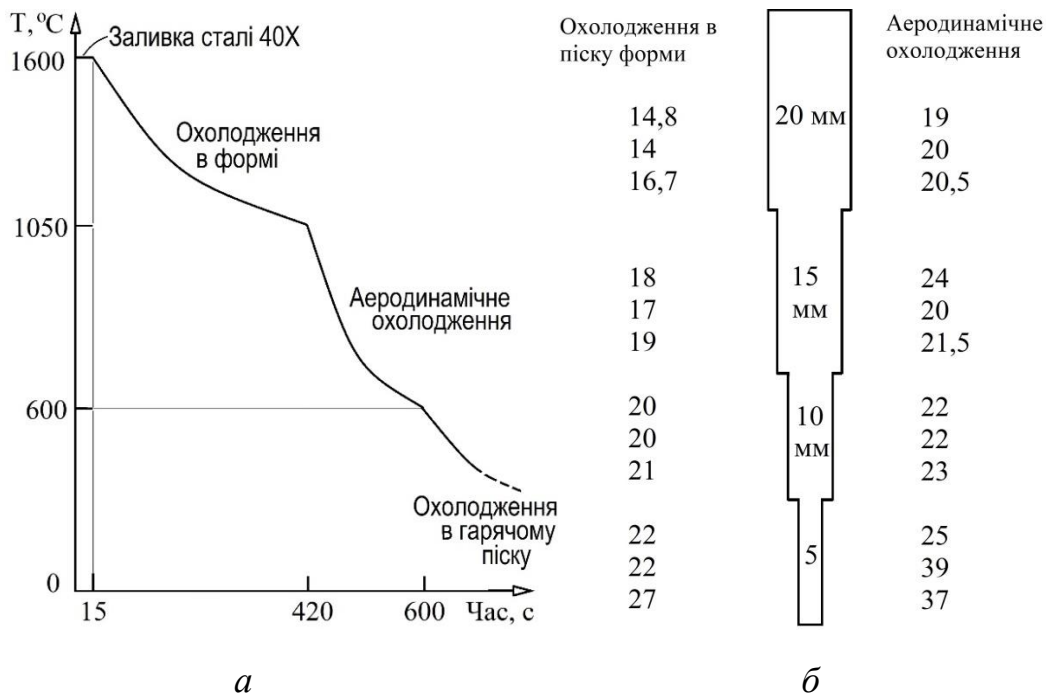


Рис. 1. Схема температурного режиму (а) та обриси проби по її перерізу і відповідні по висоті і ширині проби виміри твердості HRC (б) без і при аеродинамічному її охолодженні у піщаній формі.

Перші досліді з вимірюванням твердості показали, що завдяки вказаному охолодженню твердість сталюї проби найбільш товстої частини збільшується на 30-40 %, а найбільш тонкої – в центральній частині стінки товщиною 5 мм таке збільшення перевищує 75 %. Подальшими металографічними дослідженнями буде проаналізовано мікроструктуру виливка і співвідношення утворених фаз. Але ці досліді з тривалого циклу вже показують безумовну ефективність ВТО для регулювання властивостей виливків зі сталі безпосередньо в ливарній формі, порівняно з традиційним процесом лиття, коли виливок «пасивно» охолоджується у піщаній формі, причому значно довший час, ніж з застосуванням псевдозрідження піску. При цьому використовують тепло виливка, збережене ще від плавки металу, тоді як нагріти виливок з холодного до температури аустенітного стану займає тривалий час з витримкою від 0,5 годин для вирівнювання температури по товщині стінки виливка.

ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ПРОЦЕСУ НА ЯКІСТЬ ПЕРЕХІДНОГО ШАРУ СТАЛЬ-АЛЮМІНІЄВОГО ЛИТОГО БІМЕТАЛУ

Кивгило Б. В., Лук'яненко І. В., Ямшинський М. М.
(м. Київ, КПІ ім. Ігоря Сікорського)

Сучасний світ приділяє увагу пошуку та розробленню нових матеріалів з високими експлуатаційними властивостями.

Одним із параметрів вибору таких матеріалів в автомобілебудуванні є зниження ваги машин та механізмів, що сприяє збереженню екології і зниженню витрат енергоресурсів. Виготовлення виробів із легких сплавів не може повною мірою забезпечити експлуатаційні властивості окремих вузлів та деталей на необхідному рівні.

Багато дослідників [1-6] проявили високу зацікавленість до виготовлення біметалевих деталей з алюмінієвих та залізних сплавів методом лиття. Велику кількість робіт присвячено вивченню біметалів, однак більшою мірою спостерігається відсутність даних по технології отримання біметалевих виливків, немає систематизованого викладу теорії і технології одержання біметалевих виливків алюміній-залізо, їх міцності і експлуатаційних властивостей, будови і фазового складу. Крім того, багато робіт містять суперечливі практичні рекомендації.

Сплави з цим матеріалом все ширше знаходять застосування в промисловості, виробництві та відновленні зношених деталей в хімічній, нафтохімічній, харчовій та загальномашинобудівній промисловості. Завдяки отриманню унікальних комплексів властивостей: висока міцність, жаростійкість, корозійна стійкість, електропровідність, теплопровідність, технологічність та ін., якими не володіють складові матеріали окремо.

Тому дослідження виробництва біметалевих виливків з алюмінієвих та залізовуглецевих сплавів методом лиття із різними методами оброблення є актуальною задачею у наш час.

Для дослідження було обрано технологію виготовлення біметалу сталь-алюміній, а саме його виробництво методом лиття у піщано-глинясті форми із використанням сталеві вставки та вуглеводневих флюсів. За літературними даними, даний метод виробництва біметалевих виливків й досі залишається малодослідженим. Отримання якісного біметалевого виливка насамперед залежить від утворення бездефектного перехідного шару. В процесі дослідження якості з'єднання шарів біметалевих виливків проведено ряд експериментів, що полягали у застосуванні різних за складом флюсів, методів оброблення ними сталеві вставки та її різних геометричних параметрів.

У результаті проведених досліджень встановлено, що використання у якості флюсу – розчину мінеральної оливи у насичених вуглеводнях; методу оброблення сталеві вставки – розпилення тонкого шару флюсу на її поверхні після зняття оксидної плівки найкращим чином забезпечує утворення з'єднання між шарами (рис. 1). При цьому визначено, що за даних умов проведення експерименту відсутня помітна взаємна дифузія заліза та алюмінію (рис. 2).

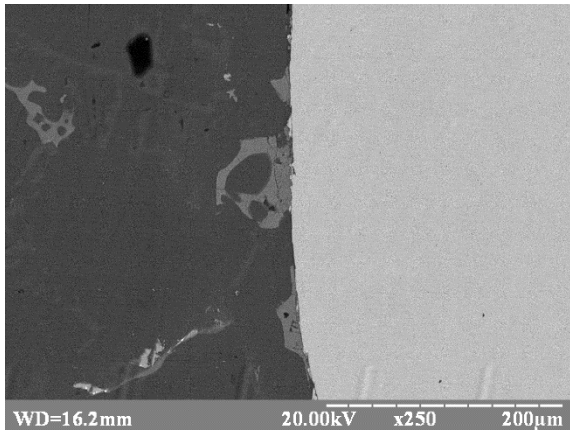


Рис. 1. Мікроструктура перехідного шару біметалу сталь-алюміній

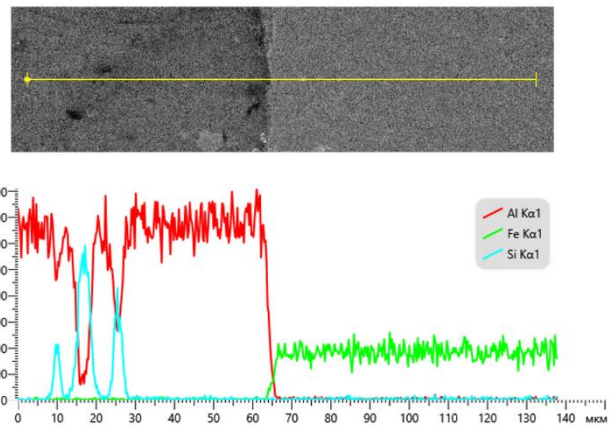


Рис. 2. Розподіл основних елементів у перехідному шарі

Також слід зазначити, що залишків флюсу у зоні контакту виявлено не було, що свідчить про його повну термодеструкцію під дією температури розплаву алюмінію.

Результати проведеного металографічного аналізу свідчать про те, що алюмінієвий розплав (для проведення експериментів застосовували силумін АК12 ДСТУ 2839-84), змочив поверхні сталевих вставок, однак наявні зони де оксидна плівка алюмінію завадила даному процесу.

Встановлено, що зі збільшенням геометричних параметрів сталеві вставки, зменшується критерій якості отриманого з'єднання, який визначали як відсоток від довжини перерізу змоченої алюмінієвим розплавом сталеві вставки від загальної довжини перерізу. Зменшення встановленого критерію може пояснюватися меншою температурою до якої розігрівалась сталеві вставка більшого розміру.

ЛІТЕРАТУРА

1. Дмитров, Л.Н. Биметаллы. – Пермь : Пермское книжное издательство, 1991. – 416 с.
2. Скляр, В.А. Инновационные и ресурсосберегающие технологии в металлургии : учеб. пос. / В.А. Скляр. – Донецк : ДонНТУ, 2014. – 224 с.
3. Бердиченко, А. А. Способы получения биметалла сталь-титан / А.А. Бердиченко., 2017. – 162 с.
4. Лихошва, В. П. Современные способы производства биметаллических изделий / В. П. Лихошва, А. П. Шатрава. // Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, г. Киев, Украина. – 2018. – С. 4–5.
5. Дементьев, В.Б. Формирование диффузионной зоны в процессе образования биметаллических соединений / Дементьев В.Б., Соловьев С.Д., Стерхов М.Ю., Чуркин А.В., Кораблев Г.А. // Химическая физика и мезоскопия. – 2018. – Том 20, № 3. – С. 378–393.
6. New trends and advances in bi-metal casting technologies / M.Ramadan, N. Fathy, K. S. Abdel Halim, A. S. Alghamdi. // International Journal of Advanced and Applied Sciences. – 2019. – № 6. – С. 75–80.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ОБРАЗЦОВ СПЛАВА IN718, ВЫРАЩЕННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

Клочихин В. В., Касай П. А. (г. Запорожье, АО «Мотор Сич»),
Наумик В. В. (г. Запорожье, НУ «Запорожская политехника»)

На базе АО «Мотор Сич» исследовали образцы, изготовленные из сплава Inconel (IN718) методом селективного лазерного сплавления (СЛС) на установке «EOS M400» из порошка производства фирмы «Sino Euro» (Китай), полученного методом центробежного распыления.

Были изготовлены как цилиндрические образцы ($\varnothing 1$ 4мм) для испытаний на растяжение и длительную прочность (без надреза и с надрезом), а так же прямоугольные с сечением квадрата (\square 12 мм) – для испытаний на ударную вязкость.

Построение образцов осуществляли в направлении XY (горизонтальном), а также в направлении Z (вертикальном).

Механические и жаропрочные свойства образцов определяли как до, так и после термической обработки, в соответствии с требованиями технических условий на авиационно-космические материалы AMS 5662M.

Термическую обработку выполняли в динамическом вакууме по режиму:

- отжиг на твердый раствор при температуре 954 °C (1750 °F) в течение 1 часа на 25мм (0,98 °F) толщины; охлаждение в потоке аргона;
- старение при температуре 718 °C (1325 °F) в течение 8 часов; медленное охлаждение в печи до температуры до 621 °C (1150 °F); выдержка при этой температуре в течение суммарного времени упрочнения 18 часов; охлаждение в потоке аргона.

Исследуемый материал представляет собой порошок из жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава IN718, полученный методом центробежного распыления и предназначенный для обработки на установках для прямого лазерного сплавления металлов («EOS M400»).

Исследования проводили в сравнении с аналогичным Ni-Fe-Cr деформированным сплавом ЭП718-ВД (ИД) (ХН45МВТЮБР), предназначенным для изготовления высоконагруженных деталей горячей части газотурбинных двигателей, работающих при температурах до 700 °C [1].

В результате исследований установили, что химический состав образцов, изготовленных из сплава Inconel (IN718) методом селективного лазерного сплавления (СЛС) на установке «EOS M400» из порошка производства фирмы «Sino Euro» (Китай) (за исключением содержания ниобия – Nb=5,62%, при норме по AMS 5662M – 4,75...5,50%), соответствует требованиям AMS 5662M для сплава IN718.

Испытания механических свойств при комнатной температуре (20 °C) образцов из сплава IN718 (как горизонтальных, так и вертикальных) подтвердили их соответствие требованиям AMS 5662M.

Проведение термообработки способствует повышению и стабилизации механических свойств.

Установлено, что для вертикальных образцов (выращенных в направлении Z) характерно некоторое снижение прочностных свойств (σ_b , σ_{02} – в пределах требований AMS 5662M) и повышение пластических (δ , Ψ , KCU) в сравнении со значениями горизонтальных образцов (выращенных в направлении XY).

При этом механические свойства образцов из сплава IN718 (как вертикальных, так и горизонтальных), испытанных при 20°C, значительно превышают свойства сплава ЭП718-ВД (ИД).

Кратковременные испытания механических свойств образцов после термообработки при температурах 500°C, 600°C и 700°C показали, что повышение температуры испытания приводит к снижению, в основном, значений прочностных характеристик сплава IN718.

Механические свойства образцов из сплава IN718 (как вертикальных, так и горизонтальных), испытанных при 500°C, 600°C и 700°C, превышают свойства сплава ЭП718-ВД (ИД) при указанных температурах.

Жаропрочные свойства термообработанных образцов (выращенных как в направлении XY, так и в направлении Z) соответствуют требованиям AMS 5662M; время до разрушения в ~7,8 раз превышает требования AMS 5662M. При этом следует отметить, что значения длительной прочности горизонтальных образцов (выращенных в направлении XY) в ~1,7 раза ниже, чем вертикальных (выращенных в направлении Z).

Микроструктура образцов, изготовленных методом селективного лазерного сплавления (СЛС), до проведения термообработки имеет дендритное строение, представляет собой Ni-Fe-Cr γ -твердый раствор с наличием карбидов и карбонитридов, характерна для сплава IN718. В микроструктуре исследуемых образцов (выращенных как в направлении XY, так и в направлении Z) наблюдается структурная неоднородность, обусловленная формированием зёрен, вытянутых в направлении роста образца, а также зон послойного сплавления.

Микроструктура материала поступивших на исследование образцов, изготовленных методом селективного лазерного сплавления (СЛС) после проведения термообработки, по указанному режиму, характерна для сплава IN718 в нормально термообработанном состоянии. Термическая обработка способствует получению более однородной структуры за счет выравнивания химического состава между зонами послойного сплавления.

Проведение кратковременных испытаний механических свойств при температурах 500 °C, 600 °C и 700 °C показало, что с повышением температуры испытания происходит некоторое огрубление структуры вследствие коагуляции интерметаллидных фаз.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Авиационные материалы [Текст] : справочник / под ред. Р. Е. Шалина. – 6-е изд., перераб. и доп. – М. : ОНТИ, 1989. – С. 182–193.*

ОБ'ЄМИ ПЕРВИННОЇ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ФАЗ СИСТЕМИ Ti–Rh–Ir

Корнієнко К. Є., Крикля Л.С., Левченко П. П., Петюх В. М., Тіхонова І. Б.,
Артюх С. Ю., Самелюк А. В. (м. Київ, ІПМ НАНУ)

Сплави титану з родієм та іридієм, насамперед на основі сполук $TiRh_3$ і $TiIr_3$, розглядаються як перспективні конструкційні матеріали, подібні до нікелевих суперсплавів. Водночас вони мають вищі температури плавлення і теплопровідність, низькі коефіцієнти термічного розширення, хороші механічні властивості за високих температур, стійкість до окислення. Сплави на основі фаз $TiRh$ і $TiIr$ демонструють ефект пам'яті форми [1, 2]. Становить інтерес вивчення впливу третього компонента (іридію або родію відповідно) на властивості сплавів, проте відомостей щодо експериментального дослідження сплавів системи Ti–Rh–Ir у літературі немає. Обмежуючі подвійні системи прийнято нами за даними робіт [1—4].

Сплави системи Ti–Rh–Ir 12 складів були приготовлені із компонентів електродуговою плавкою і досліджені в литому стані методами локального рентгеноспектрального, рентгенівського фазового та диференційного термічного аналізів. Температури початку плавлення сплавів також визначали за методом Пірані-Альтертума.

У результаті дослідження встановлено, що в системі Ti–Rh–Ir існують неперервні ряди твердих розчинів між ізоструктурними фазами — типу CsCl (δ -фаза) на основі високотемпературних модифікацій сполук $TiRh$ і $TiIr$, типу $AuCu_3$ (ϵ -фаза) на основі сполук $TiRh_3$ і $TiIr_3$, а також на основі ізоструктурних іридію і родію. У фазових рівновагах, крім зазначених фаз, беруть участь тверді розчини на основі β -титану та сполук Ti_3Rh_5 (Ge_3Rh_5 -тип, θ -фаза) і Ti_3Ir (Cr_3Si -тип, γ -фаза).

У системі Ti–Rh–Ir найбільші об'єми первинної кристалізації мають тверді розчини на основі компонентів і δ -фаза. Найвища температура відповідає плавленню іридію (2443 °C), а найнижча — температурі нонваріантної рівноваги $l + \delta \leftrightarrow <\beta-Ti>$ (1400 °C). У найбільшому температурному інтервалі (понад 700 °C) розташований об'єм первинної кристалізації δ -фази, а у найменшому — відповідні об'єми θ - і γ -фаз.

ЛІТЕРАТУРА

1. Korniyenko K. *Rh–Ti binary phase diagram evaluation [Електронний ресурс]. MSI Eureka, MSI, Mater. Sci. Int. Stuttgart, 2017. Document ID: 20.32761.1.3.*
2. Wang C., Guo Y., Lu Y., Liu X. *Thermodynamic assessment of the Ti–Ir system. J. Phase Equilibria and Diffusion. 2014. Vol. 35, No. 3. P. 269–275. DOI: 10.1007/s11669-014-0302-1.*
3. Еременко, В. Н., Штепа Т. Д. *Диаграмма состояния системы Ti–Ir. Известия Академии наук СССР, Металлы, 1970. – №. 6. – С. 198–203.*
4. Tripathi S.N., Bharadwaj S.R., Chandrasekharaiah M.S.. *The Ir–Rh (Iridium–Rhodium) system. Journal of Phase Equilibria. 1991. Vol. 12, No. 5. P. 606–608. DOI: 10.1007/BF02645079.*

ОБ'ЄМИ ПЕРВИННОЇ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ФАЗ СИСТЕМИ Hf–Ru–Rh–Ir

Корнієнко К. Є., Крикля Л. С., Левченко П. П., Самелюк А. В.
(м. Київ, ІПМ НАНУ)

Система Hf–Ru–Rh–Ir становить інтерес з наукової точки зору та щодо перспектив використання її сплавів у якості жароміцних конструкційних матеріалів, каталізаторів, матеріалу для катодів у електролітичному виробництві водню, у технології напівпровідників, а також як термобар'єрні покриття для деталей газових турбін (сплави на основі сполук HfRh₃ та HfIr₃ із структурою типу CuAu₃ отримали назву «тугоплавкі суперсплави») [1–3]. Відомостей щодо експериментального дослідження цієї системи в літературі немає; обмежуючі потрібні системи вивчені нами раніше [4].

Сплави системи Hf–Ru–Rh–Ir 10 складів були приготовлені із компонентів електродуговою плавкою і досліджені в литому стані методами локального рентгеноспектрального, рентгенівського фазового та диференційного термічного аналізів.

Встановлено, що в четвертій системі існують неперервні ряди твердих розчинів між ізоструктурними (типу CsCl) фазами на основі сполуки HfRu і високотемпературних модифікацій сполук Hf(Rh, Ir) (δ -фаза). У фазових рівновагах, крім цієї фази, беруть участь тверді розчини на основі β -гафнію, рутенію, ізоструктурних родію та іридію, а також сполук Hf₂(Rh, Ir) (Ti₂Ni-тип, γ -фаза), Hf₅Ir₃ (Mn₅Si₃-тип, η -фаза), Hf₃Rh₅ (Ge₃Rh₅-тип, θ -фаза) і Hf(Rh, Ir)₃ (AuCu₃-тип, ε -фаза). Сплави із вмістом гафнію 12, 23 і особливо 25% (ат.) виявилися дуже твердими і пластичними, решта сплавів — крихкими.

У системі Hf–Ru–Rh–Ir найбільші об'єми первинної кристалізації мають тверді розчини на основі платинових металів, δ - та ε -фаз. У найбільшому температурному інтервалі (понад 1000 °C) розташований об'єм первинної кристалізації δ -фази, а у найвужчому (близько 150 °C) — відповідний об'єм θ -фази.

ЛІТЕРАТУРА

1. *Changes in Effective Work Function of Hf_xRu_{1-x} Alloy Gate Electrode* / T. Nabatame, Y. Nunoshige, M. Kadoshima та ін. // *Microelectronic Engineering*. — 2008. — Vol. 85. — P. 1524–1528. — doi:10.1016/j.mee.2008.02.008.
2. *Platinum Group Metals Base Refractory Superalloys* / Y. Yamabe-Mitarai, Y. Koizumi, H. Murakami та ін. // *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*. — 1997. — Vol. 460 — P. 701–706.
3. *Electronic Structure and Electric Field Gradient Calculations for Hf₂Rh Intermetallic Compounds* / J. Beloshevic-Cavor, B. Cekic, V. Koteski, A. Umicevic // *Materials Science and Engineering*. — 2007. — Vol. A462. — P. 294–296.
4. *Structure and Phase Constituents of As-cast Alloys of the Hf–Ru–Rh–Ir Quaternary System* / L.S. Kriklya, K.Ye. Korniyenko, P.P. Levchenko та ін. // *7th International Samsonov Conference «Materials Science of Refractory Compounds» (MSRC-2021)*. May 25-28, 2021, Kyiv, Ukraine. — P. 130.

ВИЗНАЧНИЙ УКРАЇНСЬКИЙ ЮВЕЛІР – Й. А. МАРШАК

Кочешков А. С. (м. Київ, КПІ ім. Ігоря Сікорського)

Визначний український ювелір останньої чверті XIX – початку XX ст. Й. Маршак, засновник і власник найбільшої Фабрики художньо-ювелірних виробів теперішньої України, яка займала чільне місце серед визначних ювелірних підприємств східної Європи.

День народження торгової марки «І. Маршакъ» 2 травня 1878 року, був найщасливішим днем в житті Йосипа Маршака – сільського хлопця, який народився в багатодітній сім'ї на Київщині в с. Гнатівка, що на річці Ірпінь і який з 14 років, як учень ювелірної майстерні, володіючи явним художнім хистом, мріяв відкрити власну ювелірну майстерню. До мрії йшов довгі 10 років через навчання на звання майстра, добування спеціального дозволу ремісничої управи цехів на виробництво золотих і срібних предметів саме в столиці губернії – Києві, із власним клеймом яке було підтверджено міською владою.



Рис.1. Міські клейма Києва [1]



Рис. 2. Клейма фірми Маршака, друга половина XIX сторіччя [1]

І, нарешті, відкрив власну майстерню на Подолі (фото 1).

Згодом майстерня була переведена в більше приміщення на Хрещатику, 8, яке було перебудовано під ювелірну фабрику. Був створений художньо-граверний відділ. Поділ праці було доведено до високого ступеня досконалості. Більш легку працю (шліфування, вироблення золотих ланцюжків) було доручено жінкам. На той час місцевий ринок став вузьким, тому фабрика стала вивозити свої вироби на великі ринки: до Харкова, Полтави, Тбілісі, Москви, Петербурга та Варшави. Москва і Варшава стали головними покупцями виробів фірми. Фабрика стала розвивати виробництво ювелірних виробів з золота та срібла з вставками дорогоцінного каміння. З'явилися різні індивідуальні замовлення, які в подальшому витіснили шаблонні вироби оптового попиту.

Через рік майстер переїжджає в більш респектабельне місце - Хрещатик, 4, винайнявши у швейцарця Верле, який продавав годинники, дві кімнати (безпрограшний маркетинговий хід – розмістити новий бізнес біля відомого і популярного).

Після чого через деякий час постійні клієнти і просто багата публіка і стали постійними відвідувачами і майстерні Маршака, де все робилося за індивідуальним замовленням.



Фото 1. Майстерня на Подолі

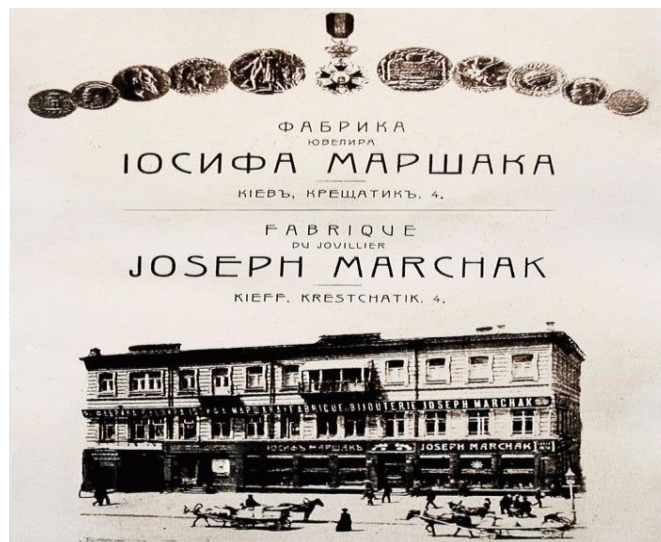


Фото 2. Титул каталогу фірми [2]

Якість виробів і хороший сервіс швидко зробили ім'я новому ювеліру - щорічно кількість індивідуальних замовлень зростала (фото 2).

З часом «київський Картьє» викупив це приміщення у Целестина Верле. За перші чотири роки в майстерні Маршака було виготовлено 7 фунтів прикрас з золота (1 фунт = 409 грам), а вже у 1896 році – 7 пудів золотих виробів [3].

У 1880 році Й. Маршак відвідав Всесвітню виставку в Парижі і великі фабричні центри Німеччини для вивчення ювелірної справи. Зарубіжний досвід дав можливість Й. Маршаку значно вдосконалити роботу на своєму підприємстві.

За майже 30 років роботи ювелірні вироби фабрики І. Маршака були нагороджені: медаллю і почесним дипломом на Всесвітній виставці в Чикаго (1893 р.), золотою медаллю на Всесвітній виставці в Антверпені (1894 р.), вищою нагородою «Почесного відзиву» на сільськогосподарській

і промисловій виставці в Києві (1897 р.), Срібною медаллю на Всесвітній виставці в Парижі (1900 р.), Золотою медаллю на Всеросійській виставці ювелірних виробів в Санкт-Петербурзі (1902 р.), вищою нагородою «Гран-Прі» на виставці в Льєжі (1905 р). Крім того, фабрика має багато подяк від урядових і громадських організацій.



Фото 3. Реклама фірми [4]

Під час революції 1917 року сім'я Маршака змушена покинути батьківщину, захопивши лише залишки творинь Йосипа.

Життя Йосипа Абрамовича обірвалося в липні 1918-го, через важку хворобу. Він встиг скласти заповіт, в якому розподілив капітал між своїми вісьмома дітьми, призначив виплати допомоги майстрам і службовцям, виділив кошти для утримання школи і училища при фабриці і подбав про придане для дівчат. Але цей заповіт так і залишився невиконаним через революцію.

Сини Олександр і Володимир працювали разом з батьком, а після його смерті намагалися продовжити справу за кордоном. Однак повноцінне виробництво відродити не вдалося, тільки магазин в Парижі. Успадкувавши секрети майстерності свого батька Йосипа, Олександр створює унікальні речі в дусі свого часу і навіть завойовує численні нагороди на салоні «Арт-деко» в 1925 році. Але Друга світова війна ставить під загрозу подальше існування ювелірного дому. Порятунок приходить в особі нових компаньйонів - талановитого художника Олександра Дірінжера і справжнього професіонала з тонким смаком Жака Верже. Фірма пропонує своїм клієнтам шикарні вироби: об'ємні кільця, що нагадують маленькі подушечки і усипаний діамантами і сапфірами, рубінові грона смородини, орнаменти з смарагдів у вигляді зеленого листя. Предмети, воістину новаторські для свого часу. Краса і естетика стає на перше місце і мають більше значення, ніж вартість каменю; оригінальність малюнка і майстерність виконання відіграють більшу роль, ніж чистота діаманта. Це абсолютно нова «філософія» приносить Дому Маршака величезний успіх.



Фото 4. Сучасні вироби фірми Маршака [4]

В даний час всі вироби малюються, обробляються і робляться повністю в Парижі. В основному це єдині екземпляри, пронумеровані спеціальним знаком. Повторюватися можуть не більше 5...10 предметів, причому колір каменю не дублюється ніколи. Більшість нових виробів є якісною репродукцією того, що вже було створено раніше. Однак це зовсім не копії, а сучасні речі, в яких присутні не тільки ідеї і дух марки, але і нові яскраві фарби, і новаторський підхід (фото 4).

ЛІТЕРАТУРА

1. М.М. Постникова-Лосева, Н.Г. Платонова, Б.Л. Ульянова. *Золотое и серебряное дело XV-XX вв.* – М.: «ЮНВЕС», «ТРИО». – 1995. – 376 с.
2. *Проспект художественно-ювелирной фабрики И. Маршака.* – К. : Тип. С.В.Кульженко. – 1905.
3. Сапфірова Н.М. *Організація виробництва й торговельної діяльності на ювелірній фірмі Й. Маршака.* //Актуальні проблеми історії, теорії та практики художньої культури. – № 36. – 2016. – С.245–253.
4. <https://unc.ua/blog/kievskiy-karte-iosif-marshak-80>.
5. <https://oringo.com.ua/novosti/jewel-travel-kiev-iosif-marshak>.

ЕНТАЛЬПІЇ ЗМІШУВАННЯ РОЗПЛАВІВ СИСТЕМ Cu-Yb і Cu-Yb-In

Кудін В.Г. (м. Київ, КНУ),
Романова Л. О., Дуднік А. С., Іванов М. І., Судавацова В. С.
(м. Київ, ІПМ НАНУ)

Додавання невеликих кількостей рідкісноземельних елементів (РЗЕ) у вигляді лігатур до міді та сплавів на її основі дозволяють досягти високої міцності при збереженні високої провідності. Сплави ж потрійної системи Cu-Yb-In становлять інтерес з точки зору технологічного застосування, головним чином, як нові магнітні матеріали і лігатури. Особливі властивості цих сплавів значною мірою визначаються ефектом змінної валентності ітербію, яка може змінюватися в залежності від температури та компонентів сплаву, демонструючи значення менше аніж 3. В цьому плані дослідження розплавів систем Cu-Yb і Cu-Yb-In є важливим. Термодинамічні властивості сплавів, зокрема ентальпії утворення розплавів, є важливою характеристикою при аналізі їх структури та міжчасткової взаємодії компонентів.

Термохімічні властивості розплавів системи Cu-Yb натепер досліджено методом калориметрії при 1313 К в інтервалі складів $0 < x_{Yb} < 0,3$ лише в роботі [1]. В [2] оцінені ентальпії утворення сполук, які зменшуються від -23.6 до -31.3 кДж/моль. Ці дані суттєво відрізняються від розрахованих [3]. Автори [3] виконали термодинамічний опис системи Cu-Yb методом CALPHAD. Все це робить актуальним подальше визначення ентальпій утворення розплавів даної системи в не дослідженій області складів. Нами при $0,3 < x_{Yb} < 1$ методом калориметрії встановлено, що мінімальне $\Delta H = -9,7 \pm 0,3$ (при $x_{Cu} = 0,67$), що корелює з даними для цих розплавів, відомих з літератури в інтервалі складів $0 < x_{Yb} < 0,3$ при 1313 К і інших систем Cu-РЗМ. Використовуючи модель ідеальних асоційованих розчинів (МІАР) розраховані всі термодинамічні властивості розплавів і інтерметалідів системи Cu-Yb. Так активності компонентів в розплавах цієї системи проявляють помірні, від'ємні відхилення від ідеальних розчинів.

Ентальпії змішування розплавів системи Cu-Yb-In визначили методом калориметрії в широких межах концентрації в інтервалі температур 1453-1473К. Парціальні ентальпії змішування в потрійних розплавах вимірювали для кожного з трьох компонентів по перерізах зі сталим співвідношенням інших компонентів (рис.1).

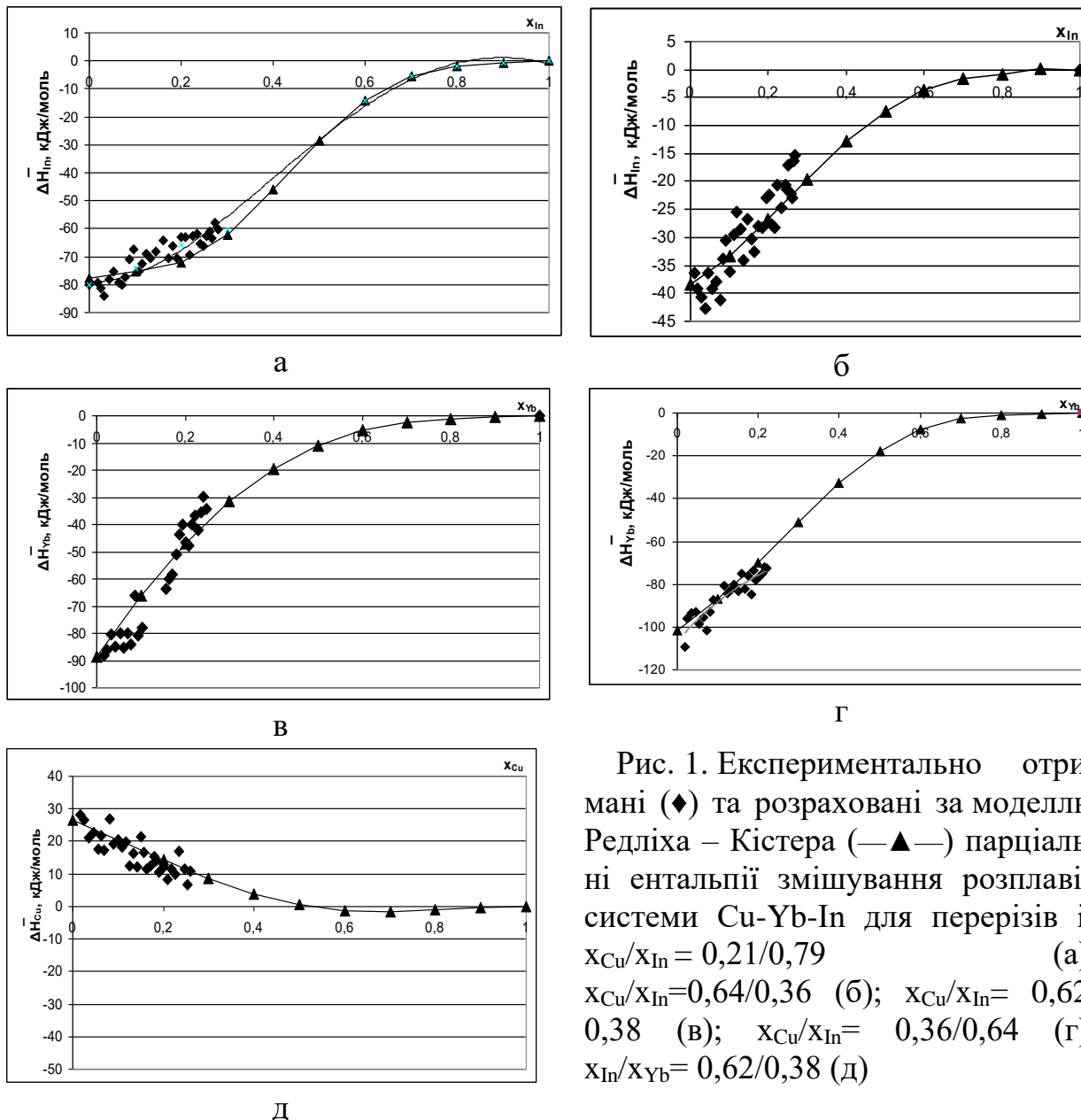


Рис. 1. Експериментально отримані (♦) та розраховані за моделлю Редліха – Кістера (—▲—) парціальні ентальпії змішування розплавів системи Cu-Yb-In для перерізів із $x_{Cu}/x_{In}=0,21/0,79$ (а); $x_{Cu}/x_{In}=0,64/0,36$ (б); $x_{Cu}/x_{In}=0,62/0,38$ (в); $x_{Cu}/x_{In}=0,36/0,64$ (г); $x_{In}/x_{Yb}=0,62/0,38$ (д)

Із цих даних розраховували інтегральні ентальпії змішування розплавів системи Cu-Yb-In. Із рис.2 видно, що вони утворюються з екзотермічними ефектами, які помітно зростають в напрямку подвійної системи In-Yb. Так як термодинамічні властивості розплавів системи Cu-Yb-In до цього часу не були досліджені, ми оцінили їх ще і за моделлю Редліха-Кістера із аналогічних даних для обмежувачих подвійних систем. Вони досліджені раніше в повних інтервалах концентрацій. Видно, що розраховані і експериментальні ентальпії змішування розплавів системи Cu-Yb-In узгоджуються між собою (рис.2).

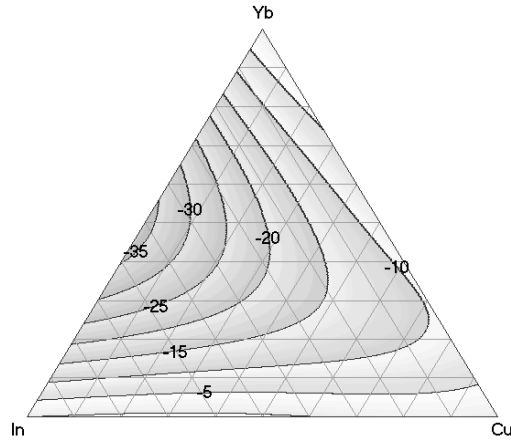


Рис. 2. Ізоентальпії змішування розплавів системи Cu-Yb-In розраховані за моделлю Редліха – Кістера

ЛІТЕРАТУРА

1. N.I. Usenko, M.I. Ivanov, V.M. Petiuh, V.T. Witusiewicz *Thermochemistry of binary liquid alloys of copper with barium and lanthanide metals (europium, dysprosium and ytterbium)* // *J. Alloys Comp.* – 1993. – V. 190, N 1. – P. 149 – 155.
2. P.R. Subramanian, D.E. Laughtin *The Cu–Yb (Copper- Ytterbium) system* // *J. Phase Equilib.* V.9, №3a.-1988.- p. 398–403.
3. L.G. Zhang, L.B. Liu, H.S. Liu, Z.P. Jin *Thermodynamic assessment of Cu–Eu and Cu–Yb system*//*Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry* 31 (2007) 264–268.

ВИЗНАЧЕННЯ ТЕПЛОВИХ ПОЛІВ У ВИЛИВКАХ НОВИМ АНАЛІТИЧНИМ МЕТОДОМ

Лютій Р. В., Прилуцький М. І., Кривик О. В.
(м. Київ, КПІ ім. Ігоря Сікорського)

Вирішення теплових задач має широке практичне застосування: встановлення тривалості кристалізації та охолодження литих деталей, правильний вибір матеріалів для ливарних форм, аналіз можливих дефектів та запобігання браку [1-3].

Першим кроком у вирішенні теплових задач був розрахунок промерзання ґрунту, виконаний професором Стефаном ще у 1890 р. До середини ХХ ст. було виконано розрахунки просування фронту твердіння всередині виливка. На цьому теоретичне вивчення процесів перенесення тепла із відповідним складанням математичних моделей, які максимально відтворюють сутність процесів, практично зупинилося. З появою обчислювальної техніки виник ряд програм комп'ютерного моделювання [4]. Але основні теплові задачі на той момент не було остаточно вирішено. Теоретична база і сьогодні є далеко не повною.

Після заливання металу у форму відбувається спочатку охолодження його до температури початку кристалізації (температури ліквідусу), після чого метал починає твердіти. Внаслідок контакту з холодною формою (стрижнем) поверхня виливка охолоджується більш інтенсивно і у ньому виникає перепад температур, який не враховується у більшості відомих методів. Сам процес твердіння починається також із поверхні і поступово досягає термічного центра виливка. Таким чином, у виливку виникають тверда і рідка зони, які суттєво відрізняються за тепловими властивостями. Границя між ними пересувається у часі.

Ряд числових параметрів для початку побудови розрахункової сітки визначено за відомими формулами. Тривалість повного твердіння виливка розраховано за загальноновизнаними формулами Г. Ф. Баландіна [3, 5]. Також існує формула для тривалості відведення теплоти перегрівання. Це час до моменту, в який температура на поверхні виливка знижується до ліквідусу. Далі починається процес охолодження спільно із виділенням прихованої теплоти кристалізації.

За двома відомими значеннями температури (початкової та ліквідусу) і враховуючи те, що швидкість охолодження із часом знижується, виконано математичне вирішення цього процесу. Використовуючи граничні умови, у кожному конкретному випадку (залежно від матеріалу, розмірів і конфігурації виливка, а також матеріалу форми) можна установити коефіцієнти рівняння. Воно являє собою закон охолодження поверхні виливка. Рівняння є справедливим, поки поверхня виливка не затверділа. Отже, воно дає змогу визначити тривалість охолодження поверхні виливка від температури заливання до температури солідусу і дає нам ще одну важливу розрахункову точку.

Після цього моменту на поверхні вилівка з'являється і зростає тверда кірка. Швидкість просування фронту кристалізації, як встановлено Стефаном, підтверджено Г. Ф. Баландіним, А. Й. Вейником та іншими вченими, описується законом «квадратного кореня» [3, 5, 6]. Закон повністю справедливий для плоского геометричного тіла. Якщо воно циліндричне або сферичне, потрібно перейти до відповідної системи координат або внести уточнення у лінійну систему. Уточнення полягає у тому, що визначається не товщина затверділого шару металу, а його об'єм (тому що процес кристалізації визначається кількістю виділеної теплоти з одиниці об'єму тіла).

Завершальним етапом вирішення задачі є визначення теплових полів у рідкій та твердій зонах вилівка. Для цього вилівок розглянуто як двошарову стінку, теплові властивості частин якої значною мірою відрізняються. Теплові потоки у частинах вилівка рівні, тому розподіл температур у ньому визначається за співвідношенням їх розмірів та коефіцієнтів теплопровідності.

Для цього розрахунку не вистачає ще одного важливого значення – температури у центрі вилівка. Ми знаємо, що у початковий момент вона дорівнює температурі заливання, а у момент завершення твердіння – температурі солідусу. Протягом цього періоду температуру в центрі з достатньою точністю можна визначити за формулою Шварца, яка передбачає використання інтегралу ймовірності Гаусса [3].

Далі за відомими значеннями температур у центрі вилівка та солідусу на границі твердіння визначається температура на поверхні вилівка.

На рис. 1 наведено розрахункову зміну температур для сталевого вилівка, який являє собою циліндр зовнішнім діаметром 250 мм із внутрішнім отвором 50 мм.

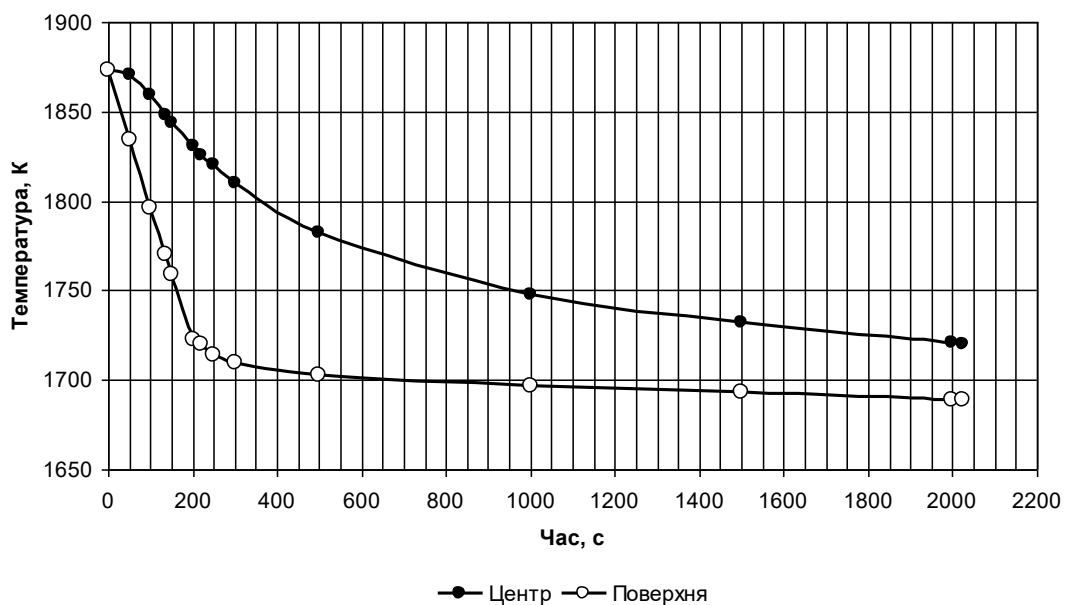


Рис. 1. Розподіл температур у сталевому вилівку із товщиною стінки 100 мм за період від заливання до завершення твердіння

Як видно, у процесі кристалізації перепад температур у виливку досягає сотні градусів, і тому врахування цього факту значною мірою підвищує точність і достовірність розрахунків теплових полів як самого виливка, так і ливарної форми зі стрижнем.

ЛІТЕРАТУРА

1. Аксенов, П.Н., Берг, П.П., Бодашков, Н.М. и др. *Вопросы теории литейных процессов.* – Москва: Машигиз, 1960. – 696 с.
2. Гуляев, Б.Б. *Теория литейных процессов.* – Ленинград : Машиностроение, 1976. – 216 с.
3. Могилатенко В.Г., Пономаренко О.І., Дробязко В.М., Кочешков А.С., Ямишинський М.М. *Теоретичні основи ливарного виробництва.* –Харків.: НТУ «ХП», 2011. – 288 с.
4. Тарасевич М.І., Корнієць І.В., Тарасевич І.М., Дудченко О.В. *Порівняльний аналіз систем комп'ютерного моделювання металургійних і ливарних процесів // Металл и литье Украины.* – № 5, 2010. – С. 20–25.
5. Баландин Г.Ф. *Теория формирования оливки.* – Москва: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1988. – 360 с.
6. Бахтиаров Р.А., Воробьева Л.А. *Практическое использование тепловых расчетов в металлургических процессах: Обзорная информация.* – Москва: ЦНИИ информации и технико-экономических исследований цветной металлургии, 1977. – 72 с.

НАУКОВІ ОСНОВИ СТВОРЕННЯ ЕКОЛОГІЧНИХ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

Лютий Р. В., Тишковець М. В., Люта Д. В.
(м. Київ, КПІ ім. Ігоря Сікорського)

Близько 75% усієї ливарної продукції у світі виготовляють із застосуванням разових ливарних форм (особливо це стосується виливків із сплавів на основі заліза). Історичний розвиток процесів виготовлення форм і стрижнів призвів до того, що з початку 90-х рр. ХХ ст. провідне місце зайняли піщано-смоляні суміші як холодного, так і теплового зміцнення. Дослідження і впровадження альтернативних зв'язувальних компонентів (ЗК) було максимально обмежено.

Зараз стало очевидним, що потенціал відомих органічних ЗК майже вичерпано. Ливарна форма залишається причиною утворення майже половини усіх дефектів литих деталей.

У науковому плані окреслюються дві основні проблеми: недосконала теоретична база та відсутність якісних екологічних зв'язувальних компонентів. Метою проведеної нами роботи є розвиток теоретичних основ класифікації і використання зв'язувальних компонентів, розроблення і реалізація методів синтезу нових неорганічних зв'язувальних компонентів фосфатного класу, розроблення високоефективних технологій виготовлення ливарних стрижнів на основі створених матеріалів.

У результаті виконання теоретичних та експериментальних досліджень вирішено наступний ряд наукових питань:

1. На основі ґрунтового аналізу фізико-хімічних процесів взаємодії ортофосфорної кислоти із вогнетривкими матеріалами, неорганічними солями металів та сполуками алюмінію різної хімічної природи, створено наукові основи та реалізовано синтез фосфатних ЗК у вказаних системах.

До цього вважалося, що фосфатні ЗК існують виключно у наступних варіаціях: ортофосфорна кислота + затверджувач (оксид заліза або магнію); або готовий алюмофосфатний, алюмохромфосфатний, алюмоборфосфатний та інші компоненти, які являють собою розчини сполук вказаних металів у кислоті. Інших способів синтезу фосфатних ЗК у ливарному виробництві та хімічній технології не розглядали.

2. Доведено, що вогнетривкі наповнювачі стрижневих сумішей можуть брати участь у процесі синтезу ЗК, який відбувається безпосередньо у складі суміші під час теплового зміцнення стрижня. Установлено, що хімічно і термічно стабільні ЗК утворюються у комбінаціях ортофосфорної кислоти із кварцом, цирконом та дистен-силіманітом.

Раніше існувало чітке переконання, що вогнетривкий наповнювач – це виключно інертна складова, яка має не вступати у хімічну взаємодію із іншими компонентами суміші.

3. Уперше встановлено, що неорганічні солі сульфатної, соляної, азотної та деяких інших сильних кислот за певних умов здатні вступати у реакції з ортофосфорною кислотою та утворювати фосфатні ЗК:

– у системах ортофосфорної кислоти з хлоридами натрію і калію та з бромідом калію відбувається пряма хімічна взаємодія в області температур 250...300 °С, яка призводить до утворення фосфатів, що підтверджено термодинамічними розрахунками та результатами фазового аналізу;

– у системах ортофосфорної кислоти із кристалогідратними солями сильних кислот процес взаємодії відбувається у дві стадії: частковий розпад кристалогідратів з утворенням проміжних фаз та подальша взаємодія цих фаз із кислотою. У композиції з 18-водним сульфатом алюмінію при температурі 150...200 °С відбувається його часткова деструкція та утворюється проміжна сполука – гідроксид алюмінію, який взаємодіє з кислотою та утворює фосфат алюмінію;

– у системах ортофосфорної кислоти із термічно нестійкими солями взаємодія відбувається із продуктами термічної деструкції цих солей. У композиції з нітратом алюмінію його термічний розпад відбувається при 150...200 °С, після чого залишкові продукти вступають у взаємодію з кислотою та утворюють фосфати алюмінію.

До сьогодні з неорганічної хімії було відомо, що ортофосфорна кислота не реагує із солями більш сильних кислот, тому їхні солі до цього не розглядали як сировину для синтезу фосфатних ЗК.

4. На основі накопиченого досвіду із теорії і практики взаємних перетворень групи фосфатів натрію вперше розроблено схему синтезу ЗК із підвищеною питомою міцністю у результаті взаємодії ортофосфорної кислоти із триполіфосфатом натрію. Вказаний матеріал має форму двозаміщеного пірофосфату натрію, який завдяки особливостям кристалічної будови та наявності водневих зв'язків забезпечує зростання міцності стрижнів у 2,5...3 рази порівняно із триполіфосфатом натрію.

Всесвітньо відомо, що фосфати натрію несуть екологічну небезпеку через їх розповсюдженість у мийних та пральних засобах, із складу яких їх протягом останніх років активно усувають. Це потребує пошуку нової галузі застосування значної за обсягами виробництва групи хімічних речовин. Про використання фосфатів натрію як ЗК для ливарних стрижнів та про технології їх синтезу даних до цього часу не було.

5. Встановлено подібність характеру фізико-хімічних перетворень, які відбуваються при нагріванні у ЗК, синтезованих із неорганічних солей натрію та калію. Незалежно від неорганічної солі, яку використано для синтезу фосфатного ЗК (хлорид натрію, хлорид калію, карбонат натрію, бромід калію або триполіфосфат натрію) в інтервалі 200...300 °С усі кислоти ортофосфати або пірофосфати перетворюються на метафосфати, в інтервалі 550...650 °С метафосфати натрію та калію плавляться, після чого переходять в аморфну форму, залишаючись водорозчинними.

Фосфати натрію та калію синтезовано із неорганічних солей цих металів (хлоридів, бромідів, триполіфосфату) в нашій роботі вперше. Тому

інформації щодо їх термічних перетворень, фазового складу при різних температурах та порівняння цих даних не було.

6. Отримано нові дані про фізико-хімічні процеси у системі ортофосфорної кислоти із гідроксидом алюмінію. Показано, що в результаті взаємодії надлишку гідроксиду алюмінію (10...30 мас. ч.) із кислотою (2...10 мас. ч.) також, як і у складі традиційного алюмофосфатного ЗК, відбувається утворення фосфатів алюмінію. Але у цій системі процес відбувається без нагрівання, а утворені фосфати забезпечують зміцнення суміші при нормальній температурі зі швидкістю, достатньою для виготовлення багатошарових керамічних оболонкових форм за моделями, що витоплюються.

Гідроксид алюмінію є основним компонентом для приготування усіх металофосфатних ЗК, однак у всіх варіантах процес відбувається при значному надлишку кислоти та при нагріванні. Отримані ЗК являють собою частково нейтралізований розчин кислоти. Про приготування сухих алюмофосфатних ЗК на основі гідроксиду алюмінію даних не було.

7. Створено оновлену системну класифікацію ЗК за хімічною природою, питомою міцністю та фізико-хімічними особливостями зміцнення, яка охоплює усі відомі світові зразки, а також створені у нашій роботі нові матеріали. Вказана система є науковою основою для вибору технологічних режимів зміцнення ливарних форм і стрижнів, аналізу їх поведінки після заливання та під час вибивання форм, можливості повторного використання і регенерації сумішей.

До цього часу існувала система класифікації А. М. Лясса, яка не була універсальною, тому що не включала усі відомі на сьогодні матеріали, мала подвійні тлумачення (наприклад «проміжний характер зміцнення»). Чітка система класифікації за фізико-хімічними режимами зміцнення була відсутня.

Порівняно із промисловими аналогами (піщано-смоляними сумішами холодного та гарячого зміцнення) розроблені екологічні ЗК мають знижену вартість. Враховуючи обсяг ринку формувальних матеріалів, зокрема ЗК, як мінімум в Україні, можна прогнозувати значний економічний ефект від впровадження результатів у ливарні технології.

ТЕРМОСТІЙКІСТЬ ДО ОКИСНЕННЯ ПОРОШКІВ TiN, TiC, TiB₂

Міщенко Д. Д., Богаченко О. Г., Галінич В. И.

(м. Київ, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ),

Кудін В. Г. (м. Київ, КНУ), Судаєвцева В. С. (м. Київ, ІПМ НАНУ)

Тугоплавкі нітриди, бориди і карбіди металів використовують в складі композитів як абразивних, жаро- і корозійностійких матеріалів при високих температурах та в агресивних середовищах. В зв'язку з цим доцільно дослідити окиснення порошкоподібних нітриду, бориду та карбіду титану при 298–1000°C, тому що їх дослідження, в основному, стосуються компактних зразків, і до цього часу немає єдиної думки про хімізм і кінетику окиснення цих сполук [1–3].

Для досліджень використовували TiN, TiC, TiB₂ марки «ч» (99 %). Розміри вивчених порошків встановили седиментаційним аналізом. Обробка кінетичних кривих дозволила визначити фракційний склад вивчених систем. Виявилось що в усіх порошках переважають частки розміром 5–10 мкм. Точність визначення розміру часток складає 2 %.

Процес окиснення порошків на повітрі досліджували в неізотермічних умовах при програмованому нагріванні зразків на дериватографі Q-1500 з одночасним проведенням ДТА. Про стійкість зразків до окиснення на повітрі судили за ступенями їх окиснення, розрахованими за формулою: $\alpha = \frac{\Delta m_{\phi}}{\Delta m_T}$, де

Δm_{ϕ} , Δm_T — фактична і теоретична зміна маси речовини.

У табл. 1 наведені рівняння, за якими перебігають процеси окиснення досліджених речовин і формули, за якими розраховували ступені окиснення досліджених речовин і формули, за якими розраховували Δm_T .

Таблиця 1 – Теоретична зміна маси вихідних сумішей (Δm_T) та теплові ефекти реакцій, розраховані за законом Гесса (ΔH_1) та із ДТА- кривих (ΔH_2), в (кДж/моль)

Реакція	Δm_T	$-\Delta H_1$	$-\Delta H_2$
$TiC + 2O_2 = TiO_2 + CO_2$	0,3377 мр	1128,6	385
$TiB_2 + 5/2 O_2 = TiO_2 + B_2O_3$	0,9297 мр	1899,7	1045
$TiN + O_2 = TiO_2 + 1/2 N_2$	0,2912 мр	615,6	346

Окиснення вивчали на дериватографі типу Q-1500 із швидкістю нагрівання 5 К/хв. Із ТГ-кривих, встановлено, що при їх окисненні, відбувається збільшення маси. Розраховані із цих кривих ступені перетворення нітриду, дибориду та карбіду титану (α) наведені в табл. 2. Видно, що вивчені порошкоподібні сполуки починають взаємодіяти з киснем повітря вже при 565 °С (TiN), 410 °С (TiC), 540 °С (TiB₂), а підвищення температури приводить до збільшення ступенів їх перетворення. При 990 °С значення α для TiN досягає 60 %, що значно перевищує аналогічні величини для дибориду та карбіду титану. Це свідчить про досить значну спорідненість нітриду титану до кисню

та не дуже високу його термічну стабільність. Щоб пояснити, чим це обумовлено, ми, дослідили окиснення більш грубодисперсних порошків TiC, TiB₂. Згідно наших даних їх окиснення стає помітним при більш високих температурах (700 °C), а при 1000 °C ступінь перетворення досягає лише 15 і 25 % для TiB₂ і TiC відповідно. Імовірно всього висока стійкість до окиснення на повітрі пов'язана з утворенням щільних поверхневих плівок оксидів бору та титану.

Таблиця 2 – Ступені окиснення TiN, TiC, TiB₂, отримані на дериватографі

TiN		TiC		TiB ₂	
T, °C	α(%)	T, °C	α (%)	T, °C	α (%)
565	0,4	410	4,7	510	0,0
620	2,7	573	9,5	540	0,1
680	6,9	616	12,2	680	3,0
745	16,5	735	22,0	735	5,2
790	24,7	870	31,5	795	8,1
820	30,5			900	12,0
990	59,1			1000	14,6

Важливо було визначити теплові ефекти, які спостерігаються при окисненні досліджуваних речовин. Згідно наших дериватографічних досліджень, процеси окиснення, TiN, TiC, TiB₂ – екзотермічні. Із площ піків ДТА-кривих розраховували теплові ефекти вивчених процесів окиснення, по методиці [4]. Коефіцієнти пропорційності k між тепловим ефектом і площею піку під ДТА-кривою оцінили по аналогічним кривим, отриманих при дериватографічних дослідженнях речовин KCl і Na₂WO₄, ентальпії плавлення яких відомі. Використовуючи площі піків ДТА - кривих, визначили теплові ефекти, що спостерігались при окисненні 1 моля TiN, TiC, TiB₂ по формулі: $\Delta H = \frac{k \cdot S}{n \cdot \alpha_i}$. Отримані при цьому теплові ефекти приведено в табл. 1.

Виявилось, що обчислені із ДТА-кривих ΔH якісно узгоджуються із розрахованими ΔH_{298}^0 по закону Гесса (табл. 1). Причому всі отримані за допомогою ДТА-кривих ΔH по абсолютній величині нижчі за розраховані за законом Гесса. Це не дивно, так як дериватограф не є ізольованою системою і частина теплоти виділяється в оточуюче середовище. Одержані в роботі результати по окисненню високотвердих сполук важливі для практичного використання, для визначення температурних порогів роботи виробів із вказаних сполук з урахуванням корозійного впливу середовища.

ЛІТЕРАТУРА

1. Войтович Р.Ф., Пугач Э.А. Окисление тугоплавких соединений. Справочник. – Металлургия, 1973. – 112 с.
2. Войтович Р.Ф. Окисление карбидов и нитридов. – К.: «Наукова Думка», 1981. – 312 с.
3. Серебрякова Т.И., Неронов В.А., Пешев П.Д. Высокотемпературные бориды. – М.: Металлургия, 1991. – 368 с.
4. Берг Л.Г. Введение в термографию. – М.: Наука, 1969. – 365 с.

ПОЛУЧЕНИЕ МНОГОСЛОЙНОГО БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СЛИТКА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭЛЕКТРОШЛАКОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

Нетяга А.В., Кусков Ю.М., Биктагтров Ф.К.
(г. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона АН Украины)

Биметаллы находят применение в различных отраслях промышленности, в том числе в горнорудной, для изготовления изделий, подвергающихся абразивно ударным нагрузкам. Для многих подобных элементов оптимальным является сочетание пластичной основы с рабочей частью, имеющей высокую твердость и износостойкость. Получают такие изделия главным образом дуговой или электрошлаковой наплавкой.

Известно несколько технологических решений получения с помощью электрошлакового процесса биметаллических слоев. В том числе, переплав в водоохлаждаемом кристаллизаторе составных по высоте электродов или электродов постоянного по длине химического состава с введением в процессе переплава легирующих добавок. При высокой надежности соединения слоев полученные таким способом биметаллические заготовки имеют достаточно протяженную переходную зону. Для заготовки круглого сечения она может достигать диаметра слитка. Это ведет к неравномерности по сечению толщины наплавляемого слоя, излишнему расходу металла на его получение. Для снижения протяженности переходной зоны, достигаемой за счет уменьшения глубины металлической ванны, переплав расходуемых электродов совмещают с плавлением бестоковых заготовок. Но это значительно усложняет технику процесса наплавки.

В последнее время для получения с помощью электрошлакового процесса биметаллических заготовок предлагается применять плавку в токоподводящем кристаллизаторе (ТПК). В этом случае вследствие отсутствия жесткой связи между вводимой в шлак мощность и скоростью плавки обеспечивается небольшая глубина металлической ванны и, соответственно, протяженность переходной зоны. При использовании переплавляемого заготовки в качестве материала для наплавки необходимо применять два источника питания, позволяющие отдельно регулировать электрическую мощность, идущие на электрод и токоподводящую секцию кристаллизатора. Поэтому более рационально для получения наплавляемого слоя переплавлять в ТПК с одним источником питания дискретные присадочные материалы в виде порошков, дроби или измельченной стружки.

Высокую абразивную износостойкость имеет высокохромистый чугун (25–30 % Cr). Для получения биметалла с наплавленным слоем из такого чугуна использовали две технологии наплавки ТПК Ø 80-180 мм. По первой технологии на стальные заготовки из стали Ст3 или стали 45 наплавляли слой высокохромистого чугуна путем подачи из электромагнитного дозатора дроби Ø 0,8–2,0 мм. Толщину наплавленного слоя изменяли от 10 до 50 мм. Исследования макро и микроструктуры биметаллов

показало, что они имеют высокое качество соединения стали с чугуном при толщине переходного слоя 1–2 мм.

Такая технология наплавки ввиду изготовления за одну плавку одной биметаллической заготовки, наличия межплавочных промежутков, а также затрат времени на старт нового процесса, заключающегося в наведении шлаковой ванны и подогреве поверхности исходной стальной заготовки, имеет низкую производительность. Поэтому была разработана новая технология, направленная на повышение технико-экономических показателей процесса наплавки. Заключается она в получении длинномерных слитков с чередующимися слоями сталь – чугун. При этом слой из стали формируется за счет плавления стальной дроби, а слой высокохромистого чугуна – за счет плавления дроби соответствующего состава. Наплавку выполняли с дифференцированным регулированием электрической мощности. Это позволяло создавать на поверхности стальной части слитка искусственные гофры (впадины), показывающие зоны порезки слитка. Внешний вид многослойного биметаллического слитка диаметром 180 мм показан на рис.1, а макрошлиф продольного сечения слитка диаметром 85 мм на рис.2. Таким способом в стационарном кристаллизаторе за одну плавку олучали от трех до пяти высококачественных биметаллических заготовок. В случае применения технологии наплавки с относительным перемещением кристаллизатора и заготовки длина слитка и количество наплавленных слоев ограничивается лишь длиной колонны электрошлаковой установки.



Рис. 1. Вид наплавленного многослойного слитка



Рис. 2. Макрошлиф поперечного сечения многослойного слитка

ПРОЦЕС КЕРУВАННЯ ТА ВЗАЄМОДІЯ ФІЗИКО-ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ДВОВАЛКОВОГО ЛИТТЯ-ПРОКАТУВАННЯ

Ноговіцин О. В., Тарасевич М. І., Корнієць І. В., Баранов І. Р.
(м. Київ, ФТІМС НАН України)

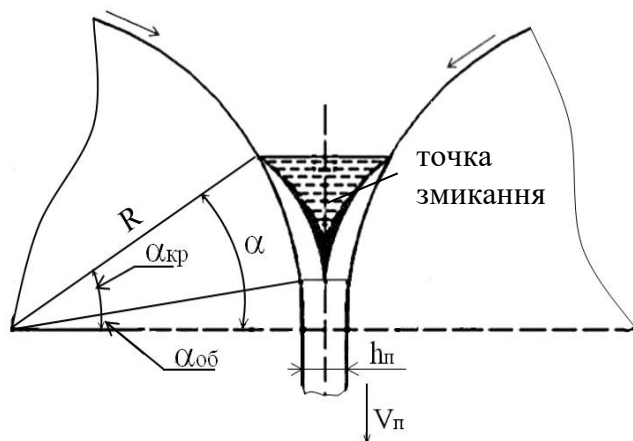
Отримання металевої смуги із чорних і кольорових металів та сплавів безпосередньо з розплаву з використанням методу безперервного двовалкового лиття – прокатки, дає змогу промисловості знизити виробничі витрати, споживання електроенергії та скоротити втрати матеріалу за рахунок часткового або повного виключення з технологічного процесу виробництва ряд циклів та наступних стадій обробки кінцевої металопродукції. Технологія двовалкового лиття-прокатування добре підходить для виробництва смуги завтовшки 1-5 мм, а також для більш тонких смуг.

Особливість технології двовалкового лиття полягає в одночасному швидкоплинному перебігу взаємодіючих, високочутливих гідродинамічних, теплофізичних та механічних процесів. Тому успішна промислова реалізація технології двовалкового лиття цілком залежить від системи керування гідродинамічними потоками розплаву металу, та теплофізичними процесами кристалізації. Контроль теплофізичних процесів кристалізації, а саме швидкості твердіння, критично необхідний для забезпечення високих механічних характеристик кінцевого продукту, запобігання розтріскування поверхні смуги та виникненню дефектів кристалізації в структурі металу, а також уникненню проблеми прориву рідкого металу на виході з валків.

Принципове значення для керування процесом двовалкового лиття є ретельний контроль рівня металу в міжвалковому просторі двовалкового кристалізатора. Він забезпечується ефективним регулюванням потоку рідкого розплаву, при цьому узгодження швидкості обертання валків-кристалізаторів поки є невирішеним питанням. На сьогодні відомо багато патентів на системи контролю та регулювання процесу двовалкового лиття. Більшість з них базуються на регулюванні рівня розплаву металу в міжвалковому просторі валків-кристалізаторі, тобто на регулюванні витрат розплаву металу.

У роботі запропоновано новий підхід до керування процесом двовалкового лиття в основу якого покладено швидкість росту металевої кірки на поверхні валків – кристалізаторів та положення точки змикання зустрічних фронтів кристалізації залежно від швидкості оберту валків та швидкості росту металевої кірки (рис.1).

Як було визначено в попередніх роботах [1] швидкість зростання металевої кірки, повною мірою та з достатньою точністю можна визначити за допомогою закону «квадратного кореня» з урахуванням коефіцієнту швидкості кристалізації для металу що розливається.



α – кут контакту металу з валком; $\alpha_{кр}$ – кут області кристалізації;
 $\alpha_{об}$ – кут області деформації (ділянка прокатки); h_n – товщина смуги;
 R – радіус валка

Рис. 1. Схема геометричних параметрів двовалкової розливки

Для вивчення комплексного впливу геометричних і технологічних параметрів валкової розливки на забезпечення сталого технологічного процесу формування тонкої металевої смуги на прикладі розливки сплавів на основі алюмінію, були використані методи планування експериментів і статистичний аналіз.

Узагальнюючи результати проведених обчислювальних експериментів для всіх досліджуваних сплавів були отримані аналітичні залежності виду $v = f(\Delta T)$, що дозволяють визначити швидкість розливки розплаву, яка забезпечить при виході з валків змикання зустрічних фронтів кристалізації, для отримання смуги заданої товщини – 2, 3 и 4 мм при зміні температури перегріву розплаву ΔT від 2 до 20 °С.

ЛІТЕРАТУРА

1. Ноговицын, А.В. Коэффициент скорости кристаллизации при двухвалковой разливки – прокатки стали и алюминия /А.В. Ноговицын, И.Р. Баранов // *Металл и литье Украины*. – 2013. – № 7(242). – С. 14–17.

РОЛЬ КОНВЕКЦІЇ У ФОРМУВАННІ СТРУКТУРИ ВЕЛИКИХ КОВАЛЬСЬКИХ ЗЛИВКІВ

Нурадінов А.С., Зубеніна Н.Ф., Школярєнко В.П., Нурадінов І.А., Зубеніна
Н.А.

(м. Київ, ФТІМС НАН України)

В оцінці ролі конвекції в процесах кристалізації і формування структури великих ковальських зливків немає однозначної думки серед металургів. Найбільш дискусійними залишаються питання формування конуса осадження неметалічних включень і нерівномірності товщини затверділої кірки металу по висоті зливків [1–4].

З огляду на актуальність цієї проблеми, в даній роботі методом фізичного моделювання на прозорому сплаві (камфен + трициклен) досліджені механізми утворення конуса осадження неметалічних включень і нерівномірності фронту кристалізації по висоті зливків [5].

Установлено, що при незначному (до 10 %) зниженні температури розплаву на нижніх горизонтах модельного зливка товщина затверділої скоринки до 2,4 рази більше, ніж у його поверхні (рис. 1, а). У літературі причини значного потовщення скоринки в нижніх горизонтах зливків пояснюють за допомогою теорій послідовної і об'ємної кристалізації сплавів, в яких роль конвективного руху розплаву, що затвердіває, не враховують [3, 4]. Переконаливо вирішальну роль конвекції в нерівномірності фронту кристалізації по висоті зливка було наочно доведено в експериментах, коли в ході затвердіння розплаву виключили його конвективний рух шляхом повороту плоскої моделі зливка невеликої товщини ($\delta = 5$ мм) в горизонтальну площину (рис. 1, б).

За результатами моделювання встановлено, що при класичній схемі затвердіння зливків під дією конвекції по їх висоті виникають такі умовні зони:

- зона перегрітого металу, що має температуру вище температури ліквідусу сплаву. Висота цієї зони визначається тривалістю відведення тепла перегріву від розплаву в конвективному потоці, що циркулює вздовж тепловідводної поверхні форми. Зародження кристалів в цій зоні не відбувається;

- зона, у якій температура розплаву в конвективному потоці досягає температури ліквідусу сплаву, і починається його затвердіння. У міру опускання мікрооб'ємів розплаву його переохолодження збільшується і відбувається більш інтенсивне зростання затверділої скоринки, тобто з'являється нерівномірність по висоті зливка (рис. 1, а);

- зона глибоко переохолодженого розплаву в донній частині зливка. Тут спостерігається не тільки подальше збільшення швидкості затвердіння кірки, а й виникнення індивідуальних кристалів. Через підвищену в'язкість цієї двофазної зони неметалеві включення, що доставляються конвекцією з верхніх обсягів розплаву, застряють в ній. У результаті чого відбувається формування конуса осадження неметалічних включень у великих сталевих зливках.

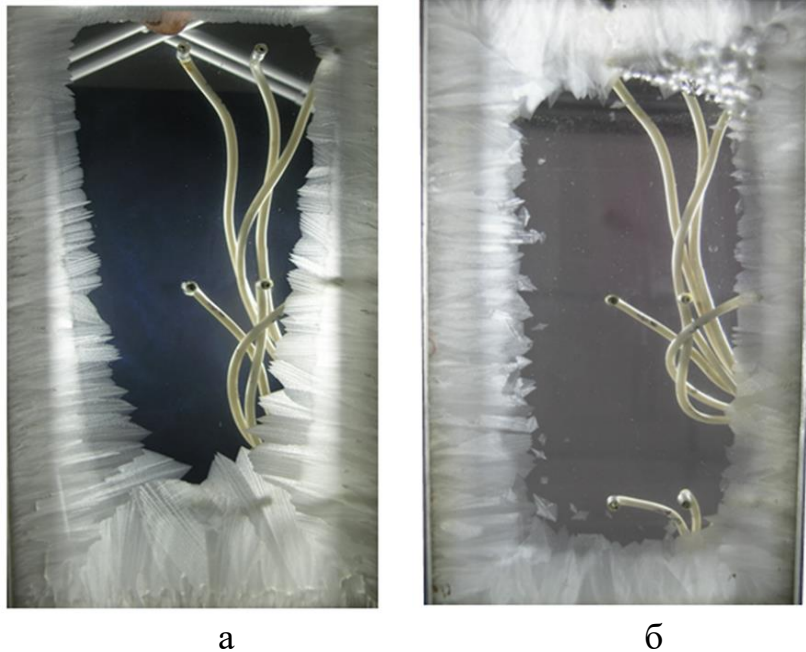


Рис. 1. Товщина затверділої кірки по висоті модельного зливка:
а – під дією природної конвекції; б – без конвекції

Таким чином, методом фізичного моделювання досліджено особливості формування структури великих сталевих зливків. Визначено роль конвективного руху розплаву, що затвердіває, у зародженні в донній частині зливків зони вузького металу, яка, на наш погляд, є головною причиною виникнення конуса осадження неметалічних включень. Теоретично й експериментально доведено вирішальне значення конвекції в тепло-масообмінних процесах, а також в процесах кристалізації і формування структури з зливків, що затвердівають.

ЛІТЕРАТУРА

1. Ефимов, В.А. *Разливка и кристаллизация стали.* – М.: *Металлургия*, 1976. – 552 с.
2. Ефимов, В.А., Эльдарханов, А.С. *Технологии современной металлургии.* – М.: *Новые технологии*, 2004. – 784 с.
3. Хворинов Н.И. *Кристаллизация и неоднородность стали.* – М.: *Машигиз*, 1958. – 392с.
4. Гуляев, Б.Б. *Затвердевание и неоднородность стали.* – М.: *Металлург-издат*, 1958. – 228 с.
5. А.В. Нарівський, А.С. Нурадінюв, В.П. Школярєнко, Г.О. Антонов, І.А. Нурадінюв *Процеси формування структури у великих сталевих зливках // Процеси лиття.* – 2021. – № 2. – С. 3-11.

СИСТЕМНА ОПТИМІЗАЦІЯ ПРОЦЕСІВ У ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

Пономаренко О. І., Євтушенко Н. С. (м. Харків, НТУ «ХП»)

На сучасному етапі розвитку ливарного виробництва основна увага повинна приділятися підвищенню якості виливків при зниженні витрат праці, матеріалів і енергії на їх виготовлення. При цьому поява складних комплексів обладнання, в тому числі автоматичних і роботизованих, що реалізують більш удосконалювати технології, становить головну тенденцію прогресу у виробництві виливків.

У зв'язку з цим науково-технічні завдання в галузі ливарного виробництва будуть безупинно ускладнюватися, що обмежує можливість емпіричних методів їх вирішення і робить кількісний підхід головним науковим інструментом. Важливим моментом даного підходу є пошук оптимального варіанту з використанням математичних моделей статистичного, логіко-математичного та фізико-математичного характеру.

Обмеження в застосуванні наукового кількісного підходу при вирішенні практичних завдань пов'язані в першу чергу з невисокою адекватністю і малої розмірністю використовуваних математичних моделей, а також зі значними труднощами математичного характеру, що виникають при пошуку оптимального вирішення складних завдань. Так, наприклад, максимальна кількість змінних технологічного характеру, які використовуються в статистичних моделях, одержуваних на основі даних планованого експерименту і в моделях математичної фізики дорівнює 10...15; кількість параметрів, що характеризують геометричну форму і властивості виливків середньої складності, становить 100...200.

Значне підвищення ефективності використання наукового кількісного підходу при вирішенні практичних завдань може бути отримано на основі концептуального та інструментального апаратів нової галузі фундаментальних наук, пов'язаних із розвитком складних систем, кібернетики і дослідження операцій.

Головною науковою концепцією залишається поняття системи, а ступінь зрілості технічної науки визначається ступенем використання її кількісних методів аналізу та синтезу систем. Установлено, що апарат системного аналізу є ефективним засобом вирішення двох головних завдань ливарного виробництва, пов'язаних з розробкою раціональної конструкції виливків і максимальним використанням виробничого потенціалу ливарного цеху.

При вирішенні проблеми підвищення якості виливків базовим поняттям є ресурс литої деталі, який визначає тривалість її ефективної експлуатації та дозволяє зв'язати в єдину цільову функцію витрати в підсистемах її проектування і експлуатації. На основі такого підходу розроблені типові алгоритми моделювання процесу формування ресурсу литий деталі, що дозволяють кількісно вирішувати завдання раціонального конструювання литих деталей і вирішені практичні завдання щодо їхнього оптимального

конструювання стосовно деяким сталевим литим деталей номенклатури сільгоспмашинобудування.

Одна з найважливіших наукових і практичних завдань ливарного виробництва – максимальне використання виробничого потенціалу ливарного цеху. Для вирішення цього завдання на основі апарату системного аналізу був розроблений метод системної оптимізації. Основні положення методу зводяться до наступного.

Виливок розглядається як системоутворюючий елемент. Кількісна і якісна сторони якого визначається взаємодією функціональних і структурних підсистем. Ливарний цех може бути представлений в якості єдиної ливарної технологічної системи. Функціонування системи визначається взаємодією між її функціональними і структурними підрозділами. В якості основних розглядаються підсистеми: постачання вихідними матеріалами, обладнання цеху, складу виконавців, відновлення і ремонту устаткування, управління якістю праці, обліку й управління якістю виливків.

Для моделювання роботи ливарної технологічної системи створена ієрархічна багаторівнева математична модель імітаційно-аналітичного характеру. В якості основного елемента моделі прийнятий імовірнісний автомат, який представляє собою математичний абстрактний об'єкт, адекватно відображає інформаційні процеси, що відбуваються у досліджуваній підсистемі.

Загальні математичні моделі систем ливарного цеху являють собою основний інструмент для вирішення практичних завдань, пов'язаних з їх проектуванням, експлуатацією та управлінням. Структурно вони представляють собою сукупність залежностей, що описують зміну кількості і якості формувальної суміші, металу, відливок в залежності від параметрів систем і стану зовнішнього середовища.

Залежно від типу розв'язуваної задачі моделювати складну систему при використанні імовірнісних автоматів можна з різним ступенем подробиці - від рівня функціональних підсистем до вузлів і окремих деталей.

Процес функціонування підсистем адекватно описується за допомогою імовірнісно-детермінованих моделей, при цьому основні залежності, на які накладається вплив великої кількості випадкових змінних, носять детермінований характер.

Для дослідження роботи ливарного цеху та його підрозділів було створено програмно-структурний комплекс, основними вихідними даними якого є інформація, отримана при дослідженні функціональних підрозділів цеху.

АЛГОРИТМ АНАЛІЗУ ПРОМИСЛОВИХ ДАНИХ ДЛЯ ОЦІНКИ ТЕХНІЧНОГО СТАНУ ТЕХНОЛОГІЧНОГО ОБЛАДНАННЯ ЛИВАРНОГО ЦЕХУ

Приходько О. В. (м. Краматорськ, ДДМА)

Функціонування ливарної системи зводиться до переміщення вихідних матеріалів, напівфабрикатів, що проходять на технологічному обладнанні послідовні операції до отримання готової продукції [1].

При дослідженні ливарної системи аналіз промислових даних можна проводити на рівні елемент процесу – обладнання для його реалізації, наприклад: виплавка металу – плавильна піч; заливання форм – заливальний конвеєр і т. д.

Метою роботи є аналіз промислових даних та побудова алгоритму розрахунків параметрів ливарної системи «виготовлення форм – формувальний агрегат» для оцінки технічного стану технологічного обладнання. У якості вихідних даних для моделювання були прийняті дані, отримані в ході експлуатаційних досліджень [2].

При проведенні аналізу технічного стану обладнання для прогнозування стану на заданий проміжок часу було застосовано теорію Марковських процесів. Відповідно до [3, 4], ймовірність стану системи на k -тому кроці може бути розрахована за допомогою матричного рівняння:

$$P(k) = P^T \cdot P(k-1), \quad (1)$$

де P^T – транспонована матриця переходу між станами системи (ймовірності початкового стану системи, які можуть бути оцінені на основі експлуатаційних спостережень за роботою і відмовами обладнання);

$P(k-1)$ – матриця ймовірностей стану обладнання на попередньому етапі;

$P(k)$ – матриця ймовірностей стану обладнання на наступному етапі.

Вузлом обслуговування системи є ділянка виготовлення напівформ, в якому кожен канал k обслуговування відповідає одному змішувачу, який виготовляє одну напівформу.

Таким чином, потрібно вирішити задачу про стан системи на заданий крок вперед. Величиною кроку була прийнята тривалість однієї зміни. У даному випадку спрогнозували можливий стан обладнання на початок третьої зміни.

Матриця можливих станів системи, відповідно до умов задачі, має вигляд

$$P = \begin{bmatrix} 0,8 & 0,15 & 0,05 & 0 \\ 0,8 & 0,05 & 0 & 0,15 \\ 0 & 0 & 0 & 1 \\ 0,8 & 0 & 0 & 0,2 \end{bmatrix}. \quad (2)$$

Елементами матриці є промислові дані служби механіка. Наприклад, обладнання в 80 % випадків знаходиться в працездатному стані й продовжує працювати в наступну зміну. У 15 % випадків – переходить у стан технічного обслуговування (ТО) і в 5 % випадків знаходиться в несправному стані і т. д.

Також матрицю можливих станів системи можна описати спрямованим графом, що складається з вершин, кожна з яких відповідає можливого стану системи і ребер, що відповідають можливим переходам в той чи інший стан (рис. 1).

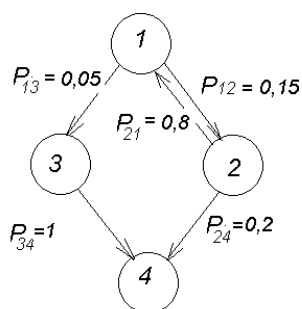


Рис. 1. Граф станів системи

Початковий стан системи, відповідний повністю працездатному обладнанню в початковий момент часу, можна описати матрицею

$$P = [1 \ 0 \ 0 \ 0]. \quad (3)$$

Після транспонування матриці (2) та розрахунків за формулою (1) отримано результати щодо ймовірностей станів системи. При збільшенні числа кроків ймовірності станів системи змінюються, визначаючи перехідний режим. На практиці важливо знати, за яких умов існує стаціонарний режим системи, тобто умови, при яких з плином часу ймовірності станів системи не змінюються.

При перевірці розглянутої системи на ергодичність [4], визначено кінцеві ймовірності всіх станів системи. Система рівнянь для розрахунків кінцевих ймовірностей всіх станів системи має вид [4]

$$\begin{cases} \sum_{i=1}^n P_i = 1 \\ P_i = \sum_{j=1}^n P_j P_{ji}, i = \overline{1, n} \end{cases} \quad (4)$$

Коефіцієнти перед значеннями ймовірностей відповідають значенням ймовірностей матриці переходу. При вирішенні системи рівнянь були отримані значення фінальних ймовірностей станів системи, які дозволяють зробити оцінку технічного стану обладнання окремої ливарної системи а також загальну оцінку технічного стану технологічного обладнання ливарного цеху в цілому.

ЛІТЕРАТУРА

1. Бир, С. Кибернетика и управление производством / С. Бир. – М. : Наука, 1995. – 392 с.
2. Системний аналіз структури цеху ремонтного литва підприємства ТОВ «КФЗ» (тези доповіді) / Шихов О. В., Приходько О. В. // Перспективні технології на основі новітніх фізико-матеріалознавчих досліджень та комп'ютерного конструювання матеріалів. : Збірка тез доповідей XI міжнародної конференції студентів, аспірантів та молодих учених 19–20 квітня 2018 року, Київ, Україна. – С. 265–267.
3. Демин, Д. А. Производственно-технологическая комплектация литейных цехов / Д. А. Демин [и др.]. – Харьков : Технологический Центр, 2012. – 319 с.
4. Пятецкий, В. Е. Методы принятия оптимальных управленческих решений: моделирование принятия решений : учебное пособие. / В. Е. Пятецкий, В.С. Литвяк, И. З. Литвин. – М. : НИТУ МИСиС, 2014. – 133 с.

ДОСЛІДЖЕННЯ ДЕФОРМАЦІЙ ВИГОТОВЛЕНОЇ ЛИТТЯМ КОНСТРУКЦІЇ ВЕРХНЬОЇ НЕРУХОМОЇ ПОПЕРЕЧНИНИ КУВАЛЬНОГО ГІДРАВЛІЧНОГО ПРЕСА

Пиц Я.Є. (м. Краматорськ, ДДМА)

Поперечина є одним з найбільш навантажених елементів чотирьох-колонної станини гідравлічного преса, який має складну конструкцію і сприймає максимальні технологічні зусилля, створені силовим агрегатом преса. В розточинах поперечини кріпляться робочі циліндри преса та колони. Верхні частини колон проходять через отвори траверси та затягуються в них гайками. Поперечки пресів виготовляють литтям з ливарної сталі марки Ст35Л ДСТУ 8781:2018. Руйнування поперечок викликані виникненням і розвитком втомних тріщин на контурах технологічних і конструктивних отворів у внутрішніх ребрах і зовнішніх стінках [1].

У ряді випадків поперечки існуючих пресів, а також поперечки, які встановлюються замість зруйнованих, мають складову конструкцію. Для таких поперечок міцність і довговічність визначаються в значній мірі забезпеченням спільності роботи окремих частин.

На рис.1 показана рухома поперечина преса зусиллям 150 МН і схема її руйнування [2]. Поперечка складається з трьох поздовжніх балок, які стягнуті шпильками. Загальна маса поперечки 180 т, маса середньої балки 95 т. Спільність роботи забезпечують шпоночні виступи і пази балок, а також сили тертя на площинах роз'єму за рахунок зусилля затягування стяжних шпильок.

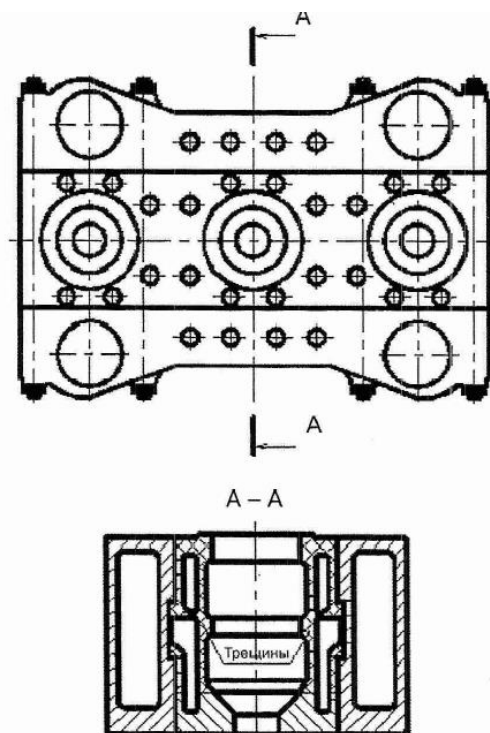


Рис. 1. Руйнування рухомої поперечини складовою конструкції на пресі зусиллям 150 МН

Руйнування поперечки викликано порушенням спільності роботи окремих її частин. При передачі зусилля крайніх циліндрів тільки середньої балкою номінальну напругу в ній зростають удвічі, а максимальні напруги на контурі отвору досягають 250 МПа, що значно вище за межу витривалості литої сталі. Відзначено і інші місця виникнення тріщин в складових поперечках, наприклад, в зонах кутових переходів пазів.

Для всіх поперечин гідравлічних пресів встановлені залежності, що зв'язують виникнення тріщин втомі з напруженим станом деталі та міцнісними характеристиками матеріалу. Це дозволяє прогнозувати надійність і попередження відмов базових деталей.

Відновлення працездатності поперечок з тріщинами можливо зварюванням. Здійснюється зварюванням без попереднього підігріву і наступної термообробки із застосуванням спеціальних електродів і технології [3].

Проведення спеціальних профілактичних заходів щодо попередження відмов до виникнення тріщин вимагає значно менших витрат, ніж відновлення або заміна зруйнованої поперечки. Серед таких заходів можна відзначити добре розроблені методи зміцнення контурів отворів, видалення малих поверхневих шарів з мікропошкодженнями, заварка отворів до виникнення тріщин на їх контурах за спеціально розробленою методикою.

ВИСНОВКИ

1. Збільшення числа відмов поперечин потужних гідравлічних пресів зі збільшенням термінів експлуатації не пов'язане з фізичним зносом всього обсягу металу. Практично всі відмови викликані тим, що в окремих точках деталі з самого початку експлуатації діючі напруги перевищують межу міцності матеріалу по втомі.

2. Поперечини, які пропрацювали 20-30 і більше років, не мають металургійних дефектів, які зазвичай проявляються у вигляді тріщин або повного руйнування на ранніх стадіях експлуатації. Ці деталі після виявлення і усунення первинних конструктивних помилок мають необмежену довговічність.

3. Своєчасне проведення робіт для забезпечення подальшої тривалої безвідмовної роботи поперечин гідравлічних пресів дає можливість:

- на подальший тривалий термін планувати роботу діючого обладнання при збереженні існуючих технологічних режимів;
- проводити модернізацію гідравлічних пресів, в тому числі зі збільшенням продуктивності і зусилля, при збереженні існуючих базових деталей.

ЛІТЕРАТУРА

1. Пылайкин, П.А. Анализ разрушений базовых деталей мощных гидравлических прессов // Кузнечно-штамповочное производство. – 1966. – № 3. – С. 21–27.
2. Сурков, И.А. Состояние и перспективы обеспечения прочностной надежности базовых деталей мощных гидравлических прессов // Заготовительное производство в машиностроении. – 2004. – № 3.
3. Королёв, С.А., Сурков, И.А. Восстановление сваркой главных цилиндров мощных гидравлических прессов // Кузнечно-штамповочное производство, 2004. – № 6.

ІНФОРМАЦІЙНО-АНАЛІТИЧНА СИСТЕМА МОДЕЛЮВАННЯ РОЗПОДІЛУ МАТЕРІАЛІВ МЕРЕЖАМИ ПЕТРІ

Самарай В. П.

(м. Київ, Інститут комп'ютерних технологій Відкритого міжнародного Університету розвитку людини «Україна»)

Беручі до уваги множину параметрів, що впливають на якість і кількість виготовлення виливків, слід виокремити вплив ритмічності постачання матеріалів від цехових транспортних систем до розподільчих бункерів, процесу накопичення і відповідно розподіл матеріалів до самого обладнання яке безперервно потребує надходження матеріалів. Неоптимальна робота систем розподілу матеріалів однозначно знижує кількість і якість виготовлених виливків.

Для оптимізації роботи транспортних систем забезпечення матеріалами і розподілу матеріалів доцільно використовувати різні системи моделювання, діагностування, прогнозування, оптимізації, керування і регулювання. Такі системи можуть бути створені за різними принципами, на основі різних підходів системного аналізу, кібернетики і теорії моделювання, не виключається використання і принципів і підходів теорії дослідження операцій.

До таких різних підходів можуть бути віднесені найбільш відомі моделі і методи моделювання:

1) регресійні; 2) евристичні; 3) моделі СМО (систем масового обслуговування); 4) імітаційні моделі; 5) оптимізаційні моделі; 6) моделі теорії ігор; 7) моделі хаосу; 8) моделі катастроф; 9) багаточисленні моделі теорії графів; 10) моделі ТАУ (теорії автоматичного керування).

Можуть бути застосовані і менш відомі моделі і види моделювання.

Відомо, що зручним засобом моделювання поведінки послідовних і паралельних асинхронних та синхронних процесів є Мережі Петрі (МП). Такі моделі на основі МП дуже просто і добре семантично інтерпретуються і є зручними моделями різної складності в залежності від завдань моделювання. При цьому вони обов'язково є динамічними, водночас можуть бути детермінованими або стохастичними, доволі багатofакторними, лінійними і нелінійними і можуть бути проаналізовані з необхідною ступеню деталізації всіх процесів. Такі моделі на основі МП можуть мати всю необхідну інформацію про динамічну поведінку об'єктів моделювання. В тому числі може бути проведений аналіз інтерпретованих і неінтерпретованих МП з метою пошуку властивостей процесів, що моделюються, наприклад кількісних обігових, часових і частотних або навіть якісних характеристик всієї системи транспортування, накопичення і розподілу або окремих підсистем і об'єктів такої системи. При цьому можуть бути два типи задач аналізу: 1) аналіз виробничих систем, підсистем і об'єктів; 2) аналіз засобів моделювання – у даному випадку аналіз МП.

При аналізі МП – як засобів моделювання типовими задачами є перевірки на консервативність, обмеженість, безпечність, стійкість.

Додатково такі МП можна перевіряти на належність до певних класифікаційних властивостей: належність до наступних класів МП – 1) прості МП; 2) вільного вибору; 3) безконфліктні і автоматні мережі; 4) маркіровані граfi і т. п.

Запропоновані моделі транспортно-накопичувально-розподільчих моделей МП у залежності від їхніх динамічних властивостей і їхньої конструктивно-програмної потужності можуть бути: 1) ручними однокроковими; 2) автоматичними; 3) автоматичними практично необмеженої потужності з аналізом усіх можливих динамічних станів у моделі і з аналізом усіх можливих тупикових ситуацій.

Застосування таких транспортно-накопичувально-розподільчих моделей МП дозволяє проводити обчислювальні експерименти при різних налаштуваннях кожної підсистеми і всіх об'єктів моделювання з метою діагностування, прогнозування оптимізації роботи таких систем на виробництві, а також такі моделі можуть бути основою САУ (систем автоматичного управління) і САР (систем автоматичного регулювання). На рисунку представлена діюча спрощена схема діючої моделі МП для реалізації незалежного розподілу матеріалів. Модель дозволяє провести скорочений або повний динамічний аналіз поведінки системи залежно від класифікаційної реалізації.

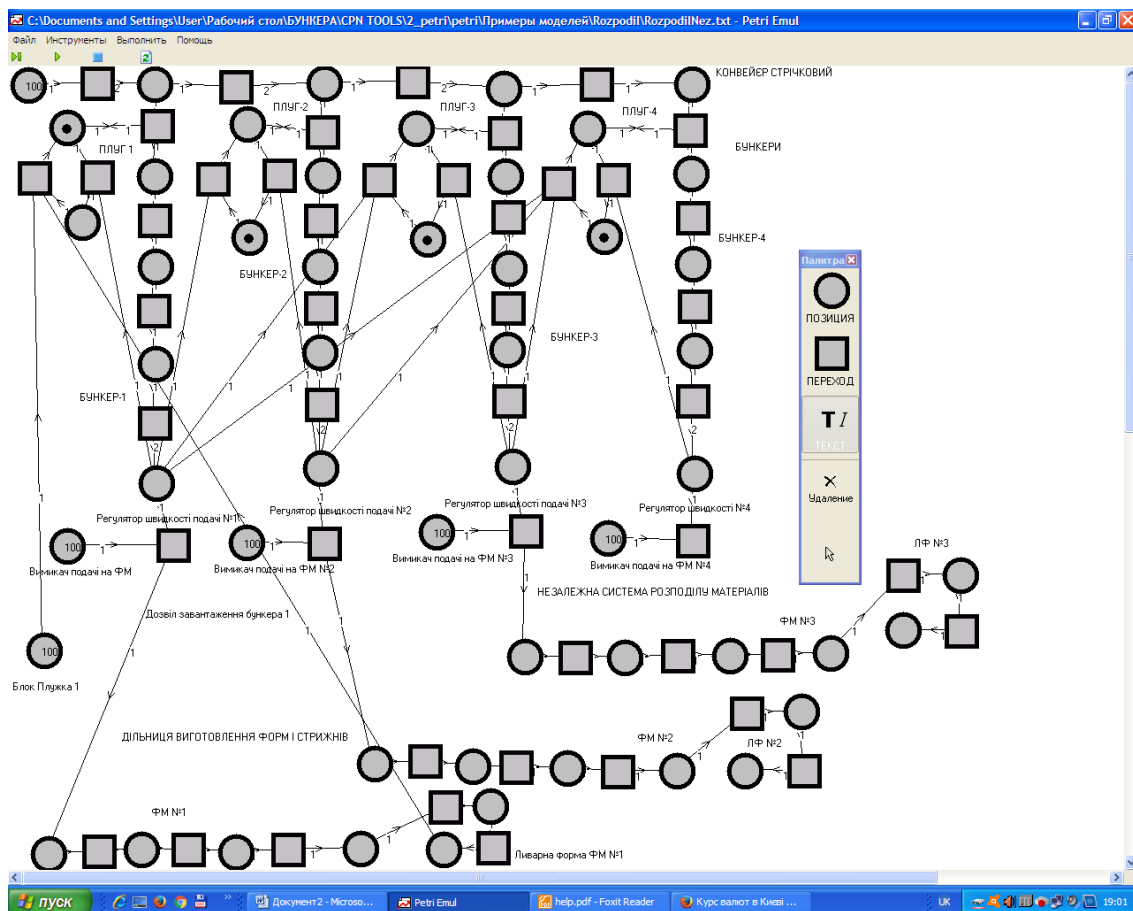


Рис. 1. Початок роботи перед завантаженням 1-го бункеру

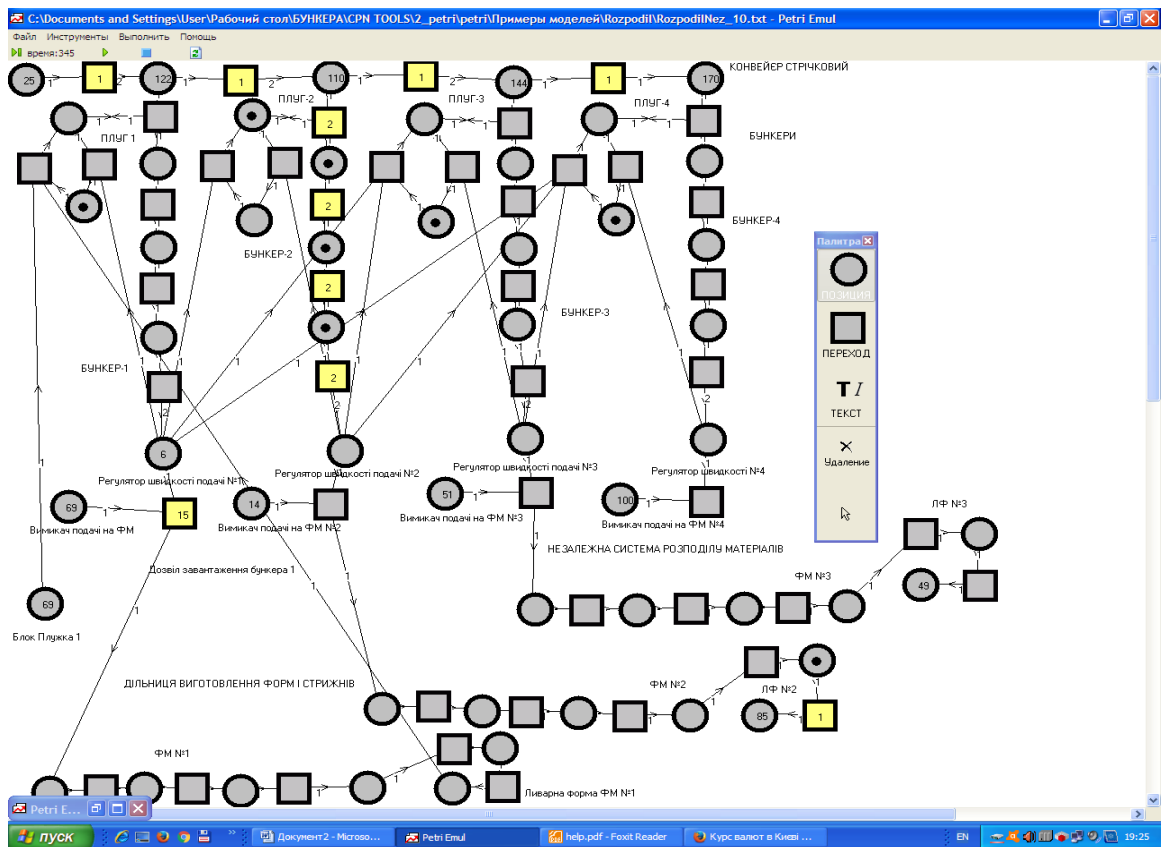


Рис. 2. Завантаження 2-го бункеру і початок розвантаження 1-го бункеру

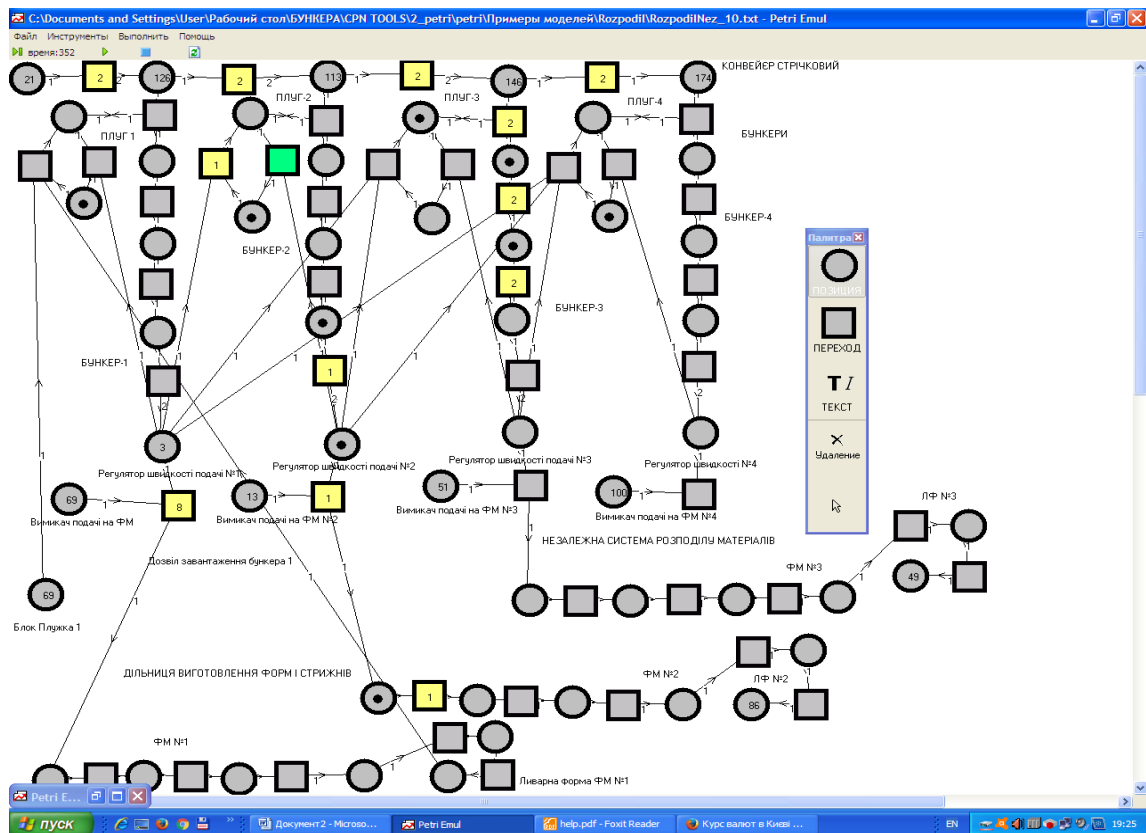


Рис. 3. Завантаження 3-го бункеру і початок розвантаження 2-го бункеру

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРИЧИН ВИНИКНЕННЯ УТЯЖИН У ХУДОЖНІХ ВИЛИВКАХ

Семенов О.Д., Хричиков В.Є. Меньяло О.В. (м. Дніпро, НМетАУ)

При литті художніх виробів з металів та сплавів нерідко виникає утяжина – дефект у вигляді заглиблення із заокругленими гладкими краями на поверхні виливка, який утворився внаслідок зсідання металу під час твердіння, що відрізняє його від усадкової раковини з шорсткою, інколи окисненою поверхнею. Тому порушення точності форми поверхні призводить до браку або збільшення обсягу робіт по карбуванню поверхні художнього виливка.

Об'єктом дослідження було обрано художній виливок «Буйвол» масою 760 г, який виготовляли методом лиття по моделям, що витоплюються. Плавку олов'яної бронзи BrO5Ц5C5 з 30% ливниками власного виробництва виконували у графітовому тиглі в печі Таммана. Дзеркало металу захищали деревним вугіллям, перегрів розплаву виконували до $1180\text{ }^{\circ}\text{C}$, потім розкисляли міддю фосфористою МФ-9, а після витримки 1-2 хв і зчищення шлаку заливали при температурі $1140\text{ }^{\circ}\text{C}$. Температура керамічної форми при заливанні становила $910\text{ }^{\circ}\text{C}$.

У виливку з невеликими розмірами зробити стрижень, який відображує конфігурацію поверхні художнього виробу, закріпити його у порожнині форми технологічно важко. Але при литті в центральній масивній частині виливка утворюється утяжина. Для її попередження збільшили діаметр центрального живильника в тепловий вузол з метою підвищити тривалість живлення розплавом з стояку. Однак після охолодження при видаленні ливника на поверхні художнього виливка виявили усадкову раковину і шпаристість. Тому в роботі вважали, що при переміщенні розплаву для живлення усадки затверділого шару на поверхні виливку, в центрі теплового вузла утворюється порожнина та розрядження. Це призводить до втягування і викривлення більш гарячого шару металу на частині поверхні виливку з меншою міцністю.

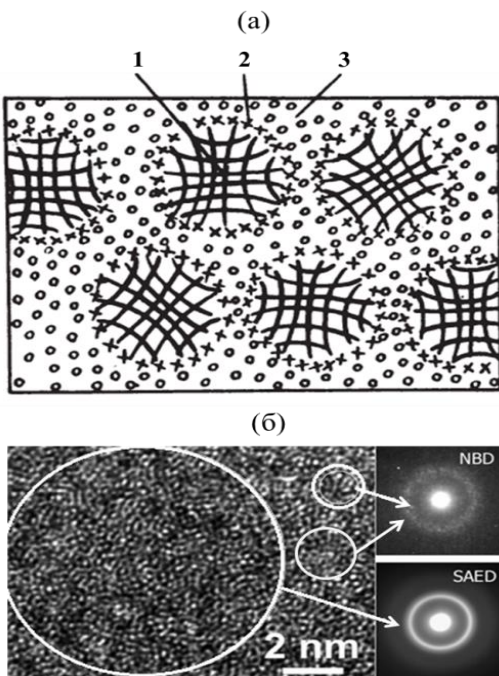
Розрядження, що виникає в центрі теплового вузла, усунули за рахунок переміщення атмосферного повітря по тонкій трубчастій голці із аустенітної нержавіючої сталі, яка використовується для медичних ін'єкцій. Трубку із зовнішнім діаметром 0,80 мм встановлювали в прес-формі одним кінцем в центрі термічного вузла потовщеної частини виливка, а другим – в ливарній формі з боку не робочої поверхні, яка недоступна для огляду і не порушує естетичний вид художнього виливку. Завдяки з'єднанню другого кінця трубки з атмосферним повітрям розрядження в центрі усадкової раковини не виникає. Нова ливникова система без масивного центрального живильника, який раніше підводили в тепловий вузол, дозволила усунути усадкові дефекти на зовнішній поверхні, зменшити витрати на ливникову систему, карбування поверхні в місці з'єднання живильника з художнім виливком, уникнути формування утяжини.

У новій розробці враховували, що усадкові раковини і пористість у середині виливку не контролюються на відміну від високих вимог до точності форми поверхні художніх литих виробів.

КОНТРОЛЬОВАНА КРИСТАЛІЗАЦІЯ АМОРФНИХ СПЛАВІВ ДЛЯ ОТРИМАННЯ АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛІЧНОЇ СТРУКТУРИ

Сергієнко Р. А., Верховлюк А. М., Щерецький О. А.
(м. Київ, ФТІМС НАН України)

Аморфно-нанокристалічні сплави з розміром кристалічних частинок 10-20 нм можуть демонструвати якісно новий рівень механічних властивостей у порівнянні з повністю аморфними або повністю кристалічними матеріалами. Так, наприклад, часткова кристалізація сплавів з аморфною структурою підвищує значення пружних модулів матеріала, зносостійкість, міцність, але втрачається пластичність, з'являється структурна неоднорідність та локальні дефекти. Модель змішаної аморфно-нанокристалічної структури представлена на рисунку 1.



1 – нанокристали; 2 – перехідна зона; 3 – аморфна фаза
Рис. 1. Структурна модель (а) та електронна мікрофотографія аморфно-нанокристалічного стану (б)

У залежності від умов загартування з розплаву можна виділити три типи наноструктурних станів:

1. Повна кристалізація безпосередньо в процесі загартування з розплаву і утворення однофазної або багатофазної як звичайної полікристалічної структури, так і наноструктури (I-й тип).

2. Кристалізація в процесі загартування з розплаву протікає не повністю, а утворюється аморфно-нанокристалічна структура (II-й тип).

3. Загартування з розплаву призводить до утворення аморфного стану, яке трансформується в нанокристалічний стан тільки при подальшій термічній обробці (III-й тип).

Одним із найпоширеніших методів отримання аморфно-кристалічних структур є тепловий вплив на твердий аморфний стан, який отримується, в свою чергу, загартуванням з розплаву. На певному етапі термічної обробки формується структура, що складається з двох структурних складових: аморфної і кристалічної. Характер структури в цьому випадку в певній мірі залежить від швидкості загартування з розплаву і подальшого нагрівання, а також температури і атмосфери відпалу. Процес кристалізації відбувається в умовах постійного підведення теплоти при відпалюванні і в умовах додаткового локального тепловиділення, пов'язаного з процесом кристалізації. Унаслідок цього формується двофазна

суміш аморфної і кристалічної фаз [1]. Нанокристалізацію попередньо аморфізованого матеріалу здійснюють при строго контрольованих режимах термічної обробки при атмосферному або підвищеному тиску. У більшості аморфних сплавів швидкість кристалізації дуже висока, і за дуже короткі інтервали часу відпалювання виростають кристали, що перевищують нанометричний діапазон. Основним принципом методу кристалізації з аморфного стану є контроль кінетики кристалізації за допомогою оптимізації параметрів термічної обробки (температури і часу відпалу). При формуванні мікроструктури в процесі кристалізації можливе отримання зерен меншого розміру при збільшенні швидкості зародкоутворення первинних кристалів і при зменшенні швидкості подальшого зростання кристалів. Тому кристалізація вихідних аморфних матеріалів може успішно застосовуватися для отримання матеріалів з аморфно-кристалічною або аморфно-нанокристалічною структурою в різних системах сплавів. Щоб керувати процесом зародження і росту кристалів, до складу вводять елементи, з одного боку, які полегшують їх зародження, а з іншого боку, які гальмують їх зростання. Отримання аморфно-нанокристалічних матеріалів методом контрольованої кристалізації має низку переваг перед іншими способами отримання сплавів з аморфно-нанокристалічною структурою [2]. Відпал призводить до утворення нанокристалічної структури у всіх сплавах, які можна отримати в аморфному стані. Крім того, розмір зерна може бути легко змінений в широких межах за допомогою варіювання параметрів термічної обробки, а саме температурою і тривалістю відпалу [3].

Крім таких факторів, як температура і час, які впливають на кінетику кристалізації аморфної фази, хімічний склад сплаву впливає на здатність сплавів до аморфізації, а додаткове легування сплаву іншими елементами змінює хід кристалізації. Якщо розмір розчинених атомів сильно відрізняється один від одного – це вимагає істотних дифузійних перебудов в системі при кристалізації, що приводить до стабілізації аморфного стану. Легше будуть аморфізуватися ті сплави у яких інтервал між температурою плавлення і температурою склування мінімальний, так як зростає ймовірність подолання цього інтервалу при охолодженні без появи кристалічної фази. Тому легуючі елементи, які значно знижують температуру ліквідус сплаву, як правило, підвищують його здатність до аморфізації. З іншого боку, сплави, що мають велику негативну теплоту змішування компонентів також легше аморфізуються. Це пов'язано з тим, що для кристалізації таких розплавів необхідні більш значні атомні перебудови, також введення додаткових легуючих елементів істотно впливає на механізм переходу з аморфного в кристалічний стан. Невеликий вміст того чи іншого легуючого елемента може привести до багатостадійного процесу кристалізації, стимулювати зародження додаткових фаз; збільшувати або зменшувати кількість центрів кристалізації і енергію активації кристалізації фаз. Таким чином спрямованим легуванням можливо не тільки поліпшити аморфізуючу здатність спла-

ву, а і вплинути на процес переходу з аморфного в кристалічний стан і таким чином можна змінювати технологічні режими отримання нанокристалічних матеріалів.

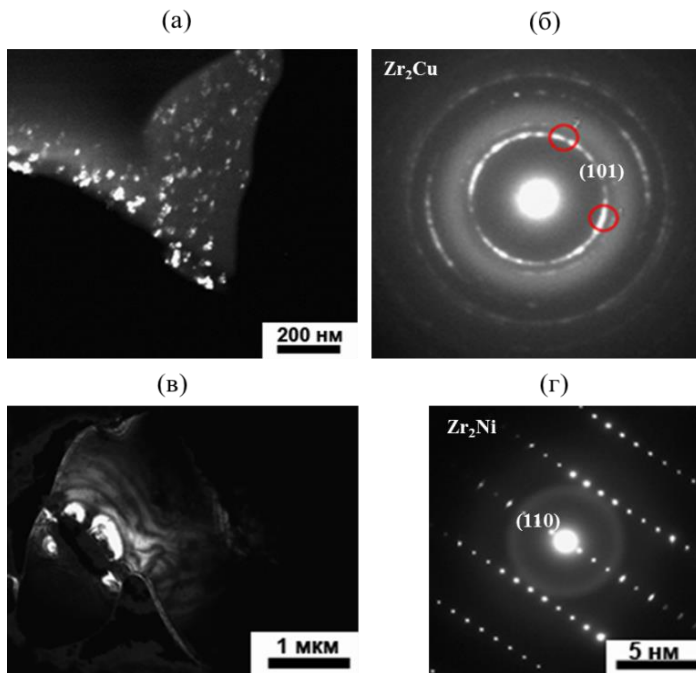


Рис. 2. Темнопольові електронні зображення (а, б) із просвічувального мікроскопу й відповідні їм електроннограми (в, г) стрічкових зразків зі сплаву $Zr_{65}Cu_{17,5}Ni_{10}Al_{7,5}$ після термічної обробки у вакуумі при $420\text{ }^{\circ}\text{C}$, 30 хв електронною мікроскопією за допомогою електроннограм фазовий склад відповідає даним про фазовий склад, який був отриманий методом рентгенівського фазового аналізу.

Ізотермічна обробка аморфної стрічки із сплаву $Zr_{65}Cu_{17,5}Ni_{10}Al_{7,5}$ при $420\text{ }^{\circ}\text{C}$ протягом 30 хв призвела до того, що після термообробки в аморфній матриці вирости кристали різних розмірів: нанокристали розміром (рис. 2, а), що не перевищують кілька десятків нанометрів і більші кристалічні частинки (рис. 2, в), розміром близько 1 мкм. Розрахунок електроннограм (рис. 2, б, г) показав, що нанокристали відносяться до фази Zr_2Cu з гранецентрованою тетрагональною решіткою $I4/mmm$ (139), а великі частинки до фази Zr_2Ni з гранецентрованою тетрагональною решіткою $I4/mcm$ (140). Виявлений просвічувальною електронною мікроскопією за допомогою електроннограм фазовий склад відповідає даним про фазовий склад, який був отриманий методом рентгенівського фазового аналізу.

ЛІТЕРАТУРА

1. Глезер, А. М., Пермякова, И. Е. Термическая стабильность металлических стекол // *Материаловедение*. – 2006. – № 9. – С. 30–36.
2. Lu, K. Nanocrystalline metals crystallized from amorphous solids: nanocrystallization, structure, and properties // *Mater. Sci. Eng. R*. – 1996. – Vol. 16. – Issue 4. – P. 161–122.
3. Скаков, Ю. А. Фазовые превращения при нагреве и изотермических выдержках в металлических стеклах // *Итоги науки и техники. Металловедение и термическая обработка*. – М. : ВИНТИ, 1987. – Т. 21. – С. 53–96.

ЛИВАРНЕ ВИРОБНИЦТВО: НЕВИРШЕНІ ЗАДАЧІ ТА ПЕРСПЕКТИВИ РОЗВИТКУ

Сіренко К. А. (м. Київ, ФТІМС НАН України)

Зусиллями декількох поколінь вчених і виробничників розроблені основи теорії і технології виплавлення синтетичного чавуну і виготовлення з нього литва [1–3 та ін.]. Але обладнання і технологія ливарного виробництва постійно удосконалюються. Еволюція зазначеної галузі неможлива без подальшого розвитку наукового фундаменту ливарних процесів. Перспективним напрямом щодо використання синтетичного чавуну у ливарному виробництві є виготовлення з нього гальмових колодок для рухомого складу залізниці [4–5 та ін.]. У роботах [5–6 та багатьох ін.] показані позитивні ефекти, які досягаються при виготовленні гальмових колодок з синтетичного чавуну, виплавленого в електричних індукційних печах, порівняно з виливками з чавуну, виплавленого у вагранках. Доказом зазначеного висновку є, наприклад, результати досліджень технології виплавлення синтетичного чавуну і виготовлених з нього гальмових колодок на заводі ТОВ «М-ЛИТ» в м. Нікополь Дніпропетровської області. Обладнання і технологія на цьому підприємстві забезпечує отримання металу з вмістом сірки в межах 0,02–0,04 % та відсутність домішок небажаних хімічних елементів. Цей показник гарантує високу якість вироблюваної продукції взагалі й зокрема гальмових колодок для рухомого складу залізниці.

Водночас залізничники нерідко закупають для гальмівних систем рухомого складу гальмові колодки сумнівної якості, як чавунні, так й з «композиційного» матеріалу (азбестової чи безазбестової гумосуміші нікому невідомого хімічного складу). Крім того фактична якість, підкреслюємо – фактична, реальна якість чавунних колодок, виготовлених на ливарних заводах, де чавун виплавляють у вагранках, апріорі не може повною мірою відповідати сучасним вимогам діючих стандартів і вимогам залізниці до зазначеної продукції. У процесі виплавлення у вагранках неможливо регулювати хімічний склад чавуну. На старих ливарних заводах не передбачена дробоструменева обробка гальмових колодок для виявлення дефектів на їхній поверхні, оскільки немає необхідного обладнання.

Згідно з вимогами ГОСТ 30249-97 приймально-сдавальна перевірка якості гальмових колодок передбачає контроль хімічного складу їх матеріалу, твердості робочої поверхні, а також твердості по перерізу колодок, їх міцності, відсутності поверхневих і внутрішніх дефектів, оцінку мікроструктури чавуну на шліфах та макроструктури на зламах. Обов'язково мають бути вирізані й досліджені темплети з колодок. Головне порушення при перевірці якості полягає у тому, що темплети для випробувань вирізають з колодок не на підприємствах залізниці, а на заводах-виробниках. За цих обставин не виключена підміна темплетів, вирізаних з колодок зазначеної партії цих виробів, на інші темплети, які вирізані із зразків якісних

колодок. Таке відбувається, якщо на темплетях колодок партії, що інспектується, виявлені раковини чи інші дефекти.

Рекомендації у напрямку заходів щодо покращення якості цієї продукції полягають, перш за все, у необхідності посилення уваги до приймального контролю виготовлених гальмових колодок. По-друге, обов'язково має бути впроваджена на виробництві дробоструменева обробка гальмових колодок, яка дозволяє виявляти приховані дефекти їх поверхні у важкодоступних місцях (пазах та ін.).

У фундаментальній роботі [4], яка значною мірою узагальнює результати досліджень, виконаних у Фізико-технологічному інституті металів та сплавів НАН України, показана висока ефективність використання частково графітизованого чавуну для виготовлення гальмових колодок різного призначення. Перш за все – колодок для локомотивів. Такий чавун може бути отриманий шляхом термічної обробки колодок, а також у процесі виплавлення синтетичного чавуну. Другий варіант прийнятливіший. Але в цьому напрямі необхідно виконати дослідження, пов'язані з реалізацією у промисловості методу РФКО термічного експрес-аналізу якості рідкого чавуну з прогнозуванням мікроструктури і властивостей виливок [7].

Актуальною задачею в темі підвищення ефективності ливарного виробництва, в тому числі й гальмових колодок із синтетичного чавуну, є зменшення витрат на технологічний процес плавки. В статті [8] представлено аналітичний опис впливу вмісту вуглецю C і вуглецевого еквіваленту $C_{\text{екв}}$ на межу міцності чавуну. Дослідження виконані на зразках синтетичного чавуну СЧ20 ГОСТ1412-85 у факторному просторі вмісту вуглець $C = (3,425-3,563) \%$ і вуглецевого еквіваленту $C_{\text{екв}} = (4,214-4,372) \%$. Запропонований в цій роботі підхід вартий уваги і подальшого розвитку. Подібні дослідження необхідно виконати також для інших діапазонів величин C і $C_{\text{екв}}$ синтетичного чавуну, які відповідають сортаменту ливарної продукції, виготовленої на конкретному заводі. В цій темі перш за все слід визначитися з вибором формули для розрахунку вуглецевого еквіваленту. У технічній літературі представлено декілька рівнянь для його визначення, які рекомендовані для використання стосовно до легованих сталей. Виразів $C_{\text{екв}}$ для чавунів запропоновано значно менше. При цьому формули для розрахунку $C_{\text{екв}}$, які використані в різних наукових роботах, не співпадають. Тому це питання потребує подальшого дослідження. Найбільш уважно необхідно поставитися до формул для розрахунку вуглецевого еквіваленту, запропонованих у статтях [9–10].

Ознакою дефектності виробів з чавуну нерідко вважають наявність відбіленого шару на їхній поверхні. В статті [9] досліджена кількісна залежність показників відбілу чавуну (протяжності відбіленого шару і об'ємної частки в ньому ледебуриту) від величини вуглецевого еквіваленту. Об'єктом дослідження в цій роботі були нелеговані чавуни з вуглецевим еквівалентом від 3,30 до 5,53 %, виплавлені в індукційній печі. Отримані

авторами дослідження [9] результати мають наукову і практичну цінність. У розвиток цієї теми подібні дослідження необхідно виконати в умовах промислового ливарного виробництва на деталях, до яких висуваються жорсткі вимоги щодо наявності й товщини відбілу на поверхні виливків. Зокрема на таких виробках, як клин фрикційний для залізничних вагонів.

ЛІТЕРАТУРА

1. Шумихин В.С., Лузан П.П., Жельнис М.В. Синтетический чугу́н. – К. : Наукова думка, 1971. – 159 с.
2. Кимстач Г.М. Синтетический чугу́н // Заготовительное производство в машиностроении, – 2007. – № 2.– С. 7–14.
3. Попов Е.С., Мазур В.Л., Шинський О.Й. Удосконалення ливарного виробництва в Україні // Литво. Металургія, 2021. Матеріали XVII Міжнародної науково-практичної конференції «Литво-2021». – Запоріжжя, 2021. – С. 160–164.
4. Неижко И.Г., Найдек В.Л., Гаврилюк В.П. Тормозные колодки железнодорожного транспорта. – К., 2009. – 121 с.
5. Попов Е.С., Шинский О.И. Анализ показателей качества колодок тормозных и композиционных для железнодорожного подвижного состава // Литье и металлургия.– 2021. – № 1. – С.27–37.
6. Мазур В.Л., Найдек В.Л., Попов Е.С. Порівняння чавунних і композиційних з чавунними вставками гальмових колодок для рухомого складу залізниці // Met. lit'e Ukr. Vol. 29. – 2021. – № 2 (325). – С. 30–39.
7. Zakharchenko, E. New Computer Method of Derivative Thermal Express Analysis of Cast Iron for Operational Prediction of Quality / E. Zakharchenko, E. Sirenko, A. Goncharov, A. Bogdan // Journal of Casting and Materials Engineering, 2019. Vol. 3. No. 2. P. 31–42.
8. Демин Д.А. Исследование прочности чугуна с пластинчатым графитом в факторном пространстве «Углерод (С) – углеродный эквивалент (Секв)» в диапазонах $C = (4,214–4,372) \%$ // Технологічний аудит та резерви виробництва, 2017. – № 1/1 (33).
9. Тэн Э.Б., Коль О.А. Зависимость отбела чугуна от его углеродного эквивалента // Изв. вуз. Черная металлургия, – 2020. – № 1.– С. 57–62.
10. Баженов В.Е., Пикунов М.В. Определение углеродного эквивалента чугунов с помощью программы thermo-calc // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2011. – № 11.– С. 20–23.

ПЕРСПЕКТИВИ ПРОМИСЛОВОЇ РЕАЛІЗАЦІЇ МЕТОДУ РКОО ТЕРМІЧНОГО ЕКСПРЕС-АНАЛІЗУ ЯКОСТІ РІДКОГО ЧАВУНУ З ПРОГНОЗУВАННЯМ МІКРОСТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИЛИВОК

Сіренко К. А., Захарченко Е. В., Гончаров А. Л., Школярєнко В. П.
(м. Київ, ФТІМС НАН України)

Удосконалення виробничого процесу виплавки синтетичного чавуну, перш за все, це підвищення якості виливків без збільшення вартості готової ливарної продукції. Основними складовими чинниками, що впливають на виробничий процес виплавки синтетичного чавуну є: якість шихтових матеріалів (металобрухт, феросплави, модифікатори та графітизатори), футерувальна суміш та якість набивки печі, час та температура плавки, витримки та розливи сплаву, контроль хімічного складу рідкого металу в ході плавки [1] та відповідність його відповідному ДСТУ. Тривалість загального часу плавлення чавуну та доводки металу до відповідного рівня по хімічному складу найбільше впливає на економічну складову всього виробничого процесу, тому що чим більше триває витримка рідкого чавуну, тим більше зношується футерівка тигля печі, збільшується угар складових розплавів, а значить підвищується витрата легуючих компонентів та графітизаторів.

Одним із найвідоміших методів експресного контролю якості чавунів, а саме: хімічного складу рідкого чавуну та прогнозування механічних властивостей та структури майбутнього виливка, по ходу плавки, є метод термічного аналізу. У ФТІМС НАН України під керівництвом Захарченко Е.В. розроблений новий комп'ютерний метод прогнозу якості лиття ТДА [2], який автоматично забезпечує кількісну оцінку якості розплавів на основі використанням референсних кривих охолодження (РКО) на етапі затвердіння в сталевому теплоізолюваному пробовідбірнику занурення [3].

Кількісний експрес-аналіз якості розплавів методом РКОО здійснюється при допомозі комп'ютерних програм у цифровому форматі. Автоматично визначається подібність в інтервалі затвердіння кривої охолодження сплаву, що аналізується, по чергово із кожною з груп відповідних референсних кривих, що накоплені у базі даних із заздалегідь виміряними показниками чавунів (мікроструктурою, механічними властивостями та хімічним складом) [4].

Міра подібності між невідомим (досліджуваним розплавом) та кожною із груп референсних кривих кількісно визначається за допомогою усередненого критерію подібності \bar{Z} [3, 5]:

$$\bar{Z} = |\sum_{i=1}^n (T_{1i} - T_{2i})|/n, \quad (1)$$

де T_{1i} та T_{2i} – миттєві температури (°C) протилежних точок в один і той самий момент часу кривих, що порівнюються після масштабування кривих;

n – кількість точок вимірювань температури на ділянці затвердіння кожної пари кривих, що порівнюються після масштабування. Масштабування – це приведення кривих до однакового інтервалу часу затвердіння в секундах.

Якщо середня абсолютна різниця температур в інтервалі затвердіння не перевищує критичної величини для сірого чавуну (у наших дослідах не більше 6 °С), тоді референсний та досліджуваний зразки чавуну вважаються ідентичними по якості, тобто по структурі, хімічному складу та нормованим показникам механічних властивостей.

Аналіз експериментальних даних, що були проведені у ФТІМС НАН України, разом з аналізом результатів дослідження мікроструктури, хімічного складу та механічних властивостей показав, що при середній різниці менше 6 °С середніх температур в інтервалі затвердіння референсного та досліджуваного зразків сірого графітованого чавуну забезпечується ідентичність якості порівнюваних зразків. Це означає що розроблений метод РКО надійно забезпечує експрес-контроль якості розплаву сірого чавуну та чавунних виливків та в подальшому може бути застосований на ливарних підприємствах, зокрема на підприємстві М-Літ (Нікополь), що виплавляє синтетичний чавун для виготовлення тормозних колодок рухомого складу залізниці України [6].

ЛІТЕРАТУРА

1. Шумихин В.С., Лузан П.П., Жельнис М.В. Синтетический чугуn. – К. : Наукова думка, 1971. – 159 с
2. Патент України (на винахід) № 113333. Спосіб термічного аналізу рідкого чавуну / Захарченко Е.В., Сиренко К.А., Гончаров А.Л., Богдан А.В. – Оpubліковано 10.01.2017; Бюл. № 1.
3. Патент України (на корисну модель) № 99968. Спосіб термічного аналізу рідкого чавуну / Захарченко Е.В., Сиренко К.А., Гончаров А.Л., Богдан А.В. – Оpubліковано 25.06.2015; Бюл. № 12.
4. Zakharchenko, E. New Computer Method of Derivative Thermal Express Analysis of Cast Iron for Operational Prediction of Quality / E. Zakharchenko, E. Sirenko, A. Goncharov, A. Bogdan // Journal of Casting and Materials Engineering, 2019. Vol. 3. No. 2. P. 31–42.
5. Захарченко Э.В. Усовершенствование универсального метода термического экспресс-анализа жидких чугунов, основанного на распознании формы кривых охлаждения / Захарченко Э.В., Жуков Л.Д., Сиренко Е.А., Богдан А.В., Гончаров А.Л., Кравченко Е.В. // Процессы литья.– 2015.– № 2. – С. 3–9.
6. Мазур В.Л., Найдек В.Л., Попов Є.С. Порівняння чавунних і композиційних з чавунними вставками гальмових колодок для рухомого складу залізниці // Met. lit'e Ukr. Vol. 29. – 2021. – № 2(325). – С. 30–39.

ИЗНОС ГИЛЬЗЫ КРИСТАЛЛИЗАТОРА СОРТОВОЙ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ МНЛЗ В ПРОЦЕССЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Смирнов А.Н., Лысенко Т.В., Васильев Д.С.
(г. Одесса, ОНПУ)

Гильза кристаллизатора - полая толстостенная медная труба квадратного или круглого сечения, используемая при непрерывной разливке стали в качестве емкости для приема жидкого металла, а также формирования твердой корочки через стенки гильзы [1]. Количество стали разливаемое через гильзу кристаллизатора в ходе кампании оказывает на нее интенсивное тепловое и механическое воздействие. Постепенно геометрия ее внутренней рабочей поверхности изменяется, ухудшается качество непрерывно-литой заготовки и после определенного числа плавов гильзу выводят из эксплуатации. Причины выхода гильзы из строя могут быть различными и зависеть от ряда факторов. К примеру, для слябовых МНЛЗ (сечение заготовки 175×1020 мм) в работе [2] указывают следующие основные причины выхода из строя кристаллизаторов: истирание меди, трещины на рабочей поверхности медных облицовок, коробление кристаллизаторов и случайные причины, связанные с небрежностью в работе персонала, обслуживающего МНЛЗ. Авторы отмечают значительное истирание меди в нижней части слябового кристаллизатора, что касается кристаллизаторов сортовых МНЛЗ, то при разливке квадратной заготовки отмечено, что в первую очередь изнашивалось износостойкое покрытие в угловых областях гильз.

Повышение скорости разливки интенсифицирует тепловой поток и увеличивает деформацию профиля гильзы. В этих условиях не только ускоряются процессы износа, но и могут проявляться дефекты изготовления гильзы, нанесения покрытия, которые не обнаруживаются при низких скоростях разливки. Исследование и обобщение данных по разрушению кристаллизаторов в условиях интенсивной эксплуатации позволит выбрать оптимальные технологии их изготовления, а также выявить факторы, влияющие на разрушение, что позволит повысить производительность машин непрерывного литья.

Металлографические исследования показали, что одной из причин их возникновения является недостаточная прочность сцепления хромового покрытия с медной основой [3]. Большая и неравномерная толщина покрытия провоцирует образование значительных напряжений, и нарушение контакта на границе раздела медь-хром, что в свою очередь, вызывает неравномерность теплоотвода и перегрев с растворением и испарением покрытия. Например, в гильзах «КМЕ», в которых возникали участки эрозионного разрушения, толщина покрытия изменялась от 150 до 200 мкм (1,8–2,5 % от толщины медной стенки гильзы). Эти дефекты не проявлялись в гильзах производства «Kobelco» (Япония) с толщиной покрытия менее 100 мкм.

С участками эрозионного разрушения связаны глубокие риски, которые, проходят глубоко через покрытие и основной материал гильзы. Они возникали в районе подвода струи и распространялись вниз по ходу движения заготовки. Возможная причина их появления – застывшие капли стали на поверхности заготовки, которые оказывают абразивное воздействие на поверхность кристаллизатора. При низкой прочности сцепления покрытия и меди абразивные частицы прорезают покрытие, вызывая в нем сколы, а при выходе на прочное покрытие частица отваливается или истирается и риска быстро исчезает (твердость хрома заметно выше твердости стали). Если такая частица сразу попадает на качественное покрытие, при ее движении создаются последовательные зоны растяжения – сжатия, но хрупкого разрушения покрытия не происходит.

Эти риски заметно отличаются от относительно неглубоких (от 1 до 2 мм глубиной) и более длинных раковин и задиров, возникающих на рабочей поверхности гильзы вследствие абразивного или режущего действия клиновидными языками «поясов» непрерывно-литой заготовки, а также сбоями в работе механизма качания кристаллизатора. В этом случае риски возникают на большем расстоянии от мениска и представляют систему большого числа параллельных линий.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ганкин, В.Б. Гильзовые кристаллизаторы высокоскоростных сортовых МНЛЗ / В.Б. Ганкин [и др.]. // Тяжелое машиностроение. – 1997. – № 5. – С. 19–22.
2. Шатохин, С.Е. Использование преимуществ современных водовоздушных форсунок во вторичных зонах охлаждения МНЛЗ / С.Е. Шатохин // Сталь. – 2002. – № 9. – С. 28–33.
3. Райхетседер, Ф. Основные направления в конструировании жидкостных систем для машин непрерывного литья заготовок / Ф. Райхетседер, Х. Валь, К. Энгель, Х. Фитцель // Черные металлы. – 2001. – № 7–8. – С. 118–122.

ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ ОКСИДНЫХ РАСПЛАВОВ

Сокольский В. Э., Роик А. С., Казимиров В. П., Яковенко А. М.
(г. Киев, КНУ им. Тараса Шевченко)

Металлургический, сварочный и некоторые другие процессы происходят в ванне с расплавленным металлом и расплавленным шлаком. Расплавленный шлак, при этом, выполняет определенное число важных функций. Это защита от вредного воздействия атмосферы, выделение вредных примесей из расплавленного металла, легирование металлического расплава и т.д. Однако, во многих случаях, исследованию оксидных расплавов (основная часть промышленных шлаков) уделяется значительно меньше внимания, чем исследованию металлов. В результате трудно объяснить взаимодействие металл-шлак в промышленных процессах в расплавленном состоянии. Особенно недостаточно внимания уделяется исследованию строения шлаковых расплавов. Однако, именно особенности строения шлаковых расплавов определяют его полезные свойства при взаимодействии шлаковой и металлической системы. Но именно исследованию строения шлаковых расплавов уделяется мало внимания в современной науке.

Для расплавленных шлаков для интерпретации их строения (в отличие от твердого кристалла) используется понятие ближний порядок. Здесь имеется в виду, что расплав сохраняет упорядочение на расстояниях 1-2 нм. В рамках такого предположения и формируются модели строения расплавленного шлака. Однако, многие свойства шлака нельзя интерпретировать, ограничиваясь только ближним упорядочением. Шлаковый расплав макро однороден, занимая большие объемы и контактируя с большой площадью расплавленного металла под ним. Перечисленные выше свойства шлака, вряд ли можно объяснить, только с помощью анализа области ближайшего упорядочения атомов. По нашему мнению, строение шлакового расплава, в общем, довольно сложное и не может ограничиваться только этой областью. Расплавленный шлак должен рассматриваться, как макросистема, где частицы, которые построены на принципах ближайшего упорядочения, являются только частью этой системы.

Здесь предлагается рассмотреть предложенную нами модель строения шлакового расплава, в которой дискретные наночастицы размером 1...2 нм, располагаются в непрерывной разряженной матрице. Матрица состоит из электронов, атомов, молекул и других дискретных мелких частиц. Состояние частиц в такой матрице подобно уплотненному газу (квасигазовая матрица). Матрица взаимодействует с уплотненными наночастицами, однако в общем наночастицы устойчивы при определенных температурах.

Увеличение температуры приводит к уменьшению размеров наночастиц, а уменьшение к их росту. Соответственно увеличиваются (уменьшаются) размеры непрерывной квазигазовой матрицы.

Дифракционные кривые кристалла и расплава, на первый взгляд, существенно различаются. Однако, в большинстве случаев, местоположения размытых дифракционных линий расплава и дискретных кристаллических пиков совпадают. Это свидетельствует о том, что после плавления расплав сохраняет некоторые наследственные связи со структурой кристалла. Сильное уширение дифракционных линий расплава относительно материнского кристалла очевидно связано с малыми размерами (наноразмерами) областей упорядочения и, вероятно, с существенными силами, которые стремятся деформировать дискретные нанобласти в расплаве.

Нами предположено, что основной вклад в дифракционные кривые дает рассеяние от нанокластеров. Диффузная квазигазовая область дает незначительный вклад в дифракционную кривую. Такого типа дифракционная кривая характерна для дифракционной кривой от уплотненного газа. Этот вклад обычно не учитывается при нормировке общей кривой интенсивности и приводит к тому, что с нормировкой кривой интенсивности возникают некоторые трудности. Однако исследователи в каждом конкретном случае имеют дополнительные возможности (эмпирические и теоретические) минимизировать трудности нормировки.

На основании наших многолетних исследований мы предположили, что в оксидном расплаве образуются уплотненные фрагменты по типу кристалла – дискретные нанокластеры. Они насыщают непрерывную среду подобную газовой (квазигазовая среда). Форма нанокластеров напоминает правильный многогранник и поэтому близка к шарообразной. Силы поверхностного натяжения, при малых размерах кластеров, могут достигать значительных величин и существенно уменьшаться при увеличении размеров кластера. Эти силы значительно повышают устойчивость кластеров в расплаве. Особенность оксидного шлакового расплава состоит в том, что основу нанокластеров составляет плотная упаковка атомов кислорода. Часть пустот в плотной упаковке заселена катионами. Поэтому кластер является, в целом, нейтральным. Однако катионы находятся внутри кластера и поэтому на его поверхности формируется отрицательный поверхностный заряд. Мы так же предположили, что вокруг кластера за счет квазигазовой матрицы формируется диффузный слой из катионов, для нейтрализации его отрицательного поверхностного заряда. Эти катионы не жестко привязаны к кластеру и могут покидать этот слой, но через непродолжительное время слой будет восстановлен за счет других катионов. Возможно, вокруг первого ближайшего к кластеру, катионного слоя будет формироваться второй анионный (кислородный) слой и т. д. Этот слой будет еще меньше связан с кластером, чем первый.

Такая модель позволяет более конкретно связать структуру расплава с его свойствами. Работы в этом направлении уже проводятся. В ближайшем времени они будут опубликованы.

ОКСИДНЫЙ КЛАСТЕР В ШЛАКОВОМ РАСПЛАВЕ

Сокольский В. Э., Роик А. С., Казимиров В. П., Яковенко А. М.
(г. Киев, КНУ им. Тараса Шевченко)

Наша лаборатория имеет огромный опыт работы с оксидными расплавами. Вначале мы исследовали строение модельных оксидных расплавов (бинарные силикатные системы), которые составляли основу сварочных флюсов. Затем многокомпонентные (тройные и более сложные силикатные системы). После приобретения определенного опыта пришло время исследования реальных сварочных флюсов (многокомпонентные оксидно-фторидные системы). В последнее время наши работы связаны с исследованием строения промышленных огнеупоров в твердом и жидком состояниях.

К сожалению, такие работы очень трудоемки, но обладают малой информативностью. Трудоемкость связана с высокими температурами, агрессивностью шлакового расплава, сложностью оборудования и программного обеспечения эксперимента. Но, на наш взгляд, главная причина состоит в отсутствии теоретических моделей оксидных (да и не только оксидных) расплавов.

За все время работы мы пытались разработать собственные модели строения подобных расплавов. Эти модели все время пересматривались и совершенствовались. Основная идея этих моделей сводилась к тому, что в расплавленном шлаке существуют уплотненные дискретные образования (нанометрического размера) и непрерывная (полностью разупорядоченная) квазигазовая среда. Естественно, уплотненные образования расположены в квазигазовой среде и практически не взаимодействуют друг с другом. Поскольку объем шлака при плавлении увеличивается на 10-15%, эта часть шлака приблизительно соответствует объему квазигазового пространства. Уплотненные образования в основном формируют дифракционную картину расплава. В связи с этим, возникает вопрос – что из себя они представляют.

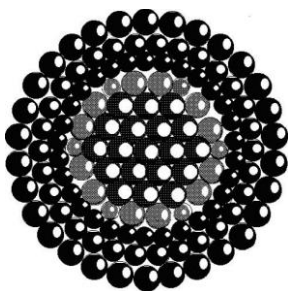


Рис. 1. Строение ядра мицеллы (изображены только кислородные атомы, катионы на рисунке не отражены)

В конце прошлого века мы предполагали, что строение и свойства таких микрообразований очень напоминают строение коллоидных ми-

целл. На рис.1 изображена такая мицелла (показаны только кислородные атомы). В самом центре кислородный многогранник, который после начала кристаллизации является зародышем кристаллической фазы. Далее идет разупорядоченный слой атомов кислорода. Вокруг этого слоя формируется несколько слоев кислородных атомов, радиус которых возрастает от центра к периферии. Такая конструкция вызвана тем, что пустоты нижних

слоев занимают малые многозарядные катионы с большой силой поля, а внешние слои занимают большие катионы с малыми зарядами и малой силой поля. Кислородные слои формируются на основе шаровой плотной упаковки. Значительная часть пустот такой упаковки занята катионами, таким образом, чтобы общий заряд мицеллы был нейтральным. Вокруг ядра мицеллы формируется диффузный слой атомов, слабо связанный с мицеллой.

Сейчас, с приходом наносистем, нанокластеров, наночастиц, наши взгляды несколько изменились. В общем, сейчас мы считаем, что уплотненную микрогруппировку можно считать правильным нанокластером, который по своей форме напоминает описанный вокруг него шар. Такие кластеры имеют магическое число атомов (в данном случае кислородных), для формирования правильного кристалла (рис.2а). Как видно, число поверхностных атомов следующего по размерам кластера значительно превышает общее число атомов предыдущего по размерам кластера. На рис. 2б показаны взятые из литературы рисунки кластеров металла (сверху) и оксида (снизу).

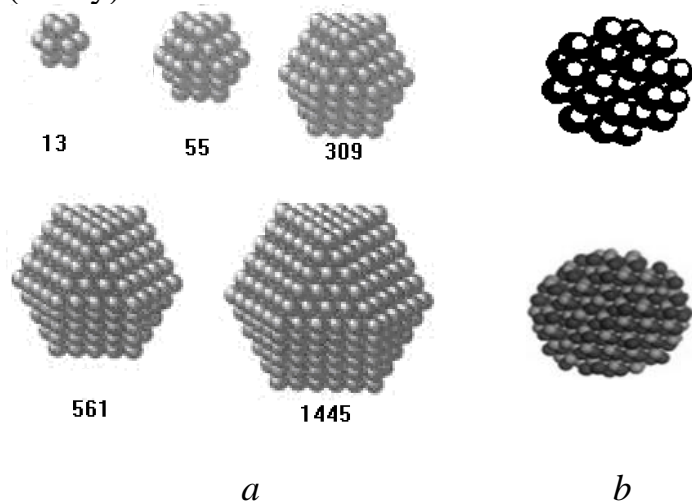


Рис. 2. Кластеры, состоящие из магического числа атомов (а) и нанокластер металла и оксида (б)

турном интервале. При этом устанавливается диффузное равновесие кластера с квазигазовой средой. То есть, взаимообмен атомами из нанокластеров и обратная диффузия атомов в нанокластер уравнивается и стабилизируется при определенной температуре. С повышением температуры в определенном температурном интервале начинается частичный распад кластера. Это будет происходить до тех пор, пока установится температура, характерная для стабилизации кластера меньшего размера, а квазигазовая матрица не увеличит свой объем за счет распада поверхностного слоя кластера. При определенной температуре кластер достигнет минимального размера или распадется, а шлаковый расплав полностью превратится в квазигазовую среду.

Следует заметить, что правильные кластеры более подходят для описания строения расплава, чем мицеллы нанометрического размера, однако их сравнение дает очень близкие результаты.

Формирование нанокластеров начинается при плавлении. Размеры нанокластеров зависят от внешних факторов - температуры и давления. Кластер, в общем, является стабильным в некотором темпера-

ТЕРМОДИНАМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВІВ ПОДВІЙНИХ СИСТЕМ Pb-Eu(Yb)

Судавацова В. С., Шевчук В. А., Подопрігора Н. В., Іванов М. І.
(м. Київ, ІПМ НАНУ), Кудін В. Г. (м. Київ, КНУ ім. Тараса Шевченка)

Свинцеві припої тепер не використовують, але свинець залишається компонентом ряду інших сплавів. Так деякі сполук рідкоземельних металоїв із свинцем мають надпровідні властивості, як наприклад, плюмбїди самарію та лантану. Тому для науково обґрунтованого одержання різних сплавів свинцю важливо знати термодинамічні властивості розплавів подвійних систем Pb-Eu(Yb). Термодинамічні властивості розплавів і інтерметалідів подвійних систем Pb-Eu(Yb) практично не вивчені. Нами досліджено ентальпії змішування розплавів двокомпонентних систем Pb-Eu(Yb) методом калориметрії при 1100 і 1200 К і розраховані їх термодинамічні властивості за моделлю ідеально асоційованих розчинів (МІАР).

На рис. 1 наведено одержані парціальні та інтегральні ентальпії змішування розплавів двокомпонентних систем Pb-Eu(Yb) при 1200 К. Видно що ці розплави утворюються з виділенням великої кількості теплоти, а мінімуми ентальпій змішування зсунуті в бік Eu та Yb і дорівнюють -52 та -50 кДж/моль при $X_{Pb} = 0,4$ і 1200 та 1100 К відповідно. Це узгоджується з діаграмами стану цих систем, в яких самими тугоплавкими є сполуки Eu_2Pb та Yb_2Pb з $T_{пл} = 1250$ та 1246 К відповідно.

На рис. 1 також наведено значення $\overline{\Delta H}_{Pb(Yb)}$ розплавів системи Pb-Yb із роботи Sommer [1] при 1100 К, які узгоджуються із нашими результатами, особливо для $\overline{\Delta H}_{Yb}$. Для $\overline{\Delta H}_{Pb}$ є якісне співпадання, що може бути обумовлено великою леткістю як Pb, так і Yb. Використовуючи власні термохімічні та літературні властивості рідких сплавів і плюмбїтів систем Pb-Eu(Yb), ми за МІАР виконали їх термодинамічний опис. Для цього вибрано чотири (система Pb-Eu) і три асоціати (система Pb-Yb).

На рис. 2 представлено активності компонентів та мольні частки асоціатів в розплавах розглянутих систем. Для розплавів обох систем активності компонентів виявляють великі від'ємні відхилення від ідеальних розчинів, а мольні частки двох простих асоціатів є досить великими. Це корелює з діаграмою стану та ентальпіями змішування розплавів цих бінарних систем.

Нами також встановлені температурні залежності перших парціальних мольних ентальпій компонентів цих систем за моделлю ІАР. Показано, що значення $\overline{\Delta H}_{Yb(Eu)}^{\infty}$ з підвищенням температури збільшуються незначно, а $\overline{\Delta H}_{Pb}^{\infty}$ — більш суттєво. Це корелює з аналогічними залежностями для багатьох розплавів, але їх важливо перевірити експериментально, хоча це виконати нелегко через високу леткість ітербію.

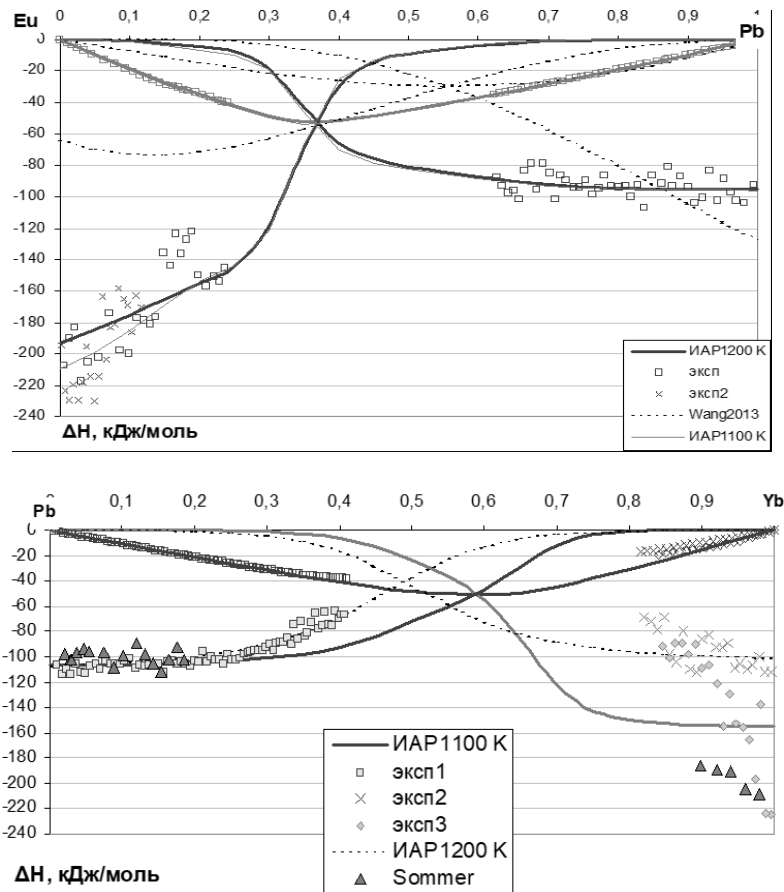


Рис. 1. Парціальні та інтегральні ентальпії змішування розплавів двокомпонентних систем Pb-Eu (а) та Pb-Yb (б) при 1200 К.

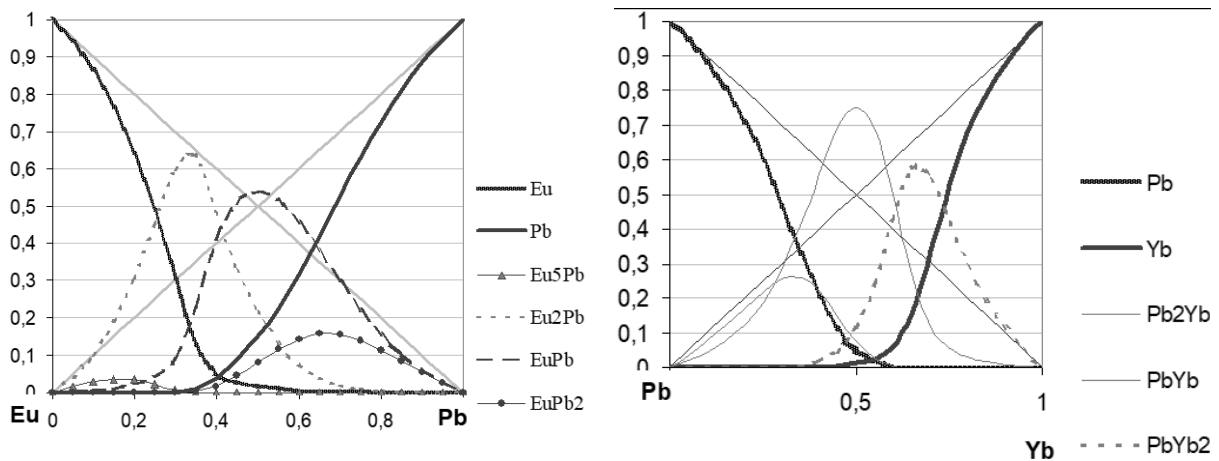


Рис. 2. Активності компонентів та мольні частки асоціатів у розплавах подвійних систем Pb-Eu (а) та Pb-Yb (б) при 1200 К, обчислені за МІАР

ЛІТЕРАТУРА

1. F. Sommer, B. Predel, G. Borzone, N. Parodi and R. Ferro, *Calorimetric determination of enthalpies of formation of liquid and solid alloys // Intermetallics, 1995, Vol. 3, p 15-22.*

ТЕРМОДИНАМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЕКВІАТОМНИХ РОЗПЛАВІВ Fe–Cu–Ni–Ti–(Zr, Hf) І ТЕОРЕТИЧНІ АСПЕКТИ СТВОРЕННЯ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ АМОΡФНИХ СПЛАВІВ

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

Згідно з існуючими поглядами [1], для розплавів аморфоутворюючих систем характерна інтенсивна взаємодія компонентів, яка призводить до від'ємних відхилень термодинамічних функцій змішування від ідеальності й тим самим обумовлює їхню високу термодинамічну стабільність. При цьому, основними внесками в енергію Гіббса змішування розплавів $\Delta_m G$ є ентальпія змішування $\Delta_m H$, внесок надлишкової ентропії змішування ($-T \cdot \Delta_m S^{\text{ex}}$) і ідеальна енергія Гіббса змішування $\Delta_m G^{\text{id}}$. Якщо першому і другому внескам властива складна концентраційна залежність, яка визначається природою компонентів розплавів, третій внесок у будь яких системах набуває мінімальних значень для еквіатомних складів розплавів. Тому вони є перспективними для одержання аморфних сплавів. У випадку, коли такі сплави містять п'ять і більше компонентів, відповідно до існуючої класифікації [1], вони утворюють новий цікавий клас матеріалів – високоентропійні аморфні сплави.

Термодинамічні властивості еквіатомних розплавів аморфоутворюючих систем Fe–Cu–Ni–Ti–Zr та Fe–Cu–Ni–Ti–Hf і систем з меншим числом компонентів, що входять до їх складу, були розраховані нами з використанням термодинамічної бази даних [2] і відомих співвідношень термодинаміки розчинів. Розрахунки проводились в інтервалі температур 800...2073 К. Їхні результати для 800 і 1873 К зібрані в табл. 1.

Як видно з результатів розрахунків, складові енергії Гіббса змішування еквіатомних розплавів – $\Delta_m H$, $\Delta_m S^{\text{ex}}$, $\Delta_m G^{\text{ex}}$, $\Delta_m S$, $\Delta_m G^{\text{id}}$ – зазнають відчутну температурну залежність, яка призводить не тільки до багаторазової зміни абсолютних значень функцій, але і до зміни їх знаку, як у випадку $\Delta_m S$. Тим більше вражаючим виявляється той факт, що в інтервалі температур 800...1873 К значення енергії Гіббса змішування для широкого кола розглянутих систем змінюються лише в межах $-30...-37$ кДж/моль. Вочевидь, саме така здатність зберігати високу термодинамічну стабільність розплавів в широкому інтервалі температур визначає системи, схильні до утворення аморфних сплавів загартуванням з рідини. При цьому, відносний внесок $\Delta_m G^{\text{id}}$ в енергію Гіббса змішування багатокомпонентних еквіатомних розплавів аморфоутворюючих систем змінюється в межах 60...80 % при 1873 К і 20...35 % при 800 К. Крім того, для еквіатомних три-, чотири- і п'ятикомпонентних аморфоутворюючих розплавів можна відзначити прогресивний вплив числа компонентів на їхню термодинамічну стабільність.

Також розрахунки проведені в широких інтервалах концентрацій показали, що еквіатомні розплави або близькі до них за складом композиції мають найвищу термодинамічну стабільність в відповідних системах.

Таблиця 1 – Термодинамічні властивості еквіатомних рідких сплавів систем Fe–Cu–Ni–Ti–(Zr, Hf), розраховані при 800 та 1873 К

Сплав	$\Delta_m H$		$\Delta_m S^{ex}$		$\Delta_m G^{ex}$		$\Delta_m S$		$\Delta_m G$	
	кДж/моль		Дж/(моль К)		кДж/моль		Дж/(моль К)		кДж/моль	
	800 К	1873 К	800 К	1873 К	800 К	1873 К	800 К	1873 К	800 К	1873 К
CuFeTi	-10,4	-11,5	2,0	1,3	-12,0	-13,9	11,1	10,4	-19,3	-31,0
CuFeZr	-20,5	-8,0	-9,3	0,8	-13,1	-9,4	-0,1	9,9	-20,4	-26,5
CuFeHf	-35,2	-13,4	-17,0	-2,2	-21,6	-9,3	-7,9	6,9	-28,9	-26,4
CuNiTi	-32,4	-25,8	-12,4	-7,9	-22,5	-11,1	-3,2	1,3	-29,8	-28,2
CuNiZr	-38,8	-30,1	-15,8	-9,2	-26,1	-12,9	-6,7	-0,1	-33,5	-30,0
CuNiHf	-44,7	-29,8	-21,5	-11,8	-27,5	-7,7	-12,3	-2,7	-34,8	-24,8
CuTiHf	-25,0	-12,2	-12,6	-2,5	-14,9	-7,6	-3,4	6,7	-22,2	-24,7
CuTiZr	-22,7	-13,5	-11,2	-3,9	-13,7	-6,2	-2,1	5,2	-21	-23,3
FeNiTi	-38,1	-26,7	-15,6	-6,4	-25,6	-14,6	-6,5	2,6	-32,9	-31,7
FeNiZr	-48,9	-29,6	-23,8	-8,7	-29,9	-13,3	-14,6	0,4	-37,2	-30,4
FeNiHf	-60,0	-38,4	-30,6	-15,1	-35,5	-10,1	-21,5	-6,0	-42,8	-27,2
FeTiZr	-20,0	-18,5	-5,9	-4,7	-15,3	-9,7	3,3	4,5	-22,6	-26,9
FeTiHf	-23,9	-18,7	-7,5	-3,6	-17,9	-11,9	1,6	5,5	-25,2	-29,0
NiTiZr	-37,0	-33,7	-12,4	-9,9	-27,0	-15,1	-3,3	-0,8	-34,3	-32,2
NiTiHf	-40,9	-26,5	-16,2	-6,0	-27,9	-15,4	-7,1	3,2	-35,3	-32,5
CuFeNiTi	-30,2	-14,4	-16,2	-2,5	-17,2	-9,8	-4,7	9,1	-26,4	-31,3
CuFeNiZr	-37,3	-18,4	-20,0	-5,1	-21,3	-8,9	-8,5	6,5	-30,5	-30,5
CuFeNiHf	-45,2	-21,5	-24,9	-8,2	-25,3	-6,1	-13,4	3,3	-34,5	-27,7
CuFeTiZr	-29,6	-15,2	-14,3	-2,6	-18,2	-10,3	-2,8	8,9	-27,4	-31,9
CuFeTiHf	-31,6	-12,6	-14,8	-0,1	-19,7	-12,5	-3,3	11,5	-29,0	-34,1
FeNiTiZr	-41,5	-33,1	-15,5	-9,4	-29,2	-15,5	-3,9	2,2	-38,4	-37,1
FeNiTiHf	-46,7	-33,8	-19,4	-10,4	-31,3	-14,4	-7,8	1,2	-40,5	-36,0
CuNiTiZr	-42,1	-29,2	-19,2	-8,7	-26,8	-12,9	-7,6	2,8	-36,0	-34,5
CuNiTiHf	-40,1	-27,5	-17,4	-8,4	-26,1	-11,7	-5,9	3,1	-35,4	-33,3
CuFeNiTiZr	-40,1	-24,4	-18,5	-6,3	-25,3	-12,6	-5,2	7,1	-36,0	-37,7
CuFeNiTiHf	-40,4	-22,2	-18,2	-5,4	-25,8	-12,1	-4,9	8,0	-36,6	-37,1

ЛІТЕРАТУРА

1. Takeuchi A., Amiya K., Wada T., et al. Alloy designs of high-entropy crystalline and bulk glassy alloys by evaluating mixing enthalpy and delta parameter for quinary to decimal equi-atomic alloys // *Mater. Transactions.* – 2014. – P. M2013352.

2. Турчанин, М. А. Термодинамические свойства многокомпонентных аморфообразующих жидких сплавов / М. А. Турчанин, П. Г. Агравал, А. А. Водопьянова // *Укр. Хім. Жур.* – 2018. – Т.84, № 5 – С. 34–49.

ЗАКОНОМІРНОСТІ ЗМІНИ ТЕРМОДИНАМІЧНИХ ФУНКЦІЙ ЗМІШУВАННЯ РІДКИХ СПЛАВІВ У РЯДУ ТРИКОМПОНЕНТНИХ СИСТЕМ (Fe, Co, Ni, Cu)–Ti–Zr

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

Параметри моделей асоційованого розчину (МАР), представлені в нашій попередній роботі [1] у вигляді бази даних для розплавів багатоконцентних аморфоутворюючих систем, були використані для аналізу закономірностей концентраційної залежності термодинамічних функцій змішування трикомпонентних рідких сплавів (Fe, Co, Ni, Cu)–Ti–Zr. Результати розрахунку концентраційної залежності інтегральної ентальпії змішування $\Delta_m H$, надлишкової енергії Гіббса змішування $\Delta_m G^{ex}$ і енергії Гіббса змішування $\Delta_m G$ рідких сплавів при 1873 К показані на рис. 1.

Для трьох з чотирьох систем, мінімальне значення інтегральної ентальпії змішування $\Delta_m H$, розташоване в трикомпонентній області: $-22,4$ кДж/моль для сплаву $Fe_{0,50}Ti_{0,30}Zr_{0,20}$; $-39,2$ кДж/моль для сплаву $Co_{0,45}Ti_{0,075}Zr_{0,475}$; -50 кДж/моль для сплаву $Ni_{0,6}Ti_{0,15}Zr_{0,25}$. Виключення становить лише система Cu–Ti–Zr, для якої мінімальне значення $\Delta_m H$ -17 кДж/моль знаходиться при еквіатомному складі системи Cu–Zr.

Для надлишкової енергії Гіббса змішування $\Delta_m G^{ex}$ розплавів цих аморфоутворюючих систем характерні від'ємні значення в більшій частині концентраційного трикутника. Додатні значення цієї функції спостерігаються лише в вузьких концентраційних областях, що межують з бінарною системою Ti–Zr. Знаходження мінімуму $\Delta_m G^{ex}$ в одній з граничних двокомпонентних систем, як це спостерігається для систем Fe–Ti–Zr, Co–Ti–Zr та Cu–Ti–Zr, або в трикомпонентній області, як це є в системі Ni–Ti–Zr, залежить від спільної дії ентальпійної і ентропійної складових.

Для енергії Гіббса змішування $\Delta_m G$ рідких сплавів розглянутих систем характерною рисою є положення мінімуму функції всередині концентраційного трикутника. Це пояснюється значним внеском ідеальної складової в енергію Гіббса змішування, який складає 48...72 % від $\Delta_m G$.

У розглянутому ряду систем (Fe, Co, Ni, Cu)–Ti–Zr від'ємні значення ентальпії змішування можуть бути пов'язані з донорно-акцепторною взаємодією між ранніми перехідними металами (титан, та цирконій) і пізніми перехідними металами (залізо, кобальт, нікель, мідь). У цій взаємодії пізні перехідні метали (ППМ) грають роль акцептора електронів. Інтенсивність такої взаємодії визначається їх акцепторною здатністю. Серед розглянутих металів нікель володіє найбільшою електронегативністю і, отже, найвищою акцепторною здатністю. Як результат, розплави Ni–Ti–Zr мають найбільші за абсолютною величиною значення надлишкових термодинамічних функцій змішування. Мідь, як ППМ із заповненим 3d-рівнем, є найслабшим акцептором електронів, і для розплавів з її участю абсолютні значення відповідних функцій є найменшими в даному ряду систем.

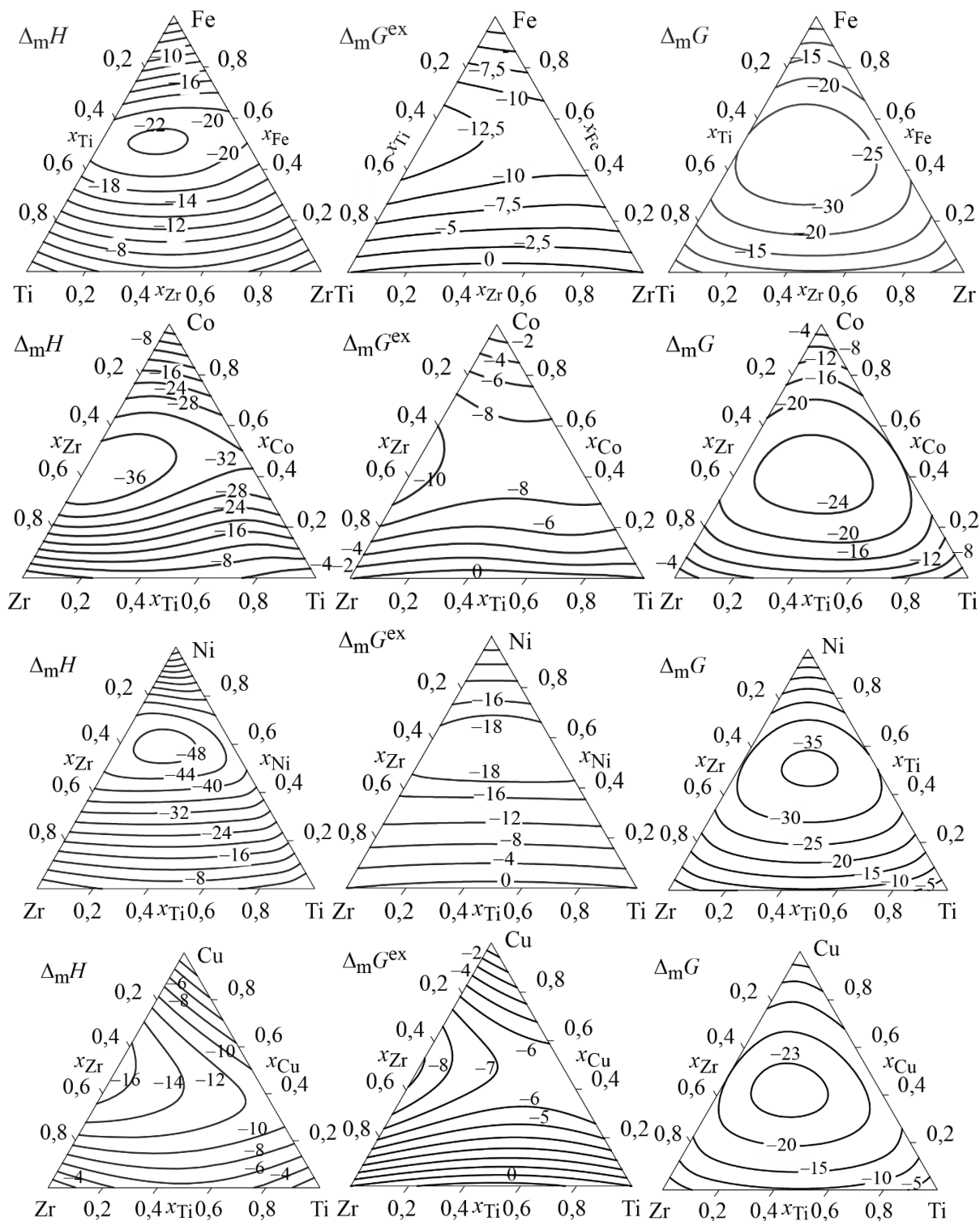


Рис. 1. Термодинамічні функції змішування $\Delta_m H$ (кДж/моль), $\Delta_m G^{ex}$ (кДж/моль) і $\Delta_m G$ (кДж/моль) розплавів систем (Fe, Co, Ni, Cu)–Ti–Zr, розраховані в рамках МАР при 1873 К

ЛІТЕРАТУРА

1 Турчанин, М. А. Термодинамические свойства многокомпонентных аморфообразующих жидких сплавов / М. А. Турчанин, П. Г. Агравал, А. А. Водопьянова // Укр. Хім. Жур. – 2018. – Т.84, № 5 – С. 34–49.

ЕНТАЛЬПІІ ЗМІШУВАННЯ РІДКИХ СПЛАВІВ Co–Cu–Hf ТА ЗАКОНОМІРНОСТІ ЗМІНИ ТЕРМОДИНАМІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ У РЯДУ АМОРФОУТВОРЮЮЧИХ РОЗПЛАВІВ Co–Cu–(Ti, Zr, Hf)

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

Рідкі сплави систем Co–Cu–(Ti, Zr, Hf) є цікавим об'єктом досліджень спрямованих на отримання швидкозагартованих та об'ємних аморфних сплавів. Цілеспрямована розробка таких матеріалів потребує на інформацію про термодинамічні властивості рідких сплавів та їх залежність в широких інтервалах температур та концентрацій.

Результати дослідження ентальпії змішування розплавів в системах Co–Cu–Ti і Co–Cu–Zr були представлені нами в [1, 2]. В даній роботі були досліджені парціальні ентальпії змішування гафнію $\Delta_m \bar{H}_{Hf}$ в рідких сплавах системи Co–Cu–Hf. Ця функція була вивчена калориметричним методом при 1873 К в інтервалі складів $x_{Hf} = 0-0,53$ для перерізу $x_{Co}/x_{Cu} = 3/1$, $x_{Hf} = 0-0,46$ для перерізу $x_{Co}/x_{Cu} = 1$ і $x_{Hf} = 0-0,51$ для перерізу $x_{Co}/x_{Cu} = 1/3$. Концентраційна залежність функції $\Delta_m \bar{H}_{Hf}$ уздовж досліджених перерізів була апроксимована виразами:

уздовж перерізу $x_{Co}/x_{Cu} = 3 -$

$$\Delta_m \bar{H}_{Hf} = (1 - x_{Hf})^2 (-157,9 - 6,7x_{Hf} + 275,8x_{Hf}^2) \text{ кДж/моль};$$

уздовж перерізу $x_{Co}/x_{Cu} = 1 -$

$$\Delta_m \bar{H}_{Hf} = (1 - x_{Hf})^2 (-151,5 + 116,2x_{Hf} + 50,7x_{Hf}^2) \text{ кДж/моль}$$

уздовж перерізу $x_{Co}/x_{Cu} = 1/3 -$

$$\Delta_m \bar{H}_{Hf} = (1 - x_{Hf})^2 (-145,5 + 184,6x_{Hf}) \text{ кДж/моль}.$$

Згідно з результатами калориметричного дослідження, функція $\Delta_m \bar{H}_{Hf}$ має від'ємні значення, які вказують на сильну міжчастинкову взаємодію компонентів розплавів Co–Cu–Hf. Значення інтегральної ентальпії змішування $\Delta_m H$ уздовж досліджених перерізів були розраховані інтегруванням рівняння Гіббса – Дюгема.

Одержані результати були використані для опису концентраційної залежності інтегральної ентальпії змішування $\Delta_m H$ на всьому концентраційному трикутнику за рівнянням Редліха – Кістера – Муджіану (РКМ)

$$\begin{aligned} \Delta_m H = & x_{Co}x_{Hf}(-158,56 - 4,745(x_{Co} - x_{Hf}) + 8,545(x_{Co} - x_{Hf})^2) + x_{Co}x_{Cu}(34,7099 - \\ & - 1,1649(x_{Co} - x_{Cu}) + 9,6390(x_{Co} - x_{Cu})^2) + x_{Cu}x_{Hf}(-79,794 + 34,884(x_{Cu} - x_{Hf}) - \\ & - 45,914(x_{Cu} - x_{Hf})^2 + 29,326(x_{Cu} - x_{Hf})^3) + \\ & + x_{Co}x_{Cu}x_{Hf}(-165,1x_{Co} - 330,0x_{Cu} + 252,3x_{Hf}) \text{ кДж/моль}. \end{aligned}$$

Розраховану за даним рівнянням поверхню ізотерми інтегральної ентальпії змішування $\Delta_m H$ рідких сплавів Co–Cu–Hf при 1873 К разом з результатами відповідних розрахунків за РКМ для систем Co–Cu–Ti і Co–Cu–Zr [1, 2] показано на рис. 1 у вигляді набору ізоентальпійних ліній.

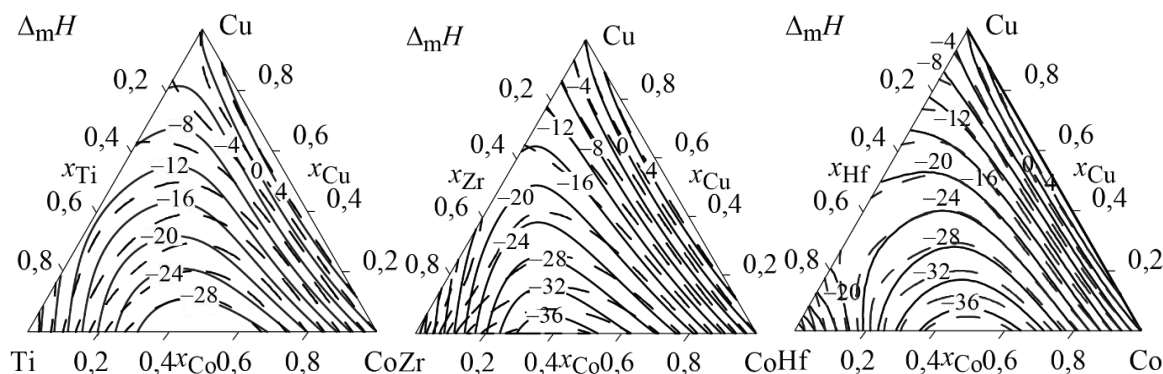


Рис. 1. Інтегральна ентальпія змішування $\Delta_m H$ (кДж/моль) розплавів систем Co–Cu–(Ti, Zr, Hf) при 1873 К: результати експериментального дослідження (суцільні лінії) і результати розрахунку в рамках МАР (штрихові лінії)

Як свідчить цей рисунок, функція $\Delta_m H$ набуває для цих систем від'ємних значень практично на всьому концентраційному трикутнику. Від'ємні значення інтегральної ентальпії змішування трикомпонентних розплавів обумовлені характером відхилень від ідеальності в системах ППМ–Hf, де ППМ – пізній перехідний метал. Це дає змогу говорити про домінуючу роль відповідних парних взаємодій в енергетиці утворення рідких трикомпонентних сплавів Co–Cu–(Ti, Zr, Hf). Інтегральні ентальпії змішування розплавів систем були описані в рамках моделі асоційованого розчину (МАР). При цьому було зроблено припущення про утворення в розплавах двокомпонентних асоціатів – Co_2Ti , CoTi , CoTi_2 , CuTi , CuTi_2 , Co_3Zr , CoZr , CoZr_2 , Cu_2Zr , CuZr , CuZr_2 , Co_2Hf , CoHf , CoHf_2 , CuHf , CuHf_3 . Як видно з рисунку, таке просте припущення дозволяє задовільно описати концентраційну залежність ентальпії змішування трикомпонентних розплавів. Одержані параметри моделі – ентальпії і ентропії утворення асоціатів, а також коефіцієнти відповідних поліноміальних моделей – були використані для розрахунку повного набору термодинамічних функцій змішування розплавів. Надлишкові термодинамічні функції змішування, такі як енергія Гіббса змішування $\Delta_m G^{\text{ex}}$, ентальпія змішування $\Delta_m H$ і надлишкова ентропія змішування $\Delta_m S^{\text{ex}}$, демонструють значні від'ємні відхилення від ідеальності, які збільшуються зі зниженням температури. Згідно з сучасними теоретичними уявленнями саме такий характер термодинамічних властивостей розплавів Co–Cu–(Ti, Zr, Hf) і їх температурної залежності визначає їх високу схильність до аморфізації загартуванням.

Дана робота була виконана за підтримки Національного фонду досліджень України в рамках гранту 2020.02/0268.

ЛІТЕРАТУРА

1. Dreval L. A., Agraval P. G., Turchanin M.A. Calorimetric investigation of the mixing enthalpy of liquid Co–Cu–Ti alloys at 1873 K // *Phys. Chem. Liquids* – 2017. – P. 1-11.
2. Agraval P. G., Turchanin M. A., L. A. Dreval Calorimetric investigation of mixing enthalpy of liquid Co–Cu–Zr alloys at 1873 K // *J. Chem. Thermodyn.* – 2015. – Vol. 86. – P. 27–36.

ЕНТАЛЬПІЇ ЗМІШУВАННЯ РІДКИХ СПЛАВІВ ЗАЛІЗА З НІКЕЛЕМ ПРИ 1873 К

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

Система залізо-нікель утворена двома металами, які мають надзвичайну актуальність для сучасної техніки і одночасно входять до складу таких важливих сплавів, як аустенітні нержавіючі сталі і чавуни, низьколеговані сталі і чавуни, пермалої, інвари та жароміцні сплави на основі нікелю. Разом з тим, дані про взаємодію заліза і нікелю були отримані більше 40 років тому і демонструють значний розкид на фоні відносно невеликих абсолютних значень. Тому проведення калориметричних досліджень ентальпії змішування розплавів системи з метою уточнення термодинамічних властивостей є актуальним.

Дослідження інтегральної ентальпії змішування рідких сплавів було проведено з використанням високотемпературної ізоперіболічної калориметричної установки, конструкція якої була описана в [1]. Експерименти полягали у послідовному введенні в тигель з розплавом добавок металу-розчинника, в якості калібрувальної речовини, добавок іншого компоненту і в фіксуванні пов'язаних з цим кривих теплообміну. Досліди проводились в алунових тиглях в атмосфері аргону високої чистоти. В якості компонентів розплавів використовувались електролітичний нікель і карбонільне залізо, переплавлене у вакуумі. Інтегральна ентальпія змішування розплавів розраховувалася шляхом складання теплових ефектів.

Інтегральна ентальпія змішування була досліджена при температурі 1873 К в ході п'яти незалежних експериментів, з яких три починались з чистого заліза, два – з чистого нікелю. Одна гілка функції $\Delta_m H$ була досліджена в інтервалі складів $x_{Ni} = 0-0,50$, інша – у відповідному інтервалі складів $x_{Fe} = 0-0,35$. Одержані результати були описані у вигляді α -функції поліноміальною моделлю, для якої були встановлені параметри розсіювання. Інтегральна ентальпія змішування заліза і нікелю демонструє невеликі від'ємні значення, а її мінімум зміщений до нікелю і складає – 4,5 кДж/моль при $x_{Ni} = 0,6$.

Нові дані про інтегральну ентальпію змішування рідких сплавів заліза і нікелю вказують на невеликі від'ємні відхилення термодинамічних функцій змішування розплавів Fe–Ni від ідеальної поведінки і цілком узгоджуються з літературними даними і результатами моделювання термодинамічних властивостей фаз і фазових рівноваг [2] в рамках CALPHAD-методу.

ЛІТЕРАТУРА

1. Turchanin M. A., Nikolaenko I.V. *Enthalpies of formation of liquid (copper + manganese) alloys* / M.A. Turchanin, I.V. Nikolaenko // *Metallurgical and Materials Transactions B*. — 1997. — Vol. 28. — P. 473-478.
2. Dreval L. A., Turchanin M. A., Agraval P. G. *Thermodynamic assessment of the Cu–Fe–Ni system* // *J. Alloys Comp.* – 2014. – V. 587. – P. 533–543.

ДІЯЛЬНІСТЬ УКРАЇНСЬКОЇ КОМІСІЇ З ДІАГРАМ СТАНУ ТА ТЕРМОДИНАМІКИ

Турчанін М. А. (м. Краматорськ, ДДМА),
Великанова Т. Я., Корнієнко К. Є. (м. Київ, ІПМ НАНУ)

Міжнародна наукова організація Alloy Phase Diagram International Commission (APDIC) створена у 1986 році в місті Орlando (штат Флорида, США). Її основними завданнями є обмін інформацією та координація діяльності міжнародної наукової спільноти головним чином у галузі діаграм стану і термодинаміки фаз. Зусилля APDIC спрямовані на ефективне поширення даних про фазові рівноваги і термодинаміку фаз у відповідності до необхідних стандартів якості. Інтереси Комісії охоплюють і багато інших тем, таких як кристалографія інтерметалідних фаз, термодинаміка та кінетика фазових перетворень, а також поєднання фундаментальних експериментальних та теоретичних досліджень з інженерним впровадженням матеріалів. Члени Комісії самостійно виконують свої індивідуальні наукові програми та зустрічаються на щорічних засіданнях для обговорення насущних питань узгодження своєї діяльності. APDIC є неприбутковою організацією, яка фінансується за рахунок внесків учасників. Її членами є 18 організацій, що представляють 26 країн світу. Голова APDIC — д-р Урсула Каттнер (Національний інститут стандартів і технологій, NIST, Гейтерсбург, штат Меріленд, США).

Українська комісія з діаграм стану та термодинаміки входить до складу APDIC з 1994 року. Голова комісії — професор Турчанін Михайло Анатолійович (м. Краматорськ, ДДМА), секретар комісії — д-р Корнієнко Костянтин Євгенович (м. Київ, ІПМ НАНУ). З часу створення Української комісії понад 20 років її головою була професор Великанова Тамара Яківна (м. Київ, ІПМ НАНУ), яка зробила вагомий внесок у розбудову діяльності Комісії та пропаганду досягнень українських спеціалістів у галузі діаграм стану та термодинаміки серед світової наукової спільноти. У відповідності до загальної місії APDIC, Українська комісія з діаграм стану та термодинаміки головною метою своєї діяльності вважає закріплення знань хіміків, фізиків та матеріалознавців, що працюють у галузі фізико-хімічного аналізу, термодинаміки сплавів та розробки нових матеріалів, шляхом організації зустрічей, шкіл та семінарів. Членство в APDIC відкрило для фахівців нові можливості для прямих контактів з колегами-вченими з метою отримання актуальної інформації про наукові дослідження в глобальному масштабі, розробки спільних проектів і запобігання неефективного дублювання зусиль. Членами Української комісії є відділи, кафедри і лабораторії університетів та академічних інститутів, які займаються діаграмами стану та термодинамікою, в Києві, Дніпрі, Львові, Луцьку, Чернівцях, Ужгороді, Краматорську.

Однією з форм міжнародної співпраці Української комісії є участь у щорічному засіданні APDIC для обміну інформацією та координації діяльності. Два останніх роки через пандемію коронавірусу засідання APDIC

проводилися в режимі онлайн. На організованих 29 травня 2020 року і 2 липня 2021 року секретарем APDІС професором Тімом Чартом (Великобританія) зустрічах були “присутні” представники з усього світу — від Каліфорнії до Японії. Незважаючи на різницю в часі та відстань, які розділяли присутніх, робота була злагодженою і зустрічі мали великий успіх. В рамках щорічних звітів Української комісії з діаграм стану та термодинаміки було представлено інформацію за результатами діяльності українських науковців у цій галузі у 2017–2019 і 2020 році відповідно. Необхідну інформацію до Національної комісії 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 вивчення діаграм стану і термодинаміки фаз, проводились у відділах фізичної хімії неорганічних матеріалів, тонкого неорганічного синтезу, термодинаміки та кінетики гетерофазних процесів, фізико-хімії і технології тугоплавких оксидів та функціональної кераміки на основі рідкісних земель.

В КНУ на кафедрі фізичної хімії проводились рентгенодифракційні дослідження та моделювання локальної атомної структури розплавів у широких концентраційних областях.

В ДДМА в Лабораторії фізико-хімічних властивостей металевих розплавів проводився цикл досліджень термодинамічних властивостей розплавів і фазових перетворень за їх участю в аморфоутворюючих системах на основі перехідних металів.

Науковці України демонструють традиційно високу активність у співпраці з багаторічним партнером Materials Science International Services GmbH (MSIS) (Міжнародною службою з матеріалознавства, Штуттгарт, Німеччина). Зокрема, за результатами участі в програмах критичної оцінки даних про діаграми стану та властивості пов’язаних з ними матеріалів — Binary Evaluation Program і Ternary Evaluation Program — складені огляди для 19 систем. Спільними зусиллями підготовлено випуск 19 (“Selected Systems for Nuclear Applications”) довідника “Ternary Alloys”, опублікованого у грудні 2019 року видавництвом MSI [1]. Випуск присвячено пам’яті д-ра Гюнтера Еффенберга, який був засновником та керівником MSIS упродовж трьох десятиліть і брав активну участь у діяльності APDІС.

ЛІТЕРАТУРА

1. *Landolt-Börnstein: Numerical Data and Functional Relationships in Science and Technology — New Series*). Group IV: Physical Chemistry / Ternary Alloys: A Comprehensive Compendium of Evaluated Constitutional Data and Phase Diagrams / MSI. — Stuttgart, MSI, 2019. — Vol. 19. Selected Systems for Nuclear Applications / Редактору: G. Effenberg, S. Пjenko; асоційовані редактору: О.І. Довбенко, Л.О. Древаль — 534 с. (Ум. друк. арк. 61,68; Обл.-вид. арк. 55,0). — ISBN 978-3-932120-12-1.

ПРОГНОЗ БУДОВИ ДІАГРАМ СТАНУ СИСТЕМ Fe-Co-R

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

У цій роботі проаналізовано будову діаграм стану подвійних систем Fe-RЗМ і Co-RЗМ. Показано, що вони змінюються закономірно вздовж ряду РЗМ. Подібність діаграм стану бінарних систем РЗМ-Fe і РЗМ-Co визначає і подібність діаграм стану потрійних систем РЗМ-Fe-Co, які закономірно змінюють свою топологію уздовж ряду РЗМ. На основі аналізу наявних літературних і власних даних основні риси проєкцій поверхонь солідусу систем РЗМ-Fe-Co можна сформулювати наступним чином:

1. У системах Fe-RЗМ і Co-RЗМ утворюються ізоструктурні інтерметаліди Fe_2R і Co_2R , Fe_3R і Co_3R , $Fe_{17}R_2$ і $Co_{17}R_2$. Між собою вони мають утворювати неперервні ряди твердих розчинів (НРТР), при цьому Fe і Co заміщують один одного.

2. Три НРТР на поверхнях солідусу можуть існувати в системах від Sm до Lu.

3. НРТР $(Fe,Co)_{17}R_2$ може існувати у всіх системах, за винятком системи La-Fe-Co, де існує потрійна сполука такого складу.

4. У системі Fe-Co-Ce існує два НРТР – $(Fe,Co)_{17}Ce_2$ і $(Fe,Co)_2Ce$.

5. Майже всі сполуки, що містять менше 40 % (ат.) РЗМ демонструють значну розчинність третього компонента, тоді як розчинність заліза в багатих на РЗМ фазах не перевищує декількох відсотків.

6. Уздовж ряду РЗМ розчинність Fe у фазі Co_7R_2 збільшується, у фазі Co_5R зменшується.

7. На поверхнях солідусу всіх систем ряду (принаймні, по систему з ербієм) існують трифазні області $RCO_5 + R_2(Fe,Co)_{17} + R_2Co_7$, $R_2Co_7 + R_2(Fe,Co)_{17} + RCO_3$ та $(R) + R(Fe,Co)_2 + R_3Co$.

8. На поверхнях солідусу систем ряду, починаючи з системи з тербієм, існує трифазна область $R(Fe,Co)_2 + R_3Co + R_xCo_y$. Для систем з $R = Tb, Dy, Ho, Er$, $R_xCo_y = R_{12}Co_7$; для систем з $R = Sm$, $R_xCo_y = R_5Co_2$; для $R = Gd$, $R_xCo_y = R_4Co_3$.

Виходячи з наявних літературних даних по системах Fe-Co-{Ce,Sm,Gd}, можна оцінити температури солідусу трифазних областей. Система Fe-Co-La не може застосовуватися при оцінках, адже її діаграма стану істотно відрізняється від вказаних трьох систем. В табл. 1 показано температури утворення трифазних областей згідно з літературними даними та результатами оцінки. Температури інваріантних рівноваг оцінювали використовуючи кореляцію температури (Т) з температурами плавлення РЗМ ($T-T_R$).

Проведений аналіз та систематичне порівняння кристалічних структур сполук і фазових діаграм подвійних систем ПМ-РЗМ та потрійних Fe-Co-РЗМ дозволили передбачити характер фізико-хімічної взаємодії компонентів у невивчених системах і оцінити надійність деяких наявних експериментальних даних. Виявлені загальні закономірності будови діаграм стану систем РЗМ-Fe-Co дозволили спрогнозувати проєкції поверхонь ліквідусу і солідусу недосліджених систем (рис. 1).

Таблиця 1 – Температури інваріантних рівноваг у системах Fe-Co-R.
Курсивом дано результати оцінки

РЗМ	Температура, °C			
	L+RCO ₅ +R ₂ Co ₇ +R ₂ (Fe,Co) ₁₇	L+R ₂ Co ₇ +RCO ₃ +R ₂ (Fe,Co) ₁₇	L + R + R(Fe,Co) ₂ + R ₃ Co	L + R(Fe,Co) ₂ + R ₃ Co + R _x Co _y
Ce	1057 [1]	1036 [1]	416 (з Ce ₂₄ Co ₁₁) [1]	-
Pr	1116	1094	>500 [2]	>500 [2]
Nd	1156	1133	-	579
Pm	1165	1142	569	580
Sm	1179 (1214 [3] ¹)	1156 (1206 [3] ¹)	~590 [4]	585 (з Sm ₅ Co ₂) [3]
Gd	1285 [5]	1260 [5]	739 [5]	648 (з Gd ₄ Co ₃) [5]
Tb	1304	1279	766	655
Dy	1329	1303	801	665
Ho	1356	1330	840	677
Er	1381	1352	874	687
Tm	1388	1361	884	685
Lu	1440	1407	959	705

¹ Згідно з [3] існує альтернативний характер рівноваг $L + R_2(Fe,Co)_{17} + RCo_5 \rightleftharpoons RCo_3$ та $L + RCo_5 \rightleftharpoons R_2Co_7 + RCo_3$ при 1214 та 1206 °C відповідно.

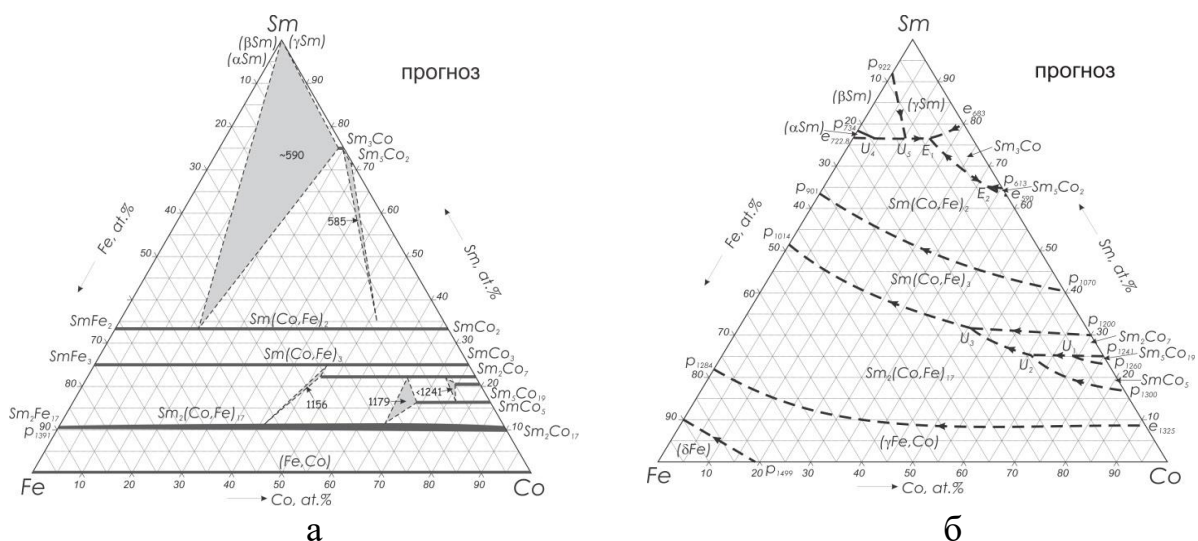


Рис. 1. Прогноз будови проєкцій поверхонь солідусу (а) і ліквідусу (б) діаграми стану системи Fe-Co-Sm.

ЛІТЕРАТУРА

1. Fartushna I., Mardani M., Khvan A. et al. *J. Alloys Compd.* 735 (2018) 1682-1693.
2. Wang W., Lu M., Feng Q. et al. *J. Alloys Compd.* 509 (2011) 6787-6793.
3. Schneider G., Henig E.-Th., Lukas H.L., Petzow G. *J. Less-Common Met.* 110 (1985) 159-170.
4. Cacciamani G. *Summary report of CALPHAD XLIV – Loano, Italy, 2015.*
5. Wang W., Guo C., Li Ch., Du Zh. *J. Rare Earths.* 30 (2012) 1055-1063.

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ КАМ'ЯНОВУГІЛЬНОГО ПОРОШКУ НА ВЛАСТИВОСТІ ПІЩАНО-БЕНТОНІТОВИХ ФОРМУВАЛЬНИХ СУМІШЕЙ

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

Кам'яновугільні порошки (КП) на сьогодні залишаються найбільш широко вживаними протипригарними добавками у формувальних піщано-бентонітових сумішах (ПБС), застосовуваних наразі в сучасних технологіях виготовлення разових ливарних форм, наприклад, за сейатцу-процесом для отримання фасонних виливків з різних марок чавунів вагою до декількох десятків кілограмів.

Зазвичай, КП додаються до складу сумішей як в самостійному пилоподібному чи гранульованому вигляді, так і у складі спеціальних формувальних компаундів, які мають бентонітову основу та низку протипригарних та технологічних добавок, в т.ч. й кам'яне вугілля.

Позитивний ефект кам'яного вугілля у складі формувальної суміші проявляється, насамперед, у зниженні шорсткості поверхні виливків, покращенні вибивальності, зниженні імовірності утворення поверхневих дефектів типу ужимин.

Механізм дії кам'яного вугілля полягає в наступному: під дією тепла розплав, що заливається у форму, вугілля газифікується і частково створює в порожнині ливарної форми відновну атмосферу. При переході в пластичний стан вугілля збільшується в об'ємі і скорочує перетин пір формувальної суміші, зменшуючи імовірність утворення механічного пригару, а також забезпечує можливість зернам кварцового піску переміщатися в температурному інтервалі їхнього термічного розширення (300...575°C), що сприяє зменшенню термічних напружень у формі, завдяки чому також зменшується й імовірність утворення ужимин на виливках.

Головна протипригарна дія КП полягає в тому, що з газової фази, що виділяється в процесі термічної деструкції вугілля, на поверхні порожнини форми осаджується блискучий (піролітичний) вуглець, що практично не змочується розплавом і перешкоджає безпосередньому контакту і взаємодії металу з поверхнею форми. Коксовий залишок, що утворюється в результаті термодеструкції вугілля, забезпечує додаткові умови підвищення незмочуваності форми рідким чавуном.

На сьогоднішній день в Україні ТОВ «ДТЕК «Павлоградська ЦЗФ» забезпечує виробництво вугілля газових марок, що за своїми характеристиками (вихід блискучого вуглецю – 8...10%; вихід летких речовин – 38...42%; інтервал пластичного стану при нагріванні – 320...420°C) цілком підходить для застосування у формувальних сумішах в якості протипригарної добавки – саме зразок такого КП (з розмірами часток після подрібнення в шаровому млині – не більш 0,315 мм) було застосовано у цій роботі.

Неоднозначним залишається питання кількісного вмісту КП в сумішах, оскільки кількість вводу в ПБС вугільного порошку залежить, насамперед, від відношення суміш/метал і від ряду інших технологічних

факторів і складає в середньому 3...6 мас.%. З врахуванням цього для досліджень впливу КП на технологічні властивості ПБС його вміст змінювали від 2 до 8 мас.% (з інтервалом 2 мас.%).

Формувальні суміші приготувалися в лабораторних умовах наступного складу (мас.%): бентоніт П1Т₁(А) – 5; КП (2...8), кварцовий пісок марки 1К₂О₁016 – інше; вологість суміші забезпечувалась на рівні 2,8 %.

Було встановлено, що зі збільшенням вмісту КП в ПБС міцність суміші на стиск у вологому стані збільшується з 0,09 МПа при нульовому вмісті КП – до 0,10 МПа при 6 мас.% КП. Такий ефект підвищення міцності ПБС пояснюється тим, що окремі частки бентонітового зв'язуючого розділяються не тільки шаром зв'язаної води, але й частками КП пилоподібних фракцій, що сприяє інтенсифікації процесу диспергування часток бентоніту під час перемішування суміші в змішувачі. Міцність при розриванні в зоні конденсації вологи ПБС із введенням у її склад КП дещо знижується за рахунок пилоподібного стану КП і складає 0,0024...0,0028 МПа.

Зі збільшенням вмісту КП обсипальність ПБС підвищується, що обумовлюється значними сорбційними властивостями і водопоглинаючою здатністю КП. Було встановлено, що водопоглинаюча здатність КП значно більше ніж для кварцового піску (31,8 % і 2,7 % відповідно). Дисбаланс вологи в суміші, зумовлений присутністю в її складі КП й обумовлює зниження поверхневої міцності ПБС.

Було встановлено, що при вмісті КП в суміші вже в кількості 2 мас.% значно підвищується формувальність ПБС (з 25 % для вихідної суміші без додавання вугілля – до 50 % з 4 мас.% КП) і текучість (з 30% для вихідної суміші – до 60 % з 4 мас.% КП).

Встановлені закономірності дозволяють зробити висновок, що КП суттєво впливає на фізико-механічні властивості сирих ПБС. Підвищений вміст КП в суміші (понад 6 мас.%) є небажаним, оскільки надлишок вугілля у формувальній суміші призводить до значного зниження її газопроникності та сприяє накопиченню коксового залишку в оборотних сумішах. Оптимальний вміст КП в суміші встановлюється, виходячи з розрахунку забезпечення у складі ПБС достатньої кількості блискучого вуглецю – 0,4...0,5 %, оскільки саме такий показник забезпечує одержання якісних виливків з мінімально необхідними параметрами шорсткості поверхні.

Було встановлено, що за допомогою добавок КП ефективно запобігається утворення пригару на виливках вагою до 50 кг при товщині стінок 5...40 мм. Так, при вмісті КП в суміші у кількості 4 мас.% шорсткість стінок технологічної проби на пригар складає 4,8...6,3 мкм – при товщині стінок 5...20 мм і 6,3...12,5 мкм – при товщині стінок 20...40 мм. При подальшому підвищенні кількості КП в суміші шорсткість поверхні виливків не зменшується, проте надлишкова кількість КП в суміші буде сприяти накопиченню коксового залишку, що спричиняє негативний вплив на технологічні властивості оборотних сумішей.

Таким чином можна зробити висновок, що газове вугілля виробництва ТОВ «ДТЕК «Павлоградська ЦЗФ» може застосовуватися у складі ПБС в якості ефективною протипригарної добавки.

ШЛЯХИ ПІДВИЩЕННЯ ФОРМУВАЛЬНОСТІ Й ТЕКУЧОСТІ ПІЩАНО-БЕНТОНІТОВИХ ФОРМУВАЛЬНИХ СУМІШЕЙ

Федоров М. М., Пасешниченко І. С. (м. Краматорськ, ДДМА)

Актуальною проблемою піщано-бентонітових сумішей (ПБС), які наразі широко застосовуються при виробництві фасонних виливків з різних сплавів вагою до 100 кг на лініях автоматичного формування є підвищена «жорсткість». Цей недолік кількісно проявляється в низьких показниках пластичності сумішей, насамперед, формувальності й текучості, й набуває особливої актуальності в літній час, коли висока температура в ливарному цеху сприяє швидкому локальному пересиханню крайок ливарної форми, що призводить до підвищення обсипальності й утворення на виливках поверхневих дефектів – піщаних засорів.

У теперішній час у ливарному виробництві позитивною практикою є застосування в складі ПБС мікродобавок холоднонабухаючого крохмалю або екструзійного крохмальреagenta (ЕКР) в поєднанні з регулярним освіженням сумішей. Основною метою даної роботи було дослідження впливу мікродобавок ЕКР на властивості виробничих ПБС, насамперед, характеристик формувальності й текучості. У якості дослідного зразка ЕКР у роботі було використано порошкоподібний ЕКР виробництва ТОВ «Ваксан».

Аналіз проведених експериментальних досліджень дозволяє констатувати наступні зміни властивостей виробничих сумішей з добавками 0,2 мас. % ЕКР у порівнянні з вихідними виробничими сумішами без добавок ЕКР:

- газопроникність в незначній мірі збільшується, хоча слід ураховувати, що суміш із добавкою ЕКР ущільнюється більш ефективно. Очевидно, у цьому випадку позитивним образом позначається ефект поглинання вологи крохмалистою речовиною, у результаті чого частина вільної вологи зосереджується в крохмалистій речовині й в обмеженій кількості присутня на поверхні піщин кварцового наповнювача;

- міцність у вологому стані для всіх досліджуваних зразків сумішей, обмірювана відразу після завершення приготування замісів, практично не змінюється й складає 0,130 МПа. Повторні виміри міцності, виконані після витримки зразків суміші в герметичному стані протягом 24-х годин демонструють збільшення міцності зразків суміші з ЕКР на 12 % (з 0,130 МПа для суміші без ЕКР до 0,145 МПа для сумішей з добавкою 0,2 мас. % ЕКР);

- найбільш чутлива реакція суміші на присутність ЕКР проявляється зростанням показників формувальності й текучості. Зазначені характеристики пластичності фізично взаємозалежні через агрегування крохмалистою речовиною води, бентонітового зв'язувального матеріалу, а також продуктів термічної деструкції бентоніту й наявних вуглецевмістних протипригарних добавок.

З урахуванням отриманих експериментальних даних можна рекомендувати добавку ЕКР виробництва ТОВ «Ваксан» або її аналоги для додавання до складу ПБС на лініях автоматичного формування, як ефективний засіб зменшення «жорсткості» й підвищення показників формувальності й текучості виробничих сумішей.

КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ НОВИХ ТЕХНОЛОГІЧНИХ СПОСОБІВ ВИГОТОВЛЕННЯ ДВОШАРОВИХ ЧАВУННИХ ВИЛИВКІВ

Фесенко А. М. (м. Краматорськ, ДДМА),
Фесенко М. А. (м. Київ, ДНДІ МВС України)

У роботі авторами запропоновані нові технологічні способи виготовлення двошарових виливків типу тіл обертання, в яких послідовно формується зовнішня поверхня із зносостійкого білого чавуну та внутрішня частина (серцевина) із в'язкого ударостійкого високоміцного або м'якого сірого чавуну.

Способи передбачають застосування одного базового розплаву. Формування різної структури та властивостей відбувається за рахунок внутрішньоформового модифікування базового розплаву в окремих реакційних камерах ливникової системи реагентами (добавками) різного функціонального призначення.

Для дослідження обрані наступні варіанти виготовлення двошарових виливків:

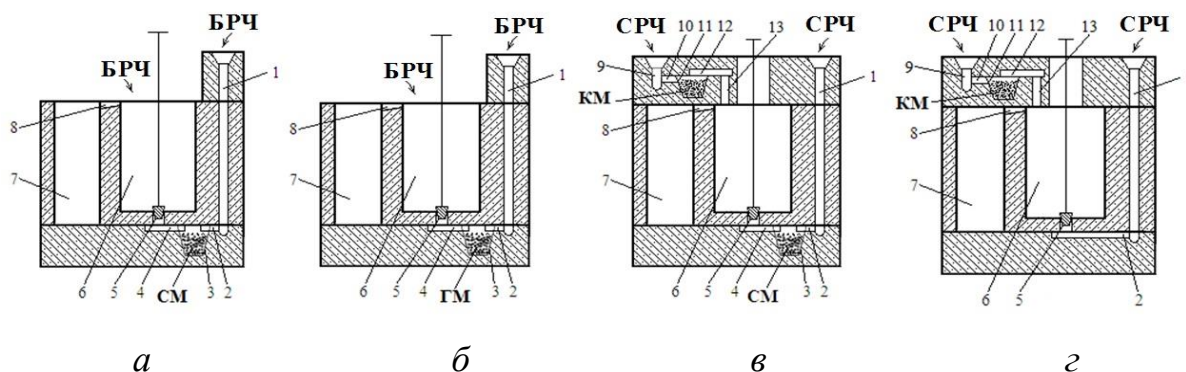
- базовий рідкий чавун із вуглецевим еквівалентом $CE = 2,8...3,2$ % (БРЧ) заливається в порожнину ливарної форми, витримується певний час для затвердіння зовнішнього шару певної товщини з наступним заливанням та промиванням незатверділого рідкого чавуну в серцевині виливка тим же базовим розплавом через сифонну ливникову систему з реакційною камерою, завантаженою сфероїдизувальним (рис. 1, а) або графітізувальним реагентом (добавкою) (рис.1, б);

- базовий рідкий чавун із вуглецевим еквівалентом $CE = 3,9...4,3$ % (СРЧ) заливається в форму через ливникову систему з реакційною камерою, завантаженою карбідостабілізувальним (карбідоутворювальним) реагентом (добавкою), з наступним заливанням та промиванням незатверділого рідкого чавуну в серцевині виливка тим же базовим розплавом через сифонну ливникову систему з реакційною камерою, завантаженою сфероїдизувальним реагентом (добавкою) (рис.1, в);

- базовий рідкий чавун із вуглецевим еквівалентом $CE = 3,9...4,3$ % (СРЧ) заливається в форму через ливникову систему з реакційною камерою, завантаженою карбідостабілізувальним (карбідоутворювальним) реагентом (добавкою), з наступним заливанням та промиванням незатверділого рідкого чавуну в серцевині виливка тим же базовим розплавом через сифонну ливникову систему без внутрішньоформового оброблення (рис.1, г).

З метою встановлення закономірностей формування двошарових виливків за запропонованими варіантами, а також вивчення теплових і гідродинамічних процесів, які відбуваються в ливарній формі під час виготовлення двошарових виливків, у роботі було використано метод імітаційного комп'ютерного моделювання із застосуванням прикладної програми NovaFlow-SolidCV.

У якості експериментального виливка був обраний суцільний циліндр діаметром – 100 мм, висотою – 150 мм і масою $10 \pm 0,2$ кг, який моделює фрагменти промислових деталей типу роликів, рольгангів, вальців тощо.



а б в г
 1, 9 – стояк; 2, 10 – вхідний канал; 3 – реакційна камера; 4, 12 – вихідний канал; 5 – пробка; 6 – порожнина форми де утворюється вилівок; 7 – зливна ємність; 8 – зливний канал; 11 – реакційна камера; 13 – живильник
 ГМ, КМ, СМ – графітувальний, карбідостабілізуювальний (карбідоутворювальний), сфероїдируювальний реагент відповідно

Рис. 1. Технологічні схеми виготовлення двошарових виливків із базового рідкого чавун із вуглецевим еквівалентом $CE = 2,9 \dots 3,3$ % (БРЧ) (а, б) і $CE = 3,9 \dots 4,3$ % (СРЧ) (в, г)

У модельних дослідженнях температура розплаву при заливанні в форму без внутрішньоформового оброблення складала 1350 ± 10 °С, 1400 ± 10 °С, 1450 ± 10 °С, 1500 ± 10 °С. Температура базового розплаву, який при заливанні піддається внутрішньоформовому обробленню в реакційній камері ливникової системи реагентами (добавками) з урахуванням їх теплофізичних характеристик знаходилась у діапазоні $1450 \dots 1500 \pm 10$ °С.

У результаті проведених модельних експериментів встановлено, що при заливанні розплаву за температурою 1350 ± 10 °С та подальшому витримуванні порції рідкого чавуну тверда фаза металу виливка з боку ливарної форми з'являється вже через 5,0 с. Рідка фаза в об'ємі експериментального виливка при цьому зникає повністю через 50 с. Двофазна рідко-тверда зона в центральній частині виливка повністю замикається через 165,0 с після початку заливання форми (рис. 2).

Підвищення температури розплаву чавуну при заливанні в форму першої порції призводить до більш повільного нарощування шару твердого металу на зовнішній поверхні виливка і збільшенню часу збереження у внутрішній частині виливка металу в рідкому та двофазному рідко-твердому станах, що пов'язано з необхідністю відведення більшої кількості теплоти перегрітого розплаву за незмінної теплоакумуляційною здатністю ливарної форми. Так, за температури заливання розплаву при 1400 ± 10 °С рідка фаза в об'ємі експериментального виливка замикається з усіх поверхонь (боковин) твердим металом протягом 70 с, при температурі 1450 ± 10 °С – 90 с, а при температурі 1500 ± 10 °С – 105 с. При температурі заливання 1400 ± 10 °С вилівок повністю твердне протягом 205 с, при 1450 ± 10 °С – 240 с, а при 1500 ± 10 °С – 280 с.

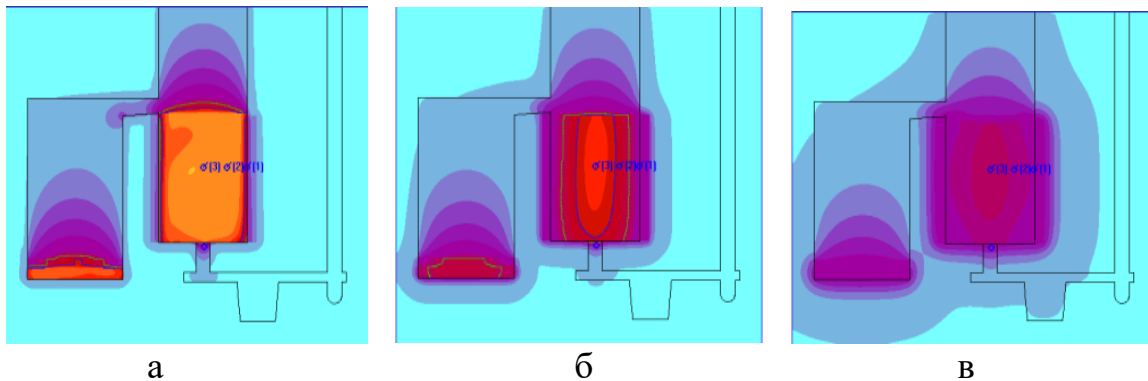


Рис. 2. Кінограма тверднення розплаву першої порції у ливарній формі після заливання базового розплаву при температурі 1350 ± 10 °С та витримування протягом 5 (а), 50 (б) та 165 (в) с

Таким чином для реалізації процесу промивання з метою отримання двошарового виливка за умов заливання першої порції при температурі 1350 ± 10 °С у момент початку заливання через сифонну ливникову систему другої порції, час витримування має знаходитись в діапазоні 20...40 с, тоді як при підвищених температурах заливки цей час може бути збільшений до 50...70 с.

Крім цього модельними експериментами встановлено, що під час заливання в форму другої порції розплаву через сифонну ливникову систему в незатверділій внутрішній частині виливка виникають вимушені конвективні потоки. Струмінь розплаву другої порції в рідку серцевину виливка вносить термічне збудження, у результаті якого відбувається часткове підплавлення затверділого зовнішнього шару та зменшення його товщини.

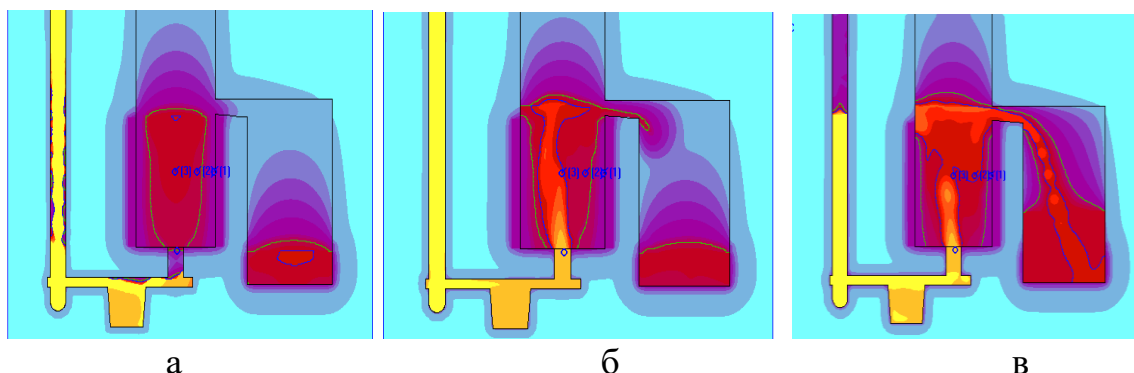


Рис. 3. Кінограма промивання ливарної форми розплавом другої порції

У результаті проведених модельних досліджень встановлено основні закономірності формування двошарових виливків типу тіл обертання за запропонованими технологічними способами з застосуванням внутрішньоформового модифікування одного базового розплаву. Отримані залежності характеру кристалізації виливків від температурно-часових режимів лиття.

Розроблені практичні рекомендації щодо оптимальних режимів лиття дрібних двошарових виливків типу тіл обертання, які призначені для роботи в умовах зношування.

МОЖЛИВОСТІ ВИКОРИСТАННЯ ЧАВУНУ У ЯКОСТІ КОНСТРУКЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ ВИРОБІВ МАШИНОБУДУВАННЯ ВІДПОВІДАЛЬНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

Фесенко А. М. (м. Краматорськ, ДДМА),
Фесенко М. А. (м. Київ, Державний НДІ МВС),
Корсун В. А. (м. Краматорськ, ДДМА)

Сьогодні і в найближчій перспективі основним конструкційним матеріалом для широкої номенклатури виробів, які виготовляються методами ливарного виробництва і використовуються в різних галузях промисловості, залишається чавун, частка якого в загальному світовому випуску литва складає біля 70% [1]. При виготовленні чавунних виливків з'являються широкі можливості управління їх структурою та властивостями за рахунок зміни хімічного складу чавуну, умов плавлення, режимів лиття, кристалізації і охолодження, операцій модифікування, а також термічного оброблення. У наш час у залежності від конкретних технологічних умов виробництва можливо отримувати чавунні виливки з феритною, ферито-перлитною або перлитною структурою металевої матриці з включеннями графіту пластинчастої, пластівчастої, вермикулярної або кульовидної (сфероїдальної) форми в сірих і високоміцних чавунах, а також із перліто-цементитною і аустенітно-цементитною структурою з твердими карбідами заліза і інших легувальних елементів в білих, спеціальних і ADI чавунах. При цьому міцність чавуну на розривання (тимчасовий опір при розтягуванні, границя міцності при розтягуванні) σ_b може змінюватись від 120 до 380 МПа для сірого чавуну з пластинчатим графітом, до 1200 МПа і вище – для високоміцного чавуну з кулястим графітом і до 1600 МПа і більше – для аустенітного високоміцного (ADI) чавуну. В залежності від типу чавуну і його марки твердість (за Брінелем) може змінюватись від 100...120 НВ до 550 НВ, відносне подовження δ може знаходитись в межах від 0 до 22 % і більше.

Крім широких можливостей керування структурою та властивостями чавуну його перевагами в порівнянні зі сталями є більш низька температура плавлення, висока рідкотекучість, нижче собівартість тощо.

При виготовленні виливків із чавуну з'являються можливості регулювання властивостей литих виробів у широкому діапазоні без суттєвої зміни хімічного складу рідкого чавуну за рахунок проведення операцій модифікувального оброблення розплаву та термічного оброблення виливків.

Найбільш простим, технологічним, економічним і ефективним методом керування структуроутворенням і властивостями виробів із чавуну є модифікувальне оброблення розплаву. При цьому в залежності від поставленої мети і вимог, що висуваються до експлуатаційних властивостей виробів, на практиці використовується графітизувальне, сфероїдизувальне, або карбідостабілізувальне (карбідоутворювальне) модифікувальне оброблення базового розплаву чавуну.

Графітизувальне модифікування розплаву чавуну направлене в основному на подрібнення структури металевої матриці, гомогенізацію структури металу в стінках виливка різної товщини, збільшення кількості, а також подрібнення графітових включень, зниження схильності до вибілення.

Основною метою сфероїдизувального модифікувального оброблення рідкого чавуну є отримання якісних виливків із підвищеними механічними властивостями та пластичністю з включеннями графіту сфероїдальної або вермикулярної форми.

Карбідоутворювальне оброблення розплаву застосовується для формування а також стабілізації структури білого чавуну з твердими включеннями карбідів заліза та карбідів інших легувальних елементів (Mn, Cr, Mo, Ti, V, W та ін.).

На сьогодні запропонована ціла низка способів модифікувального оброблення рідкого чавуну і велика кількість модифікувальних добавок [2,3]. Одним з найбільш простих, ефективних і економічних способів модифікувального оброблення розплавів чавунів є спосіб внутрішньоформового модифікування рідкого металу безпосередньо в ливарній формі в процесі заливання з використанням проточної реакційної камери ливникової системи і зернистих (гранульованих) модифікувальних добавок (так званий Inmold-process) [4,5]. Не зважаючи на високу ефективність даного способу модифікування, він є достатньо чутливим до конкретних умов модифікувального оброблення і технологічних режимів литва, що потребує ретельного відпрацювання технології виробництва виливків в кожному конкретному випадку.

Авторами представленої роботи проведений широкий спектр теоретичних і експериментальних досліджень, направлених на управління процесами структуроутворення в виливках із чавунів різного хімічного складу за рахунок модифікувального оброблення базових розплавів різними за природою і механізмом впливу на розплав графітизувальними, сфероїдизувальними і карбідостабілізувальними (карбідоутворювальними) модифікувальними добавками, включаючи процеси подвійного «зустрічного» модифікування, з метою отримання виливків в разових ливарних формах з необхідною (заданою) структурою властивостями. Встановлені основні закономірності впливу різних модифікувальних добавок, а також режимів модифікування і литва на структуру та властивості чавуну в виливках.

На основі отриманих результатів виконаних досліджень розроблені рекомендації з оптимальних технологічних режимів виготовлення виливків різної номенклатури з необхідною (заданою) структурою та властивостями для роботи в конкретних умовах експлуатації.

ЛІТЕРАТУРА

1. *Census of World Casting Production: Total Casting Tons Dip in 2019. A Modern Casting Staff Report // Modern Casting. – January 2021. – PP. 28-30.*

2. *Processing Techniques and Productions of Ductile Iron: A Review. / J.O. Olawale, S.A. Ibitoye, K.M. Oluwasegun // International Journal of Scientific & Engineering Research, Volume 7, Issue 9, September-2016. – P. 397–423.*

3. *Knustad O. Проблемы, возникающие при производстве высокопрочных чугунов. Обзор существующих способов получения ВЧ и используемых модификаторов / O. Knustad // Литейщик России. – 2011. – № 4. – С. 15–17.*

4. *J. L. McCaulay. Production of Nodular-graphite Iron Castings by Inmold Process // Foundry Trade Journal, April 1971. – №4. – P. 327–332, 335.*

5. *Косячков В.А., Ващенко К.И. Особенности технологии получения высокопрочного чугуна модифицированием в литейной форме // Литейное производство, 1975. – № 12 – С. 11–12.*

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ ВНУТРІШНЬОФОРМОВОГО МОДИФІКУВАЛЬНОГО ОБРОБЛЕННЯ РОЗПЛАВУ МЕТОДОМ КОМП'ЮТЕРНОГО МОДЕЛЮВАННЯ

Фесенко А. М., Корсун В. А. (м. Краматорськ, ДДМА), Фесенко М. А.
(м. Київ, ДНДІ МВС України), Махмудов Р. Р. (м. Краматорськ, ДДМА)

Аналіз сучасних способів модифікування чавуну, які використовуються в практиці ливарного виробництва, свідчить про те, що одним із перспективних, ефективних та економічно вигідних є метод оброблення розплаву безпосередньо в ливарній формі (Інмолд-процес).

При цьому процесі модифікувальне оброблення здійснюється в ливарній формі шляхом розміщення зернистої або порошкової добавки (реагенту) в спеціальному резервуарі – реакційній камері ливникової системи, розташованій між стояком і шлаковловачем на шляху руху розплаву до порожнини форми, де формується вилівок. Розрахункова кількість модифікатора в реакційній камері синхронно з процесом заливання ливарної форми рівномірно розчиняється та засвоюється металом, що призводить до зміни його властивостей у порівнянні з базовим розплавом, який заливається.

При Інмолд-процесі у порівнянні з іншими способами оброблення розплаву скорочується до мінімуму час між введенням модифікатора в рідкий чавун і початком його кристалізації, забезпечується максимальний ефект зародкоутворення та висока ступінь графітизації чавуну, зменшується витрата модифікувальних добавок (реагентів). Крім того, впровадження цього процесу не вимагає установа в цехах або на ділянках підприємств додаткового обладнання, а також інших агрегатів і спеціальних пристосувань (засобів).

Однак, незважаючи на перераховані переваги Інмолд-процес вимагає ретельного відпрацювання параметрів для конкретних умов виготовлення виливків.

Встановлено, що поряд із хімічним складом вихідного чавуну, типом і складом модифікувальних добавок (реагентів), їх кількістю, а також температурно-часовими режимами лиття структура металу багато в чому залежить від ступеня засвоєння елементів (речовин) модифікувальних добавок і в підсумку від залишкового вмісту їх у виливку. У свою чергу на ступінь засвоєння модифікувальних добавок великий вплив надає конструкція ливникової системи і, в першу чергу, реакційної камери, зерновий склад (дисперсність) добавок, ступінь заповнення ними реакційної камери й інші параметри, які зумовлюють характер і механізм міжфазної взаємодії частинок модифікатора з розплавом в реакційній камері та в порожнині ливарної форми.

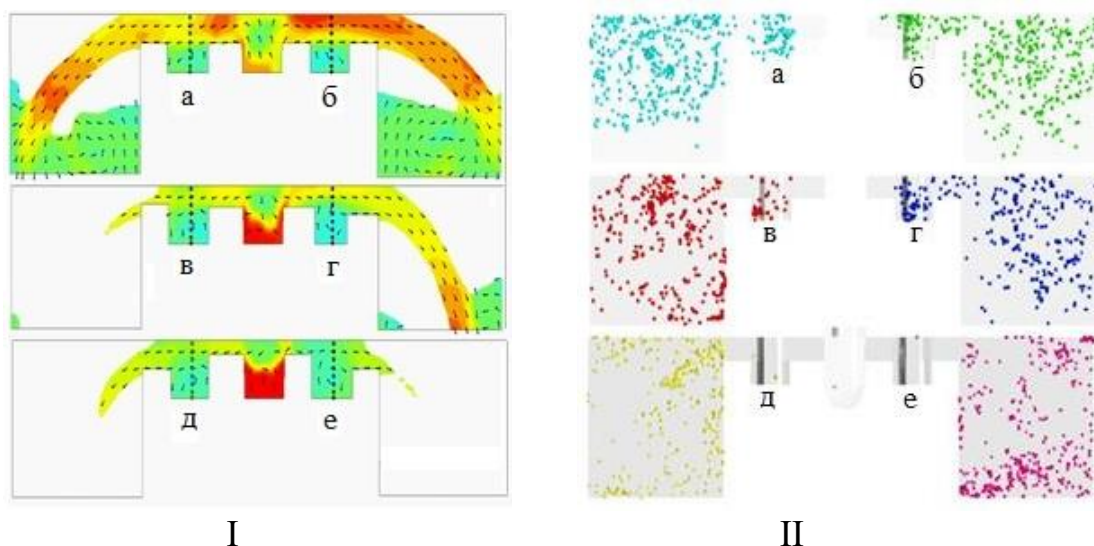
У роботі методом комп'ютерного моделювання з використанням прикладного пакету програм Nova Flow-Solid CV проведені дослідження процесу внутрішньоформового модифікування розплаву чавуну зернистими добавками з діаметром частинок 0,01; 0,05; 0,5; 1,0; 1,5; 2,5 і 5,0 мм при використанні кубічних, циліндричних і сферичних проміжних проточних

реакційних камер із різним розташуванням сполучних каналів, які підводять та відводять розплав до них.

У якості експериментальних виливків використовували клинові проби з розміром 100×100 мм і товщиною біля основи 20 мм, що заливаються базовими розплавами чавунів різного хімічного складу (схильного до кристалізації з виділенням часток вільного графіту або схильного до кристалізації з вибіленням) при температурах 1400, 1450 і 1500 °С.

З метою виключення впливу інших факторів, окрім досліджуваних, шість експериментальних клинових проб розташовувалися в одній ливарній формі та заливалися розплавом через загальний стояк і шлаковловач, а також індивідуальні сполучні канали і проточні реакційні камери різної конструкції для окремих виливків.

На основі аналізу результатів комп'ютерних експериментів встановлені основні закономірності руху розплаву (рис. 1, I) і переміщення твердих модифікувальних частинок (рис. 1, II) в об'ємі реакційних камер і виливків. Визначено значення коефіцієнтів засвоєння добавок в залежності від типу та конструкції реакційних камер, фізичних і гранулометричних характеристик добавок-модифікаторів при різних значеннях коефіцієнту заповнення ними реакційних камер, а також температурах заливання розплаву.



а – реакційна камера квадратного перерізу з прямим підведенням металу;
б – циліндрична реакційна камера з прямим підведенням металу;
в – циліндрична реакційна камера з відцентровим підведенням металу;
г – циліндрична реакційна камера з пінополістироловою оболонкою з прямим підведенням металу;
д – циліндрична реакційна камера з пінополістироловою оболонкою з відцентровим підведенням металу;
е – циліндрична реакційна камера з відцентровим підведенням металу, в якій модифікатор перемішаний з гранулами пінополістиролу

Рис. 1. Приклад результатів моделювання напрямку потоків розплаву чавуну (I) і розподілу частинок модифікаторів (II) в об'ємі виливка та реакційних камерах

Отримані результати модельних досліджень можуть бути використані при розробленні оптимальних технологічних режимів внутрішньоформового модифікування розплавів чавунів при виготовленні дрібних чавунних виливків різного призначення в разових ливарних формах.

КОМПЛЕКС ПЕРЕНОСНИХ ТЕРМОМЕТРІВ ДЛЯ КОНТРОЛЮ ТЕМПЕРАТУРИ РОЗПЛАВІВ У ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

Школяренко В. П., Антонов Г. О., Гончаров А. Л., Сіренко К. А.,
Захарченко Е. В (м. Київ, ФТІМС НАН України)

Для металургійних і нагрівальних печей і агрегатів малої місткості, технічно і економічно виправданий періодичний контроль температури. З засобів контролю температури найбільш поширені і досить точні контактні засоби контролю температури.

Для реалізації такого контролю у ФТІМС НАН України розроблено комплекс переносних термоелектричних термометрів, які побудовано за модульним принципом на єдиній елементній базі і призначені для періодичного контролю температури твердих, рідких і газових середовищ, в тому числі металевих розплавів в металургійному та ливарному виробництвах.

Комплекс включає в себе такі рівні:

- первинні термоелектричні перетворювачі, конструкція яких забезпечує досить точні вимірювання в умовах агрегатного стану середовища і які складаються з первинних перетворювачів для:

вимірювання температур розплаву від 1000 до 1700 °С [1];

вимірювання температур розплаву від 400 до 1000 °С;

зняття кривої термічного охолодження від 1400 до 0 °С [2];

вимірювання температури твердої поверхні [3];

- вторинний мікропроцесорний вимірювальний перетворювач (ВВП), що забезпечує перетворення термо-ЕРС у цифровий код вимірюваної температури. ВВП має автономне джерело живлення, вбудований індикатор температури. У пам'яті ВВП зберігаються в цифровому вигляді градувальні характеристики термопар. Значення вимірюваної температури зберігаються й оновлюються автоматично. ВВП дозволяє зберігати до 110 значень вимірюваних температур, які можуть переглядатися на вбудованому індикаторі, або бути передані на комп'ютер. ВВП забезпечує вимірювання температур в діапазоні від -50 до + 2500 °С з похибками, які в більшості випадків, не перевищують 0,5 %;

- третій обчислювальний рівень, забезпечує мобільний підхід до організації автоматичного введення даних вимірювань температури в процесі експериментальної плавки. Підхід полягає в оснащенні автономного ВВП інтерфейсом для безперервної передачі даних про вимірювану температуру в ноутбук. При цьому функція прив'язки даних вимірювань здійснюється комп'ютерною програмою. Такий підхід дозволяє накопичувати експериментальні дані мобільно на різних майданчиках (точках вимірювання).

Обчислювальний рівень, вирішує наступні завдання:

- прийом даних від ВВП, або декількох ВВП;

- прив'язку даних до часу;

- формування і збереження файлів;

- каталогізацію даних;

- копіювання та архівування даних;
- візуалізацію даних.

При промисловому використанні комплекс переносних термоелектричних термометрів дозволяє:

- реалізовувати управління тепловими технологічними процесами;
- знизити брак виливків, витрати енергії та зменшити угар шихтових матеріалів;
- виключити аварії, зумовлені порушеннях температурних режимів плавки;
- підвищити термін служби футеровки та продуктивність теплотехнічного технологічного обладнання.

ЛІТЕРАТУРА

1. *Термоэлектрический сменный преобразователь погружения для периодических измерений температуры металлических расплавов / Жуков Л.Ф. [и др.] // Металл и литьё Украины. – 2014. – № 10. – С.29–34.*
2. *Захарченко Э. В. Новый метод компьютерного термического экспресс-анализа качества жидких чугунов с предсказанием микроструктуры и свойств отливок при комнатных температурах [Электронный ресурс] / Э.В. Захарченко, А.А. Бурбелко, Е.А. Сиренко, А.Л. Гончаров, А.В. Богдан, М. Кавалец // Процеси лиття. – 2019. – № 3. – С. 46–58.*
3. *Линевег, Ф. Измерение температур в технике : справочник : пер. с нем. / Ф. Линевег. – 1980. – 544 с.*

ОСОБЛИВОСТІ ЛИТТЯ ОБИЧАЙОК З АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

Школяренко В. П., Сіренко К. А., Антонов Г. О., Зубеніна Н. Ф.
(м. Київ, ФТІМС НАН України)

Для автомобілебудування, авіації та космічної техніки найбільший інтерес представляють високоміцні сплави систем Al-Cu (Д16), Al-Zn(B95), Al-Mg (АМг6) [1].

Раціональний вибір методу лиття обичайок залежить від конкретних вимог, які висуваються до обичайки з урахуванням критеріїв максимізації технічних і мінімізації економічних показників. У цьому випадку технічними вимогами до лиття обичайок є:

гомогенний склад обичайки з мінімально можливою подальшою механічною обробкою внутрішньої поверхні відлитих заготовок (не дозволяє в даному випадку застосовувати метод відцентрового лиття і його застосування буде залежати від вимог, які висуваються до обичайок);

точність геометричних розмірів та чистота поверхні (не дозволяє застосовувати метод лиття в піщані форми);

багаторазова форма для лиття (не дозволяє застосовувати метод лиття по виплавлених моделях);

відсутність газових пор та тріщин (не дозволяє застосовувати метод лиття по моделях, що газифікуються);

мінімальні економічні витрати на виготовлення форми та литва (не дозволяє застосовувати метод лиття в оболонкові форми).

З урахуванням переваг і недоліків методів лиття, використовуючи технічні вимоги та критерії максимізації технічних і мінімізації економічних показників, раціональним методом лиття обрано метод лиття обичайок в кокіль та проведено дослідження на гарячеламкість.

У ході проведення експерименту було відлито три обичайки в кокіль, змащений роз'єднувальним покриттям на основі графіту. Заливка в форму сплаву АМг6М відбувалася при температурі 740 град. Цельсія. Заливання і охолодження виливків відбувалося на відкритому повітрі, вилучення виливків з форми було складним – за допомогою механічного вибивання з форми. Перший виливок був залитий без попереднього нагріву кокіля і після кристалізації утворилася тріщина та значне неповне пролиття форми. Другий виливок залитий при прогрітому до 500 °С центральному стрижні – тріщини відсутні, але незначні дефекти неповного пролиття форми залишились. Третій виливок залитий при прогрітому до 500 °С центральному стрижні та застосуванні вібрації – тріщини відсутні, форма пролилася повністю, але вібрація настільки ущільнила структуру металу, що виливок неможливо було від'єднати від форми і прийшлося розрізати виливок для від'єднання його від форми. Прогрів форми перед заливкою забезпечив не тільки відсутність тріщини, а й краще проливання форми. Застосування роз'єднувального покриття на основі графіту забезпечило гладку поверхню виливків, але ускладнило їх роз'єднувальну здатність при від'єднанні

від форми. Для покращення роз'єднувальної здатності при від'єднанні вилівка від форми в ході наступного експерименту на форму було нанесено покриття на основі цирконію. У результаті застосування покриття на основі цирконію вилівок легко відділився від форми, але поверхня вилівка виявилася шаршавою, з порами та раковинами через те, що фарба наносилась пензлем, а не розпиленням.

У результаті експериментів, проведених за технологією лиття обичайок в кокіль з алюмінієвого сплаву АМгбМ, одержано такі результати:

виявлено, що для повного проливання форми, заливання алюмінієвого сплаву АМгбМ в кокіль необхідно проводити з перегрівом до 740 °С;

встановлено, що для уникнення тріщин, внутрішню форму необхідно прогрівати до температури не вище 500 °С;

виявлено, що недоливи виникають при низькій температурі розплаву і кокіля перед заливанням або малій швидкості заливки;

встановлено, що тріщини виникають через високий перегрів розплаву та тривале охолодження вилівка в кокілі;

виявлено, що вібраційна обробка під час заливки призводить до покращення проливання форми, ущільнення структури металу, але ускладнює роз'єднувальну здатність при роз'єднанні вилівка від форми;

визначено, що усадочні дефекти (раковини, стягання, поруватість) виникають через порушення спрямованого твердіння і недостатнього живлення вилівка, через перегрів кокіля.

ЛІТЕРАТУРА

1. Ноговіцин О.В., Русаков П.В., Школярєнко В.П., Сіренко К.А. Моделювання процесів вібраційного ущільнення ливарних форм з урахуванням асиметрії фрикційних сил // *Процеси лиття*. – 2021. – № 1. – С 19–25.

ЛИТІ БАГАТОШАРОВІ МЕТАЛОКЕРАМІЧНІ МАТЕРІАЛИ ДЛЯ ЗАХИСТУ СПЕЦТЕХНІКИ

Щерецький О. А., Железняк О. В., Верховлюк А. М.
(м. Київ, ФТІМС НАН України)

На теперішній час для додаткового захисту легко броньованої техніки від бронебійних пуль використовуються керамічні матеріали на основі оксиду алюмінію та карбіду бору. Такі елементи захисту досить дорогі та витримують, як правило один постріл, тому такий захист роблять секційним, а розрушені секції потребують заміни. В ФТІМС НАН України розроблена дешева, ливарна технологія одержання багатошарових металокерамічних матеріалів для захисту спецтехніки, яка включає: просочування рідкого розплаву (АК7, А85) через шари наповнювача та використання технології лиття за моделями, що газифікуються. Установлено закономірності вакуумного просочування металевими розплавами на основі алюмінію дисперсних частинок. Досліджено залежності швидкості просочування від температури форми та розплаву, часу витримки, величини вакууму та дисперсності наповнювача. Розроблено спеціальну технологічну діаграму для вибору оптимальних режимів одержання литих заготовок методом просочування. Встановлені оптимальні технологічні режими одержання литих заготовок із композиційних матеріалів на основі алюмінієвих сплавів з високим вмістом (біля 60 об. %) дисперсних частинок високомодульних карбідів. Досліджено вплив способів одержання та характеристик армуючих частинок (тип, дисперсність, кількість) на структуру та властивості композиційних матеріалів на основі алюмінію. Розроблено та виготовлено три варіанти конструкції оснащення для одержання литих заготовок композиційних матеріалів на основі алюмінію армованих високомодульними карбідами даним методом. При цьому наповнювачем слугували - карбід кремнію (SiC) фракцією від 200мкм до 500мкм, карбід бору (B₄C) фракцією від 200 мкм до 500 мкм, та від 1000 мкм до 2000 мкм, а також кухонна сіль (NaCl) необхідної фракції для отримання пористого шару виливка. Пористий шар досягається шляхом вимивання NaCl водою з тіла виливка. В контейнер з полістиролу розміщують, одержані методом просочування, композиційні матеріали, шари із КМ розташовують в необхідній послідовності та заливають рідким металом. На основі проведених досліджень зроблений висновок, що використання полістиролового контейнера та технології лиття за моделями, що газифікуються значно спрощує процес отримання багатошарових композитних виливків. З'явилась можливість отримувати зразки без прив'язки до форми, зовнішнього розміру виливка та товщини шару наповнювача. За розробленою технологією виготовлені зразки, які пройшли випробування у якості елементів захисту спецтехніки, після пострілу пулею із сталевим осереддям матеріал не розрушується, а пуля застрягає в ньому.

МОДИФІКУВАННЯ ВИСОКОДИСПЕРСНИМ КАРБІДОМ КРЕМНІЮ ВТОРИННОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ «AL-SI»

Ямшинський М. М., Лук'яненко І. В., Кивгило Б. В.
(м. Київ, КПІ ім. Ігоря Сікорського)

Створення конкурентоспроможної литої продукції в різних галузях машинобудування пов'язано з розробленням та пошуком нових технологій виготовлення деталей з нових конструкційних матеріалів, які мають високі техніко-економічні показники.

На сьогоднішній день алюміній та сплави на його основі є одним з основних конструкційних матеріалів, які знайшли своє широке застосування у різних галузях сучасної промисловості. За об'ємом виробництва алюміній та сплави на його основі посідають друге місце в світі після сплавів на основі заліза. Значно підвищити характеристики алюмінію дозволяє введення в нього різних легувальних елементів та модифікаторів.

В останні роки евтектичні силуміни АК9 та АК12, які мають низку унікальних властивостей (низький коефіцієнт лінійного розширення, високий модуль пружності, підвищену зносостійкість) викликають значний інтерес у розробників і потенційних споживачів таких сплавів. Зокрема, евтектичні силуміни широко використовують для деталей двигунів внутрішнього згоряння автомобілів, які виготовляють фасонним литтям.

Ливарні алюмінієві сплави повинні мати високу рідкотекучість, мінімальну усадку, низьку схильність до утворення гарячих тріщин, що в комплексі має забезпечувати високі механічні і корозійні властивості.

Виробництво первинного алюмінію є досить коштовним та енерговитратним процесом. Значно знизити витрати на виробництво алюмінієвих сплавів дозволяє перероблення алюмінієвого брухту. Якість вторинної сировини поступається якості первинних сплавів. Основною причиною низької якості вторинних сплавів є їх висока забрудненість різними шкідливими домішками.

Актуальною проблемою є розроблення методів поліпшення якості вторинних сплавів на основі алюмінію.

Одним із критеріїв поліпшення якості вторинних алюмінієвих сплавів є оброблення розплаву ультрадисперсними модифікаторами.

У роботі досліджено вплив модифікатора SiC у кількості до 0,2 %, рис. 1.

Підвищення температури призводить до підвищення рідкотекучості внаслідок збільшення температури перегрівання над лінією ліквідус.

Встановлено, що додавання 0,1 % SiC покращує рідкотекучість вторинного сплаву внаслідок очищення від неметалевих з вкраплін з 560 до 630 мм для ПГФ та з 230 до 295 мм для кокіля. Подальше підвищення вмісту SiC до 0,2 % не призводить до явного підвищення ливарних властивостей, з 630 до 645 мм для ПГФ та з 295 до 350 мм.

Мікроструктура вихідного сплаву АК12 містить велику кількість дрібних мікропор, розмір яких становить 10...15 мкм. Модифікування сплаву АК12 високодисперсною сполукою SiC у кількості 0,1 та 0,2 мас. % призводить до подрібнення евтектичної структури сплаву АК12 з одночасним зменшенням об'ємної частки кристалів первинного Si. Розмір кристалів первинного Si при цьому зменшується із збільшенням вмісту модифікатора. Мікроструктура модифікованого сплаву АК12 містить значно меншу кількість дрібних мікропор у порівнянні із вихідним сплавом.

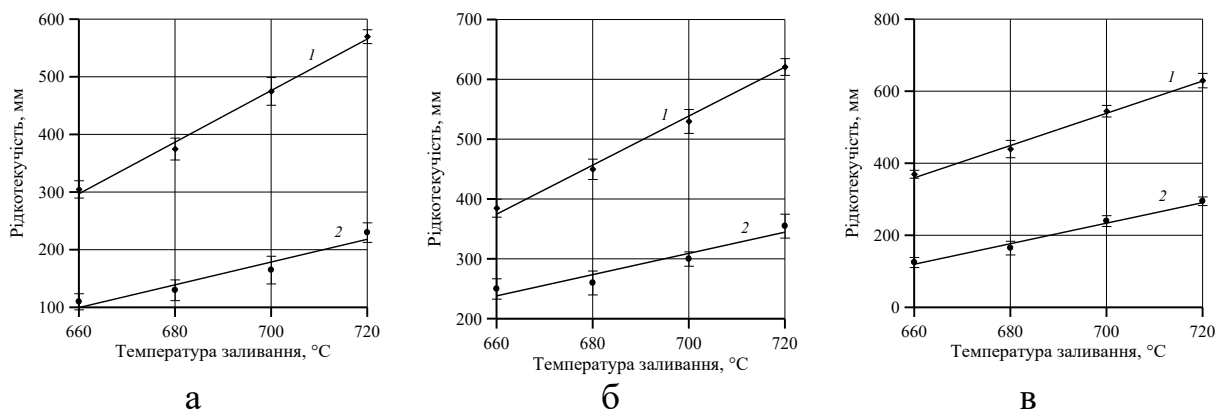


Рис. 1. Вплив температури заливання на вторинний сплавів АК12 залежно від температури: а – вихідний сплав; б – кількість модифікатора 0,1%; в – кількість модифікатора 0,2%; 1 – ПГФ; 2 – кокінь

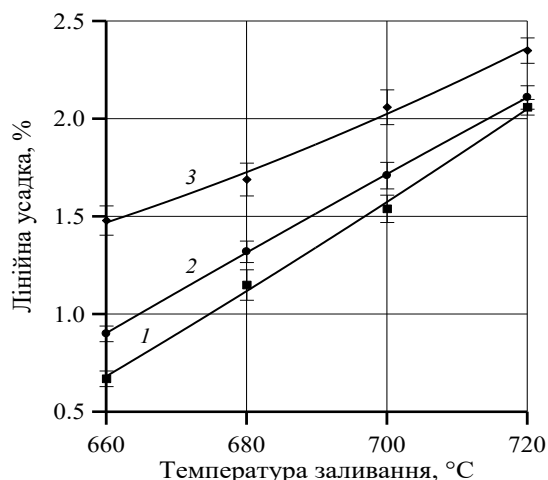


Рис. 2. Вплив температури заливання на лінійну усадку вторинного сплаву системи алюміній-кремній (силумін) при додаванні різної кількості модифікатора. 1 – вихідний; 2 – 0,1 %; 3 – 0,2 %

У той же час дослідження лінійної усадки показують підвищення з 1,15 до 1,69 % при температурі заливання 680 °С, рис. 2.

Підвищення лінійної усадки призводить до зменшення об'єму усадкової раковини і як наслідок представлений комплекс заходів сприяє зменшенню щільності виливків із вторинного сплаву АК12 із 2,82 до 2,61 %.

ЛІТЕРАТУРА

1. Комаров О.С., Волосатиков В.И., Проворова И.Б., Комарова Т.Д., Барановский К.Э. *Наноразмерные и ультрадисперсные частицы в литейных технологиях // Литье и металлургия.* – 2014. – № 2. – С. 42–46.
2. Калинин В.Т., Суслин Н.В. *Исследования по использованию наномодификаторов при производстве чугуновых мелющих шаров // Сучасні проблеми металургії.* – 2009. – Т. 12. – С. 59–65.
3. Хрычиков В.Е., Калинин В.Т., Кривошеев В.А., Доценко Ю.В., Селиверстов В.Ю. *Ультрадисперсные модификаторы для повышения качества отливок // Литейное производство.* – № 7. – 2007. – С. 2–5.
4. *Прогрессивные способы обработки алюминиевых расплавов перед разливкой / Косинцев В.А. [и др.] // Технология автомобилестроения.* – 1986. – № 2. – С. 3–6.

ИННОВАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО ЛИТЬЯ

Ясюков В. В., Лысенко Т. В., Тур М. П.
(г. Одесса, ГУ «Одесская политехника»)

Термин «композиция» используется в различных областях деятельности человека. Его сущность проявляется в том случае, когда композиция состоит из отдельных частей, сохраняющих свою индивидуальность, специфические свойства и органически связанных между собой. В результате формируется новое качество, которого лишены отдельные части. Широко используемая практика композиционного литья предусматривает наличие различных металлических элементов в твердом состоянии, объединенных в одно целое жидким расплавом. Отдельные части отливки могут быть изготовлены из разных материалов и разными технологическими процессами - механической обработкой, пластической деформацией, литьем из сплавов, обладающих необходимыми свойствами, твердофазным спеканием, плазменным напылением, гальванопластикой и другими способами.

Композиционное литье представляет собой неоднородную физико-химическую систему, состоящую из различных по физическим свойствам или химическому составу частей. Одна часть отливки отделена от смежной с ней части поверхностью раздела, на которой скачкообразно изменяются одно или несколько свойств.

Изготовление составляющих композиционной отливки различными технологическими методами направлено на получение тонких стенок, местных упрочнений, придание рабочей поверхности отливок особых свойств (например, антифрикционных), формирование сложной гравюры на поверхности пресс-форм, повышение эксплуатационной надежности и т. д. Кроме того, снижается трудоемкость изготовления литых деталей, экономятся цветные и высоколегированные сплавы.

Качество композиционного литья напрямую зависит от получения однородной и управляемой по геометрическим параметрам и свойствам зоны контакта двух элементов, в которой протекают физико-химические процессы при нестационарном тепловом режиме. Широкое использование композиционного литья затруднено ввиду нестабильности процесса взаимодействия отдельных элементов с жидким металлом, объединяющим их в композицию.

При контакте жидкого металла с твердой поверхностью возникают связи, формирование которых определяется адгезионными силами межмолекулярного напряжения (силы Ван-дер-Ваальса). Наши исследования показывают, что эти силы развиваются при смачивании расплавом твердой поверхности. Мерой смачивания является краевой угол смачивания θ для границы раздела твердое тело (индекс 1) – жидкость (индекс 2) – газ (индекс 3): $\cos \theta = \frac{\sigma_{13} - \sigma_{12}}{\sigma_{23}}$; (уравнение Юнга).

На межфазные натяжения оказывают влияние химический состав контактирующих элементов, обработка поверхности флюсами, условия заполнения формы, тепловой режим охлаждения отливки. Качество связи улучшается при ламинарном режиме течения жидкости с распределением скоростей, описываемых параболой.

Кроме адгезионной связи важную роль играет наличие диффузионной связи. В стадии диффузионного взаимодействия главной составляющей процесса являются дефекты кристаллического строения. Особенно заметно это при использовании пористых металлокерамических оболочек (ПМКО), получаемых твердофазным спеканием порошков различного состава. Порошки имеют значительно больше дефектов кристаллического строения, чем плотные металлы, поэтому возможными механизмами диффузии являются объемные, вакансионные, межузельные и краудсионные.

Формирование качественной контактной зоны является наименее прогнозируемой стадией и наиболее спорным вопросом управления формообразованием композиционных отливок. Конкуренция различных гипотез оценки влияния внешних факторов на качество переходной зоны, современные возможности компьютерного моделирования не создают условий для формирования единых общепринятых рекомендаций для специалистов-литейщиков, проектирующих и поддерживающих технологические процессы получения качественных композиционных отливок.

С целью стабилизации режимов консолидации переходной зоны изучали влияние модифицирования жидкого металла наночастицами карбонитрида титана TiCN в паре с пористой металлокерамической оболочкой (ПМКО). Известно, что наноразмерные частицы способствуют получению отливок с однородной межкристаллической структурой в различных сечениях. Такие фундаментальные различия термодинамических и кинетических механизмов кристаллизации расплавов объясняются многими факторами. Решающими среди них является развитая поверхность с большим количеством дислокаций, плотность которых у наноматериалов несравненно выше, что обуславливает повышенную свободную энергию системы, интенсивное взаимодействие с расплавом ($1\text{ нм} = 10^{-9}\text{ м}$). Нанообъекты имеют физическую поверхность раздела с расплавом, что определяет гетерогенный механизм кристаллизации.

Для получения композиционных отливок с заданной структурой поверхностного слоя и гладкой поверхностью (гидрораспределители, клапанные плиты, вкладыши пресс-форм литья под давлением и д.р.) изучали композицию из ПМКО, объединяемых заливкой в форму жидкого чугуна. Состав ПМКО - смесь порошков, соответствующая химическому составу мартенситостареющей стали O3H18K9M5T, матрица - серый чугун СЧ20. Для формирования переходной зоны необходимым условием является заполнение пор металлокерамики при прогреве оболочки до (0,8-1,0) температуры заливки. Это достигается перегревом чугуна, прогревом формы перед заливкой, перепуском металла, увеличением соотношения толщины слоя расплава к толщине металлокерамики. Такие мероприятия нетехноло-

гичны, усложняют и удорожают процесс, повышают брак литья. Модифицирование чугуна TiCN в количестве 0,03% позволило получить повышение прочности соединения керамики с матричным металлом на 20 %. Отмечена низкая чувствительность чугуна к колебаниям химического состава и продолжительность модифицирующего эффекта при выдержке металла в ковше.

ЛИТЕРАТУРА

1. Оболенцев Ф.Д. *Физикохимия и технология композиционного литья*. – Одесса, ОПИ, 1984. – 97 с.
2. Ясюков В.В., Лысенко Т.В., Волянская К.В. *Композиционные отливки с регулируемым поверхностным слоем // Металл и литье Украины*. – 2016. – № 4. – С. 36–40
3. Ясюков В.В., Лысенко Т.В., Воронова О.И. *Композиционное литье - средство повышения эксплуатационной надежности литых деталей // Металл и литье Украины*. – 2017. – № 8–10. – С.43–47.
4. *Концепция управления формобразованием отливок : монография / сост.; Т.В. Лысенко, В.В. Ясюков, И.В. Прокопович*. – Одесса : Экология, 2019. – 272 с.
5. Лысенко Т.В., Ясюков В.В., Воронова О.И., Козишкурт Е.Н., Крейцер К.А. *Использование нанотехнологий при изготовлении отливок // Литье и металлургия*, – Минск, – № 4. – 2019. – С. 94–99.
6. V. Yasukov, T. Lysenko, I. Prokopovych, M. Tur, *Composite Casting with diffusion Bonds between Elements. - Proceedings of Odessa Polytechnic University. Issue 2 (61), 2020, p.19-30.*

STRENGTH PROPERTIES OF MIXTURES BASED ON CHROMITE SAND

Berlizeva T., Ponomarenko O. (Kharkov, NTU "KhPI")

One of the commonly used methods is the process of manufacturing cores and casts on soluble glass (SG), and the technology for their production is used at many enterprises. The use of SG as a binder for the manufacture of casting and core mixtures allows to obtain more durable casts, reduce the metal consumption of castings by producing thinner products and improve the quality of castings.

Depending on the nature of solidifying, these mixtures can be divided into mixtures with a solidifier introduced together with a binder during their preparation, and mixtures solidified by blowing with a gaseous solidifier during or after filling equipment by them and their solidification.

In the CO₂ process, the binding properties of liquid glass are poorly implemented (up to 20%), which leads to an increase in liquid glass content in the mixture and a decrease in the decorating properties; in view of this, liquid hardeners are used for liquid glass-based CHM. The consumption of liquid hardener is very low, amounting to 10 to 12% of the mass of liquid glass. Heavy organic ethers or aldehydes have proven to be the most advantageous liquid hardeners.

The use of liquid hardeners is one of the most advanced methods for hardening liquid glass-based mixtures, which allows: reducing the consumption of liquid glass to 2,5% to 4%; increased in-mold decorative properties and cores by 1,5 to 2 times; improving the quality of mixtures; abandoning the use of CO₂ and thereby simplifying the technological process; reducing defects and waste castings.

The paper proposes to use a universal additive, furfuryl oxypropyl cyclocarbonate (FOPCC), developed at NTU "KhPI" as a promising hardener for the manufacture of liquid glass-based molds and cores.

FOPCC is an environmentally friendly material, since when pouring metal into a mold, as a result of thermochemical destruction, FOPCC decomposes and releases CO₂ and water vapor in the volume of the formed composition into the environment.

The paper investigates into the properties of cold-hardening mixtures based on a chromite filler with triethanolamine-modified liquid glass and a universal additive, furfuryl oxypropyl cyclocarbonate. FOPCC is a material that has a double effect; it hardens the mixture during preparation and softens it after pouring metal during decorating. The composition (chromite sand – FOPCC – liquid glass) hardens when FOPCC interacts with liquid glass. Any cyclocarbonates (propylene cyclocarbonate, FOPCC, etc.) are unstable in an alkaline medium and decompose with the release of CO₂, which reacts with liquid glass to form polysilicates in the volume of the formed composition, and these systems can be referred to nanostructured composite materials, since the interaction processes between FOPCC and LG undergo on the surface of chromite sand in monomolecular layers.

The purpose of the study is to establish the regularities of the interaction between a triethanolamine-modified liquid glass-based binder with furfuryl oxypropyl cyclocarbonate (FOPCC) and chromite sand in the foundry.

INTERACTION OF THE COMPONENTS IN THE STABLE AND UNDERCOOLED LIQUID ALLOYS OF THE Co–Cr–Cu–Fe–Ni SYSTEM

Dreval L.A. (Germany, Stuttgart, MSI International GmbH; Kramatorsk, DSEA), Agraval P.G., Turchanin M.A., (Kramatorsk, DSEA), Dovbenko A.I., Iljenko S.M. (Germany, Stuttgart, MSI International GmbH)

The phase transformations in the Co–Cr–Cu–Fe–Ni system and its subsystems are an important basis for developing tool and functional precipitation-hardened HEAs for applications at medium temperatures (to 1200 K) [1]. The cast two-phase CoCrCuFeNi alloy demonstrates an exceptional combination of ductility, average microhardness, yield stress, compressive strength, and Young's modulus. The mechanical properties may be improved by cold rolling, allowing the microhardness to be increased. In addition, metastable separation of the liquid phase in the Co–Cr–Cu–Fe–Ni system, which was experimentally established in [2], opens up opportunities for producing new high-entropy composites directly from the melt. Therefore, the Co–Cr–Cu–Fe–Ni system is promising for modeling thermodynamic properties of multicomponent melts and predicting phase transformations with their participation using the CALPHAD method.

The results of our calculations show that the excess integral mixing functions demonstrate positive deviations from the ideal behavior in a major part of the composition space of the four-component systems with copper and the five-component system. This is a result of the overlapping contributions from positive binary CoCu, CrCu, and CuFe interactions.

The ideal component makes a decisive contribution to the Gibbs mixing energy for three-, four-, and five-component melts in the Co–Cr–Cu–Fe–Ni system. The Gibbs mixing energy for equiatomic melts in the four-component systems with copper and the Co–Cr–Cu–Fe–Ni system is smaller in magnitude than the ideal component of the Gibbs mixing energy.

The additional positive excess Gibbs mixing energy increases and the ideal Gibbs mixing energy decreases with reducing temperature, leading to lower thermodynamic stability of the liquid phase. The thermodynamic stability of liquid alloys in the four-component systems with copper noticeably decreases under a common action of the above factors, which is indicative of their potential stable or metastable separation. The calculated separation temperatures for four- and five-component equiatomic melts in the Co–Cr–Cu–Fe–Ni system vary between 1370 and 1770 K. The highest separation temperatures are observed in the melts containing both copper and chromium.

REFERENCES

1. Senkov O.N. *Accelerated exploration of multi-principal element alloys for structural applications* / O.N. Senkov, J. Miller, D. Miracle, C. Woodward / *Calphad*. — 2015. — Vol. 50. — P. 32–48.
2. Wu P.H. *Microstructures and liquid phase separation in multicomponent CoCrCuFeNi high entropy alloys* / P.H. Wu, N. Liu, P.J. Zhou, Z. Peng, W.D. Du, X.J. Wang, Y. Pan / *Mater. Sci. Technol.* — 2016. — Vol. 32, No. 6. — P. 576–580.

THERMODYNAMIC ASSESSMENT OF THE Mg–Ni–Si SYSTEM

Dreval L.A., Dovbenko A.I. (Germany, Stuttgart, MSI International GmbH; Kramatorsk, DSEA), Agraval P.G., Turchanin M.A. (Kramatorsk, DSEA),
Y. Du, S. Liu (China, Changsha, Central South University)

The Mg–Ni–Si ternary system as a constituent of the industrial copper alloys is also of great importance for the development of multicomponent Cu–database, which is considered as a modern tool that gives some degree of control over the suitable parameters for heat-treatment or thermo-mechanical treatment of these industrial materials. Despite the practical importance of the Mg–Ni–Si system, the information on the phase equilibria is extremely scant and limited to the works [1, 2]. In this case, the modelling in the frameworks of the CALPHAD method may be used to predict phase relations in the system which in turn could assist in searching for promising compositions.

The Mg–Ni–Si system was thermodynamically assessed on the basis of the available experimental data. In Fig. 1, the calculated isothermal section and projection of the liquidus surface are shown. The agreement with the experimental data is satisfactory. Since eight ternary intermetallic compounds were found in the system the shape of the liquidus surface is extremely complex. It contains 38 invariant reactions including 8 degenerated reactions and 10 invariant maxima. Most of them must be considered as approximate. The τ_3 and τ_5 phases melt congruently at 1544 and 1487 K, respectively. The τ_4 forms via the peritectoid reaction at a temperature of 1193 K. According to our calculations, τ_1 and τ_8 melt at 1359 K and 1267 K. The τ_2 and τ_6 are formed via the peritectic reactions at 1317 K and at 1229 K, and the τ_7 is formed via peritectoid reaction at 1279 K.

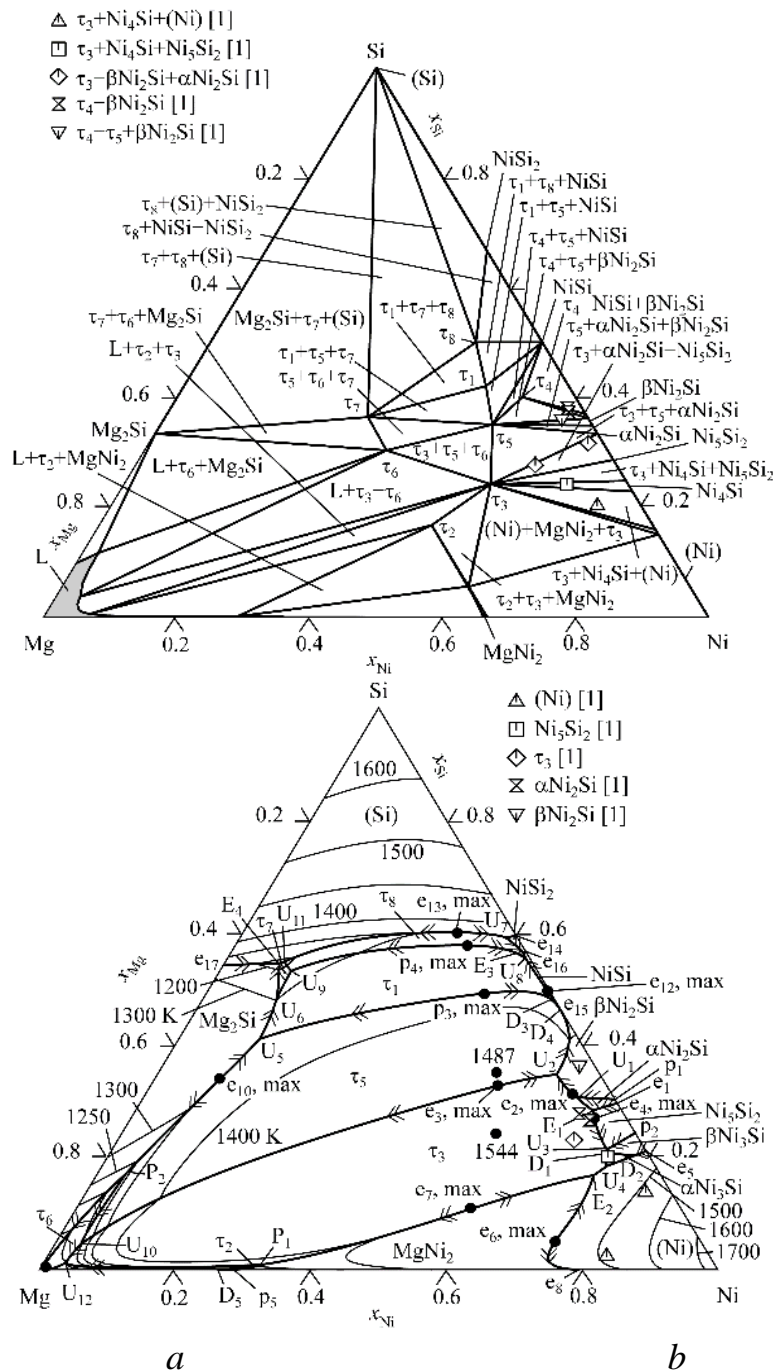


Fig. 1. Calculated isothermal section at 1173 K (a) and liquidus surface projection (b) of the Mg–Ni–Si system

REFERENCES

1. Song Y.K. *New intermetallic phases in the Ni–Si–Mg ternary system* / Y.K. Song, R.A. Varin / *Intermetallics*. — 1998. — Vol. 6. — P. 43–59.
2. Song Y.K. *Phase equilibria and intermetallic phases in the Ni–Si–Mg ternary system* / Y.K. Song, R.A. Varin / *Metall. Mat. Trans. A*. — 2001. Vol. 32. — P. 5–18.

MSI EUREKA - MODERN ELECTRONIC RESOURCE AND TOOL FOR EFFICIENT MATERIALS R&D

Iljenko Svitlana

(Germany, Stuttgart, Materials Science International Services GmbH)

To know the phases that might co-exist stably or meta-stably in a materials' system is mandatory in many research challenges, and it is equally important in engineering applications. Many hundred thousands of phase diagram related data, published in the past, provide today's bases for innovative research to verify thermodynamic simulations and to guide experiments and alloy development. From the current research thousands of new publications are added to the collective world knowledge, every year. And their number is continuously increasing. Critical evaluation procedure developed since 1986 by the MSIT® (Materials Science International Team) offers a reliable and efficient strategy that allows to evaluate many often-conflicting data on the phase diagrams and thermodynamics of phases, and describe entire material systems. The main aim of critical evaluations is to produce in a concise and easily readable form a set of self-consistent phase diagrams and thermodynamic properties that represent the current (best) state of the knowledge of a particular system.

The results of these activities of the MSIT are accessible from **MSI Eureka** - the world's largest knowledge base on materials constitution for inorganic materials [1, 2]. MSI Eureka contains information on unary, binary and multi-component systems, for many materials classes. Today, its electronic content includes over 493,000 entries related to more than 75,500 material systems and is continuously updating and growing.

A modern search interface allows the user to perform a combined search for materials plus keyword, such as a particular property type of interest. Advanced functionalities for refining searches deliver fast access to the relevant content only. Interactive functionalities of the MSI Eureka Viewer allow visualization and analysis of more than 15,500 phase diagrams and graphs.

The presentation highlights the span of different experimental techniques used for the determination of phase equilibria and explains the necessity and the concept of the intellectual critical evaluation of the often-conflicting individual data. The presentation gives an overview of different data categories in MSI Eureka and demonstrates how it can be useful in materials R&D.

REFERENCES

1. *Dynamic Virtual Library of Critically Evaluated Phase Constitution of Inorganic Materials*. URL: <https://www.msi-eureka.com>
2. *The Materials Properties & Phase Diagrams Center*. URL: <https://www.msiport.com>

THE USE CLASSIFIER OF MATERIAL FACTURE CRITERIA

Karnaukh S.G., Chosta N.V. (Kramatorsk, DSEA)

The difficult choice of the method for separating bar sections into cut-to-length sections is caused by the fact that often the solution to this problem is multi-optional, the choice of one option is not obvious and is often based on engineering intuition and practical experience.

The existing recommendations for choosing a method for separating bar sections are associated with traditional mechanical features of the material: hardness, yield strength, and hardness limit. However, the use of traditional mechanical features of the material does not always allow to make the right choice of the separation method for delivered materials, subjected to different modes of thermal or chemical-thermal treatment.

At the same time, for a comprehensive assessment of the brittle fracture sensitivity, scientists began to use synergistic fracture criteria: the ultimate specific strain energy (metal viscosity index), crack nucleation criterion, crack propagation criterion, brittleness criterion and «scale criterion». Software that allows to solve the clustering problem in a multidimensional space of parameters and presenting the obtained information in a visual form using self-organizing Kohonen maps, was developed. Cluster analysis of the synergetic criteria of fracture material was carried out.

It was established that the synergistic criteria: «crack propagation criterion» and «brittleness criterion» are basic informative features, and when adding any of the remaining complex criteria («crack nucleation criterion» or «scale»), they form the most informative sets of minimum power, providing, with a given integrity, the classification of materials according to their separation sensitivity.

Recommendations were developed for choice of the method for dividing bar sections into cut-to-length sections in magnitude of criteria values: «crack propagation criterion» and «brittleness criterion». With the values of the «crack propagation criterion» to $7 \cdot 10^4 (MJ/m^3)^2$, «brittleness criterion» to $15 \cdot 10^6 (MJ/m^3)^3$ steel can be included into materials «in plastic state». To separate materials «in plastic state», a cut with a shift should be used, specifically – a closed cut-off scheme or an incompletely closed cut-off scheme with an active transverse clamp or a cut-off scheme with a differentiated rolling clamp. If increased require-

ments are imposed on the geometric accuracy of the blanks, it is recommended to use complex blanking and separation processes. With the values of the «crack propagation criterion» to $20 \cdot 10^4 (MJ/m^3)^2$, «brittleness criterion» to $100 \cdot 10^6 (MJ/m^3)^3$ steel can be included into materials «in elastoplastic state». For separating materials «in elastoplastic state» it is also advisable to use a cut with a shift, and in particular – an incompletely closed cut-off scheme with an active and passive transverse clamp. Closer to the class interval, it is possible to apply cold bend breaking with the application of an effective stress concentrator.

With values of the «crack propagation criterion» more than $20 \cdot 10^4 (MJ/m^3)^2$, «brittleness criterion» more than $100 \cdot 10^6 (MJ/m^3)^3$ steel can be included into materials «in brittle state». Cold bend breaking should be used to separate “brittle” materials.

The carried out experiments confirmed the recommendations for choosing a rational method for separating bar sections to obtain high quality blanks.

МІКРОТВЕРДІСТЬ ФАЗ У ВІДПАЛЕНИХ СПЛАВАХ СИСТЕМИ Mo-Fe-B

Кублій В. З., Уткін С. В., Артюх С. Ю., Бондар А. А.
(м. Київ, ІПМ ім. І. М. Францевича НАН України)

Система Mo-Fe-B привертає увагу як основа для розробки твердих безвольфрамових керметів [1, 2] і зносо- та корозійностійких покриттів на основі бориду Mo_2FeB_2 [3]. Фазові рівноваги в системі Mo-Fe-B вивчені досить добре [4, 5]. Проте інформація про властивості сплавів та окремих фаз у них, зокрема складів, близьких до області $\text{Mo}_2\text{FeB}_2 + (\text{Fe})$, в літературі обмежена [1, 2, 6].

У цій роботі встановлено концентраційні залежності мікротвердості та періодів кристалічної ґратки від складу сплавів Mo-Fe-B, відпалених за субсолідусних температур, для фаз на основі молібдену (Mo) та феруму ($\alpha\delta\text{-Fe}$) ($cI2$, $Im\bar{3}m$, W) і тернарної Mo_2FeB_2 ($tP10$, $P4/mbm$, U_3Si_2).

Вихідними матеріалами для досліджених сплавів були залізо карбонільне особливо чисте, молібден (порошок або пруток) та чорний аморфний бор. Сплави плавив в електродуговій печі. Вміст фаз у сплавах і їх періоди кристалічних ґраток визначено за допомогою PowderCell, мікротвердість фаз – на приладі ПМТ-3 з алмазною пірамідою ($P = 0,98$ або $0,49$ Н). Детально умови приготування сплавів, їх чистоту, термообробку та методи дослідження наведено в [4]. Розчинність бору у фазах мала, нею нехтували.

Фази на основі молібдену (Mo) та заліза (Fe) вивчено у сплавах потрійної системи Mo-Fe-B і подвійних Mo-B та Fe-B. Залежність періоду кристалічної ґратки (Mo) від вмісту розчиненого в ній феруму показує, що зі збільшенням вмісту заліза у фазі період a зменшується від 314,65 пм для чистого молібдену до $\sim 312,3$ пм за максимальної розчинності феруму. Мікротвердість цієї фази зростає від ~ 8 (при малому вмісті феруму) до ~ 11 ГПа (при максимальному).

Аналогічна залежність періоду фази ($\alpha\delta\text{-Fe}$) від вмісту в ній молібдену: період a зростає від $286,4 \pm 0,2$ пм (сплав $\text{Fe}_{77}\text{B}_{23}$) до $288,6 \pm 0,8$ пм на багатій молібденом границі області гомогенності цієї фази у потрійних сплавах. Значення мікротвердості розкидані в смузі від ~ 3 ГПа (сплав $\text{Fe}_{88}\text{B}_{12}$ після відпалу при 1070°C 5 год) до ~ 8 ГПа у потрійних відпалених

сплавах. Помітна тенденція до зростання H_V від $\sim 4 \pm 1$ ГПа до $\sim 6,5 \pm 1,5$ ГПа при малому та високому вмісті молібдену відповідно.

Фаза на основі потрійної сполуки Mo_2FeB_2 на поверхні солідуса має широку область гомогенності за вмістом металів [4]. Зі зростанням вмісту заліза у фазі від мінімального до максимального значення її періоди ґратки зменшуються: a – від 584 пм до 576 пм, c – від 317 пм до 314 пм. Значення мікротвердості фази, розкидані в межах ~ 21 – $23,3$ ГПа, добре узгоджуються із $23,1 \pm 1,4$ ГПа в [6]. Зі збільшенням вмісту заліза помітна явна тенденція до зростання H_V від ~ 21 ГПа до $\sim 22,5 \pm 0,7$ ГПа.

Таким чином, зі зростанням вмісту заліза у фазах (Mo), ($\alpha\delta$ -Fe) та Mo_2FeB_2 , що містяться у відпалених за субсолідусних температур сплавах Mo–Fe–B, періоди кристалічних ґраток зменшуються. Для фази ($\alpha\delta$ -Fe) мікротвердість також спадає, а для (Mo) та Mo_2FeB_2 вона дещо зростає.

ЛІТЕРАТУРА

1. Takagi K. *Development and application of high strength ternary boride base cermets* // *J. Solid State Chem.* – 2006. – Vol. 179. – P. 2809–2818.
2. X. Ren, L. Yua, Y. Liu, H. Li, J. Wu, Zh Liu, *Effects of extra boron addition on the liquid-state sintering process and properties of hard Mo_2FeB_2 -based cermets* // *Int. J. Refract. Metals Hard Mater.* – 2016. – Vol. 61. – P. 207–214.
3. T. Zhou, P. Nie, H. Lv, Q. Chen, X. Cai. *Assessment of elastic properties of coatings by three-point bending and nanoindentation* // *J. Coating Technol. Res.* – 2011. – Vol. 8, N 3. – P. 355–361.
4. Уткін С. В., Бондар А. А., Кублій В. З., Капітанчук Л. М., Тіхонова І. Б. *Поверхня солідуса системи Mo–Fe–B* // *Порошкова металурґія.* – 2020. – № 1–2. – С. 121–139.
5. Witusiewicz V. T., Bondar A. A., Hecht U., Stryzhyboroda O., Utkin S. V., Kublii V. Z. *Thermodynamic re-modelling of the ternary B–Fe–Mo system based on novel experimental data* // *J. Alloys Compd.* – 2021. – Vol. 854. – P. 157173.
6. Shi Zh., Yin H., Xu Zh., Zhang T., Yang G., Zheng Q., Rao R. S., Yang J., Gao F., Wu M., Qu X. *Microscopic theory of hardness and optimized hardness model of MX_1B and $\text{M}_2\text{X}_2\text{B}_2$ ($M = \text{W}, \text{Mo}$; $\text{X}_1 = \text{Fe}, \text{Co}$, $\text{X}_2 = \text{Fe}, \text{Co}, \text{Ni}$) transition-metal ternary borides by the first-principles calculations and experimental verification* // *Intermetallics.* – 2019. – Vol. 114. P.106573.

Наукове видання

**ПЕРСПЕКТИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ, МАТЕРІАЛИ
Й ОБЛАДНАННЯ В ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ**

МАТЕРІАЛИ

**VIII МІЖНАРОДНОЇ
НАУКОВО-ТЕХНІЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ**

21–24 вересня 2021 року

Редактор В. А. Корсун

Формат 60 x 84/8. Ум. друк. арк. 9,3.
Обл.-вид. арк. 7,27. Тираж 100 пр. Зам. № 41

Видавець і виготівник
Донбаська державна машинобудівна академія
84313, м. Краматорськ, вул. Академічна, 72.
Свідоцтво суб'єкта видавничої справи
ДК № 1633 від 24.12.2003