

Міністерство освіти
і науки України



Асоціація ливарників
України

Донбаська державна
машинобудівна академія



Фізико-технологічний
інститут металів і сплавів
НАН України

ПрАТ «Новокраматорський
машинобудівний завод»



ПАТ «Енергомашспецсталь»



ТОВ «Укрфаворіт»

ПЕРСПЕКТИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ, МАТЕРІАЛИ Й ОБЛАДНАННЯ У ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

МАТЕРІАЛИ
VII Міжнародної
науково-технічної конференції
15 – 18 жовтня 2019 року

Присвячено
85-річчю ПрАТ «НКМЗ» і 55-річчю ПАТ «ЕМСС»



Краматорськ
ДДМА
2019

**Міністерство освіти і науки України
Асоціація ливарників України
Донбаська державна машинобудівна академія
Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України
ПрАТ «Новокраматорський машинобудівний завод»
ПАТ «Енергомашспецсталь»
ТОВ «Укрфаворіт»**

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

**МАТЕРІАЛИ
VII Міжнародної
науково-технічної конференції
15–18 жовтня 2019 року**

**Краматорськ
ДДМА
2019**

УДК 621.74(06)

ББК 34.61

П 27

Рекомендовано до друку вченою радою
Донбаської державної машинобудівної академії
Протокол № 2 від 26.09.2019

Рецензенти:

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

Луньов В. В., д-р техн. наук, проф., директор фізико-технічного інститу-
ту, зав. каф. машин і технології ливарного виробництва Запорізького націона-
льного технічного університету (м. Запоріжжя).

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

Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному výro-
П 27 бництві : матеріали VII Міжнародної науково-технічної конференції,
15–18 жовтня 2019 р. / під заг. ред. А. М. Фесенка, М. А. Турчаніна. –
Краматорськ : ДДМА, 2019. – 240 с.

ISBN 978-966-379-903-2.

У збірнику подано матеріали, що висвітлюють актуальні проблеми ливарного виробниц-
тва: розробки прогресивних ресурсозберігальних технологій одержання литих виробів із різ-
них 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 ви-
готовлення ливарних форм і стрижнів, моделювання, комп'ютерних інформаційних техноло-
гій, автоматизації та механізації ливарних і споріднених процесів.

ISBN 978-966-379-903-2

УДК 621.74(06)

ББК 34.61

© ДДМА, 2019

МІЖНАРОДНИЙ ПРОГРАМНИЙ КОМІТЕТ

Агравал П. Г.	зав. кафедри ТОЛВ ДДМА, канд. хім. наук, доц.
Бубликов В. Б.	зав. відділу високоміцних спеціальних чавунів ФТІМС НАНУ, д-р техн. наук
Бурбелко Андрій	проф. AGH University of Science and Technology (м. Краків, Польща)
Бурдін Д.М.	директор ТОВ «Укрфаворит»
Бистров Ю. О.	виконавчий директор АЛУ
Верховлюк А. М.	заступник директора ФТІМС НАНУ, зав. відділу фізико-хімії сплавів, д-р техн. наук, ст. наук. співроб.
Волошин О. І.	заступник голови правління, головний інженер ПрАТ «НКМЗ»
Гринь О. Г.	декан факультету інтегрованих технологій і обладнання ДДМА, канд. техн. наук, доц.
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.
Злигорев В.М.	головний металург ПрАТ «НКМЗ»
Каргінов В. П.	віце-президент АЛУ, керівник групи «Союз», головний експерт
Клименко С. І.	директор Департаменту ливарного виробництва ДП «УкрНДНЦ», 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 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»
Станков В. Ю.	технічний директор ПАТ «ЕМСС»
Скудар Г. М.	Герой України, президент ПрАТ «НКМЗ», д-р екон. наук, проф.
Суков Г. С.	голова правління, генеральний директор ПрАТ «НКМЗ», канд. екон. наук
Тарасевич М. І.	заступник директора ФТІМС НАНУ, зав. відділу математичних методів досліджень і комп'ютерних технологій, д-р техн. наук, ст. наук. співроб.
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.
Еффенберг Гюнтер	директор Materials Science International (м. Штутгарт, Німеччина), д-р
Ямшинський М. М.	зав. кафедри ЛВЧКМ НТУУ «КПІ», канд. техн. наук, доц.

ОРГАНІЗАЦІЙНИЙ КОМІТЕТ

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

ЗМІСТ

Абдулов О. Р., Лапченко О. В., Приходько О. В.

Можливості використання сучасних SINGLE PAGE APPLICATIONS на базі фреймворків для автоматизації роботи ділянок оснащення в ливарних цехах..... 12

Абдулов О. Р., Лапченко О. В., Приходько О. В.

Розробка та застосування сучасних підходів до створення баз даних програмного комплексу обліку шихтових матеріалів ливарного цеху..... 14

Агравал П. Г., Турчанин М. А. Результати прогнозування концентраційних областей утворення аморфних сплавів загартуванням із розплавів подвійних систем (Fe, Co, Ni, Cu)–(Ti, Zr, Hf) 15

Агравал П. Г., Турчанин М. А., Древаль Л. О.

Діаграми стану двокомпонентних систем Fe–(Ti, Zr, Hf) 17

Агравал П. Г., Турчанин М. А. Результати прогнозування концентраційних областей утворення аморфних сплавів загартуванням із розплавів потрійних систем перехідних металів 19

Акімов О. В., Альохін В. І., Костик К. О., Салтиков Л. О., Рябець Ю. В.

Комп'ютерно-інтегроване проектування поршнів ДВЗ, що враховує вплив ливарних дефектів 21

Акімов О. В., Марченко А. П. Альохін В. І., Костик К. О., Салтиков Л. О.,

Рябець Ю. В. Комп'ютерна інженерія та проектування литих деталей блок-картерів ДВЗ 22

Алістратов В. Н. Дослідження особливостей наплавлення композиційних сплавів на основі міді 23

Андерсон В. А., Котович А. В., Сытник О. Б.

Перспективы технологии, материалы и оборудование в литейном производстве 24

Баглюк Г. А., Каверинський В. В., Куровський В. Я.

Моделювання процесів розчинення порошкових брикетованих модифікаторів у розплаві чавуну при внутрішньоформовому модифікуванні..... 25

Белик А. Г., Халед Э. Влияние внешнего магнитного поля на процесс переноса электродного металла 27

Бергеман Г. В., Краев М. В. Исследование возможности ускоренного охлаждения швеллеров из стали S355 в линии стана 550 28

Бережна О. В., Іщенко В. В. Сучасні матеріали для відновлювального наплавлення деталей ливарного обладнання..... 30

Богун Л. І., Ковбасюк Т. М., Пleshakov Е. І., Тростянчин А. М.,

Швачко С. Г. Надання послуг підприємствам ливарної галузі навчально-науковою лабораторією «Сервіс-офіс з інженерного матеріалознавства» НУ «Львівська політехніка» 31

Бондаренко А. О., Хомайченко С. В., Шевцов О. С.	
Розробка модульної установки для промивання зернистих матеріалів	34
Ботштейн В. А., Мантула В. Д., Атаманюк А. А., Эпштейн С. И., Никулин С. Е.	
Повышение эффективности оборотных систем водоснабжения МНЛЗ и прокатных станов, систем охлаждения прокатного оборудования и проката.....	36
Бубликов В. Б., Берчук Д. М.	
Одержання високоміцного чавуну модифікуванню у ковшах та ливарних формах	38
Бубликов В. Б., Берчук Д. М.	
Характер переходу магнію з лігатур у чавун при внутрішньоформовому модифікуванні	40
Бубликов В. Б., Ясинский А. А., Бачинский Ю. Д., Ясинская Е. А.	
Влияние серы и фосфора на структуру и механические свойства отливок из высокопрочного чугуна	42
Бубликов В. Б., Ясинский А. А., Ясинская Е. А.	
Влияние кремния на механические свойства высокопрочного чугуна с повышенным содержанием марганца	44
Буланова М. В., Фартушина Ю. В., Мелешевич К. А., Самелюк А. В.	
Фазовые равновесия в трехкомпонентной системе Zr–Co–Sn.....	46
Веліканова Т. А., Заславський О. М.	
Еволюція структури сплаву 55,5Fe11,8Mo28,2Cr4,5C при нагріві	48
Веліканова Т. А., Заславський О. М., Котко А. В., Купрін В. В.	
Структурні стани високолегованих сталей, одержаних в екстремальних умовах лиття	50
Верзілов О. П.	
Особливості конструкції проміжних ковшів, що використовуються в умовах металургійних мікрозаводів	52
Вовненко А. Е., Дорохов Н. Ю.	
Моделирование траектории движения траверсы литейного крана при обрыве одного из канатов полиспаста главного подъема	54
Водоп'янова Г. О., Турчанін М. А., Агравал П. Г., Древаль Л. О.	
Діаграма стану системи Cu–Hf–Ti	56
Водоп'янова Г. О., Сорокіна К. В., Турчанін М. А., Агравал П. Г.	
Модельовання технологічних умов отримання об'ємних аморфних сплавів	58
Водоп'янова Г. О., Сорокіна К. В., Турчанін М. А., Агравал П. Г.	
Взаємодія компонентів у рідких сплавах системи Ni–Ti–Hf	60
Волощук К. В., Островерхова К. В., Костик К. О.	
Індукційні тигельні печі	63
Ворон М. М., Матвієць Є. О.	
Особливості виготовлення алюмінієвих лігатур із високим вмістом тугоплавких та високореакційних компонентів	64
Голуб Д. М.	
Выбор рационального состава наплавленного металла для штампового инструмента	66

Гринь О. Г., Жаріков С. В., Трембач І. О., Гайворонський О. О., Дудинський О. Д. Дослідження процесу легування металу манганом на стадіях дугового процесу зварювання.....	67
Даценко І. П., Мірненко В. І., Самарай В. П., Клонцак М. К. Методологічні основи синтезу організаційно-технічних систем управління якістю виробництва в машинобудуванні.....	69
Дорохов М. Ю., Шевцов Є. О. Пристрої гасіння коливань у машинобудуванні. Історія та перспективи розвитку	71
Дорошенко В. С. Глобальное литейное производство растёт	72
Дорошенко В. С. Схемы охлаждения при дополнении литья чугуна и стали процессом термообработки (ЛТО-процесс).....	73
Дорошенко В. С. Про залежність теплопровідності та газопровідності формульованого піску від його вологості	74
Дорошенко В. С. О перспективах использования пропантов в литейно- металлургических процессах.....	76
Дорошенко В. С. Проходной автоклав для производства пеномоделей как модуль литейного конвейерного комплекса	77
Дорошенко В. С., Калюжный П. Б., Левчук М. Т. О пескоструйном охлаждении отливок из высокопрочного чугуна при изотермической закалке.....	79
Дорошенко В. С., Смолянская В. Ф. Модульная комплектация литейных конвейерных комплексов с применением роботов	81
Доценко Ю. В., Селиверстов В. Ю., Доценко Н. В. Влияние переменного газового давления на формирование структуры отливок из сплавов системы Al-Si.....	83
Древаль Л. О., Турчанін М. А., Агравал П. Г. Моделирование фазовых перетворень у системі Co-Cr-Cu-Fe-Ni та її чотирикомпонентних підсистемах.....	84
Древаль Л. О., Турчанін М. А., Агравал П. Г. Термодинамічні функції змішування еквіатомних розплавів системи Co-Cr-Cu-Fe-Ni.....	87
Дьяченко Ю. Г. Основні напрямки отримання зносостійких покриттів при дифузійній металізації на сталевих виробках	89
Єрмакова С. О. Обґрунтування параметрів опорних елементів мобільних стрілових кранів за різних умов роботи	91
Жаріков С. В., Гринь О. Г., Шахбазян В. Ф., Бурлуцький В. І. Дослідження впливу екзотермічної суміші у складі самозахисного порошкового дроту на хімічний склад наплавленого металу.....	93
Заболотный К. С., Типикин А. Н., Панченко Е. В., Жупицев А. Л. Методика моделирования работы манипулятора укладчика.....	94

Задорожний Н. А., Задорожня И. Н. Проектирование электромеханических приводов технологических машин с активным демпфированием колебаний упругих механических передач	96
Замятин Н. И., Замятин В. Н., Ермоленко Т. А. Регулирование теплопроводности облицованного слоя из резины при помощи магнитного поля.....	98
Зусін А. М., Дем'яненко А. О., Узун М. Р. Розробка наплавних матеріалів з ефектом самозміцнення.....	99
Зусін В. Я., Паназдирь О. Д., Кришов М. І. Удосконалення технології наплавлення обойм шестеренного насосу НШ-К.....	100
Иванова Л. Х., Колотило Е. В. Чугунные валки с повышенными служебными свойствами	101
Иваненко О. І., Крупко І. В., Ермакова С. О. Дослідження стійкості баштових кранів з урахуванням розподілу навантажень на опори.....	103
Калюжний П. Б. Шляхи підвищення властивостей алюмінієвих сплавів у виливках, одержуваних за ЛГМ	105
Каргинов В. П., Иванов В. Г. Применение углеродсодержащих добавок в песчано-глинистые смеси для устранения пригара и повышения качества чугуна.....	107
Ковальчук А. Г., Ямшинский М. М., Федоров Г. Е. Физико-химические процессы в поверхностном слое отливок при легировании поверхности	109
Кожуховский Е., Фесенко М. А. Перспективы внедрения аддитивных технологий в литейном производстве.....	111
Корнієнко К. Є., Крикля Л. С., Петюх В. М., Тіхонова І. Б., Соколов В. Б. Структура та фазовий склад литих сплавів системи Al–Cr–Co в області складів 0–70 % (ат.) Al.....	112
Корчак О. С. Комплекс інноваційних технічних рішень для впровадження в ковальсько-пресовому виробництві	114
Корчак О. С. Заходи збільшення ресурсу безвідмовної роботи силових циліндрів гідропресового обладнання	116
Корчак О. С., Бочковой Д. О. Оцінка міцнісних властивостей станин гідравлічних пресів колонного типу	117
Кравченко В. П., Дорошенко В. С., Шинський В. О. Методи модульної комплектації ливарних роторно-конвеєрних комплексів	118
Краев М. В. Статистический контроль механических свойств фасонного проката	119
Крикля Л. С., Корнієнко К. Є., Хоружа В. Г. Кристалізація сплавів системи Hf–Rh–Ir.....	120

Крупко В. Г., Єрмакова С. О., Федін Д. О. Дослідження механічних систем технологічних машин за допомогою моделей	122
Крупко І. В., Дзержинська О. В. Удосконалення методів розвитку та перспективи розвитку крокуючих рушіїв потужних екскаваторів	124
Крупко І. В., Ушакова Т. Г. Обґрунтування робочого обладнання драглайн із прицільним вивантаженням ковша.....	126
Кублій В. З., Уткін С. В., Бондар А. А., Ремез М. В. Властивості сплавів системи Ni–Mo–W у нікелевому куті.....	127
Кудін В. Г., Макара В. А., Шевченко М. О. Термодинамічні властивості сплавів системи Al–Ce–Ni.....	129
Кусков Ю. М., Биктагиров Ф. К., Фесенко М. А. Опыт получения износостойких чугунов электрошлаковой наплавкой в токоподводящем кристаллизаторе	131
Лапченко О. В., Шевчук Д. С. Моделювання литих художніх виробів за допомогою САD-системи SolidWorks	133
Лисенко Т. В., Ясюков В. В., Крейцер К. О., Козішкурт Є. М., Пономаренко Ю. Д. Методи підвищення якості товстостінних виливків, отриманих литтям під тиском	135
Лютій М. М., Костик К. О. Актуальні проблеми ливарного виробництва.....	136
Лютій Р.В. Металургія і матеріалознавство – основа економіки України	137
Лютій Р. В., Скирденко М. В., Люта Д. В. Нові матеріали для ливарних форм	140
Максюта І. І., Квасницька Ю. Г., Михнян О. В., Нейма О. В. Застосування пінокерамічних фільтрів при отриманні деталей газотурбінних двигунів	142
Максюта І. І., Квасницька Ю. Г., Нейма О. В., Михнян О. В. Математичне планування експериментів при визначенні параметрів розчинення пінополістиролових моделей.....	144
Мариненко Д. В., Русабров А. Є., Пономаренко О. І. Використання САD/CAE-технологій при штучному та малосерійному виробництві для отримання моделей, що випалюються	146
Меняйло О. В., Пройдак Ю. С., Хричиков В. Є. Дослідження кінетики живлення усадки чавунних валків масою 8860 кг із високоміцного чавуну	147
Милонин Е. В., Наумик В. В. Безрениевый жаропрочный никелевый сплав для изготовления отливок с направленной и монокристаллической структурой	148
Олійник С. Ю. Підвищення якості робочої поверхні підшипників рідинного тертя	150

Острроверхова К. В., Волощук К. В., Костик К. О.	
Індукційні каналні печі	151
Пастушенко К. Ю., Судацова В. С., Кудін В. Г.	
Термодинамічні властивості розплавів подвійних систем Sb–3d–Me	152
Пирогов А. Ю., Кривонос А. И., Пироженко А. А., Криволапов А. Е., Стрюков С. Б. Особенности реализации АСУ ТП в проектах ГП «УКРНТЦ ”Энергосталь”»	154
Полушина М. В., Москальова Т. В. Умови нековзання канатів підйомної установки зі шківками тертя та бобінним врівноважувальним пристроєм	155
Пыц Я. Е., Пыц Е. Я. Влияние сил трения и смазки на крутящий момент и температуру трубчатых заготовок при ротационной обкатке	156
Пыц Я. Е., Пыц Е. Я. Анализ влияния сил трения и смазки на крутящий момент и силовые параметры при ротационной обкатке трубчатых заготовок	158
Ружин П. А., Пацера С. Т. Алгоритмические модели расчета влияния неопределенности измерений на результаты допускового контроля зубчатых колес	160
Самарай В. П. SCADA – у забезпеченні якості в ливарному виробництві	162
Самарай В. П. Современная система качества литья.....	164
Семенова Т. В. Ефективність використання ресурсного потенціалу ливарного підприємства	168
Снисарь В. П. Определение качества бентонита для литейного производства	170
Сокольский В. Э., Прутиков Д. В., Яковенко О. М., Казимиров В. П., Роик А. С., Головатая Н. В. Рентгенографическое исследование тройных соединений в системе CaO–Al ₂ O ₃ –SiO ₂ в расплавленном и кристаллическом состояниях.....	173
Сталинский Д. В., Рудюк А. С. Концептуальные решения при создании электрометаллургических мини-заводов для производства качественного металлопроката малотоннажными партиями	175
Сталинский Д. В., Рудюк А. С., Солёный В. К.	
Модернизация шаропрокатных станов – путь повышения качества и снижения себестоимости мелющих шаров	177
Сторчак А. М., Великанова Т. Я., Агравал П. Г., Турчанін М. А.	
Мікроструктура сплавів потрійної системи Ni–Ti–Zr в області Ni–NiTi–NiZr, відпалених при 750 °С.....	179
Сторчак А. М., Великанова Т. Я., Петюх В. М., Агравал П. Г., Турчанін М. А. Політермічний переріз Ni ₃ Ti–Ni ₇ Zr ₂ потрійної системи Ni–Ti–Zr	181

Судацова В. С., Романова Л. О., Кудін В. Г., Козорезов А. С., Иванов М. І., Подопрігора Н. В. Термодинамічні властивості розплавів систем Sn–Er і Sn–Ni–Er	183
Судацова В. С., Романова Л. О., Кудін В. Г., Дуднік А. С., Иванов М. І. Термодинамічні властивості сплавів подвійних систем In–Pr(Nd)	185
Трембач Б. А., Гринь А. Г., Милосердов П. А., Трембач И. А. Исследование экзотермической смеси CuO–Fe ₂ O ₃ –Al в составе самозащитных порошковых проволок	187
Федоров М. М., Темніков К. В. Методичні аспекти оцінки властивостей вуглецевмісних добавок для піщано-бентонітових формувальних сумішей.....	189
Фесенко А. М., Фесенко М. А., Корсун В. А., Дворниченко А. О. Внутрішньоформове модифікування базового розплаву чавуну різними добавками.....	191
Фесенко М. А., Фесенко А. М., Корсун В. А. Дослідження технологічних процесів виготовлення двобічних чавунних виливків із диференційованою структурою та властивостями	193
Фесенко М. А., Фесенко А. Н., Корсун В. А. Получение отливок с дифференцированной структурой и свойствами.....	196
Фесенко М. А., Фесенко А. М., Корсун В. А. Технологічні процеси виготовлення двошарових чавунних виливків із диференційованою структурою та властивостями в нижньому й верхньому шарах	199
Фідровська Н. М., Слєпужніков Є. Ю., Перевозник І. А., Варченко І. С. Проблеми конструкцій шахтних барабанів	204
Хоружа В. Г., Корнієнко К. Є. Особливості фазових рівноваг у потрійній системі Al–Ti–Pt при вмісті платини 7,25 та 35 % (ат.)	206
Чейлях А. П., Чейлях Я. А. Значение материаловедения в разработке 3D-аддитивных технологий	208
Чейлях А. П., Чейлях Я. А., Синенко А. А., Шимизу К. Влияние термоциклической обработки на структуру и свойства износостойкого Fe–Cr–Mn–Ti–C чугуна	211
Чейлях Я. А. Особенности самоадаптации при эксплуатации износостойких материалов с метастабильной структурой	214
Чигарев В. В., Носовский Б. И., Логвинов Ю. В. Повышение качества наплавленного металла и снижение количества оксидов в сварочном аэрозоле с помощью замкнутой фильтровентиляционной системы	217
Шалевська І. А., Шевчук Т. В., Слюсарев В. А. Методи та програмне забезпечення для моделювання процесів гідродинаміки та тепломасообміну при литті за моделями, що газифікуються, за наявності у формі армуючої фази	218

<i>Шаркіна Н. О.</i> Термодинамічні властивості рідких сплавів систем Fe–Ni–O–Me–Si	220
<i>Швец М. В., Пономаренко О. И., Гримзин И. А., Зубишина А. В.</i> Применение соляных стержней в литейном производстве	222
<i>Шинский О. И., Дорошенко В. С.</i> Литейные роторно-конвейерные установки, разработанные ФТИМС НАН Украины.....	224
<i>Щерецький О. А., Каніболоцький Д. С., Верховлюк А. М.</i> Структура та механічні властивості силуміну АК15, армованого високомодульними мікрочастинками.....	226
<i>Щетинин С. В., Щетинина В. И., Коваль А. В., Никитенко П.В., Халед Элсаед.</i> Высокоскоростная наплавка на низкой погонной энергии бандажированных опорных валков	228
<i>Щетинин С. В., Щетинина В. И., Никитенко П.В., Халед Элсаед, Коваль А. В.</i> Магнитное дутье при сварке труб для газо- и нефтепроводных магистралей	229
<i>Щетинин С. В., Щетинина В. И., Никитенко П.В., Халед Элсаед, Коваль А. В.</i> Односторонняя высокоскоростная сварка труб для газо- и нефтепроводных магистралей	230
<i>Яковенко О. М., Казіміров В. П., Роїк О. С., Сокольський В. Е., Головата Н. В.</i> Вплив природи перехідного металу на структуру потрійних розплавів Al–Ge–Tm	231
<i>Яковишин О. А.</i> Стійкість сипкого наповнювача форми в умовах технології лиття за моделями, що газифікуються	232
<i>Ямшинський М. М., Федоров Г. Є.</i> Високотемпературне окиснення сплавів системи Fe–Cr–Al	234
<i>Ясюков В. В., Лысенко Т. В., Солоненко Л. И.</i> Управление теплоотводом при кристаллизации и затвердевании отливок в разовых формах.....	236
<i>Ропотаренко О., Berlizeva T.</i> Mathematical modelling of properties of forming mixture using bischofite	238
<i>Zalivako O. V.</i> Vesuvius products for ingot casting	239

МОЖЛИВОСТІ ВИКОРИСТАННЯ СУЧАСНИХ SINGLE PAGE APPLICATIONS НА БАЗІ ФРЕЙМВОРКІВ ДЛЯ АВТОМАТИЗАЦІЇ РОБОТИ ДІЛЯНОК ОСНАЩЕННЯ В ЛИВАРНИХ ЦЕХАХ

Абдулов О. Р., Лапченко О. В., Приходько О. В. (м. Краматорськ, ДДМА)

Створення додатків із WEB-інтерфейсом, які дозволяють організувати роботу користувача, зробити її більш ефективною, та можливість їх використання на цифрових пристроях – є сучасною потребою у будь-якій сфері діяльності. Не виключенням є сучасні потужні високоінтелектуальні підприємства. У багатьох напрямках роботи, у різних підрозділах, цехах, відділів використовуються прикладні додатки, які контролюють роботу обладнання, служать для організації роботи колективу, тощо. Ливарні цеха та виробництва не є виключенням, оскільки на всіх етапах процесу отримання готової продукції потрібні програмні продукти та комплекси, які дозволять зробити його більш прозорим, гнучким та надати можливість контролювати всі етапи [1].

У якості інструментарію для створення додатків для обліку та контролю ливарного оснащення цеху потрібно розробити WEB-додатки з використанням популярної мови програмування, яка б дозволила зробити зрозумілий алгоритм та опис роботи додатку. В якості такої мови може бути використана мова програмування Python. На сьогоднішній момент часу ця мова програмування використовується у відомій САД-системі КОМПАС-3D [2]. У той же час, все більш популярними стають фреймворки на інших мовах програмування, які значно спрощують процес отримання програмного продукту.

Django – фреймворк, що розповсюджується на вільній основі та дозволяє розробляти WEB-додатки на мові Python. Як більшість сучасних фреймворків, Django використовує шаблон MVC (Model-View-Controller). Якщо порівнювати Django з іншим відомим Python-фреймворком – Flask'ом, Django утримує планку лідерства в популярності, однак для великих проєктів рекомендується використовувати Flask, через слабку реалізацію ORM (Object-Relational Mapping – об'єктно-реляційне відображення) в Django. Встановити Python можна з офіційного сайту шляхом скачування потрібної версії, відповідно до своєї ОС і її розрядності. Далі, через менеджер пакетів `pip` завантажити модуль `virtualenv` для створення віртуального середовища python. Встановлення Django виконується командою: `pip install django ~ = 1.11.0`.

У папці `site` у файлі `settings.py` необхідно внести зміни у змінну `STATIC_URL`. Відразу після її ініціалізації додамо нову: `STATIC_ROOT = os.path.join(BASE_DIR, 'static')`

Тим самим ми вказали, що статичні файли для нашого сайту (картинки, файли стилів, шрифти та ін.) будуть знаходитись в каталозі `\static`. Створення WEB-додатку виконується за допомогою команди: `python manage.py startapp firstapp`.

URL-адреси являють собою визначник місцезнаходження ресурсу, тобто, так чи інакше, URL-адреса є «шляхом до файлу», будь то IP-адреса, або шлях до директорії на жорсткому диску. URL-адреси в проєкті на основі

Django можна налаштувати у файлі `urls.py` (та ж папка, в якій лежить `settings.py`), який являє собою URL dispatcher. Для реєстрації користувачів необхідно налаштувати базу даних, куди будуть додаватися користувачі після реєстрації.

Таким чином, у роботі було описано порядок дій для створення WEB-додатку з використанням фреймворку Django. Наведені основні команди для встановлення всіх необхідних пакетів. У встановленому додатку реалізовано функціонал, який дозволяє реєструвати та авторизувати користувачів. Цей функціонал може бути використаний в інших проектах, де передбачається реєстрація користувачів та можливість додавання різних типів оснащення в ливарному цеху.

ЛІТЕРАТУРА

1. *Francisco Ballestín, Fermín Mallor, Pedro M. Mateo Production scheduling in a market-driven foundry: a mathematical programming approach versus a project scheduling metaheuristic algorithm. Optimization and Engineering. International Multidisciplinary Journal to Promote Optimization Theory & Applications in Engineering Sciences. December 2012, Volume 13, Issue 4, pp 663–687*
2. *Тромза, В. Д. Макрос для программы КОМПАС-3Д на языке PYTHON. Инновационное развитие современной науки: проблемы, закономерности, перспективы: сборник статей III Международной научно-практической конференции / под общ.ред. Г. Ю. Гуляева. – Пенза : МЦНС «Наука и Просвещение», 2017. – 334 с.*

РОЗРОБКА ТА ЗАСТОСУВАННЯ СУЧАСНИХ ПІДХОДІВ ДО СТВОРЕННЯ БАЗ ДАНИХ ПРОГРАМНОГО КОМПЛЕКСУ ОБЛІКУ ШИХТОВИХ МАТЕРІАЛІВ ЛИВАРНОГО ЦЕХУ

Абдулов О. Р., Лапченко О. В., Приходько О. В. (м. Краматорськ, ДДМА)

Сучасні вимоги до організації виробничого процесу потребують вкладення значних зусиль до автоматизації процесів на всьому етапі виготовлення машинобудівної продукції. Одним з важливих етапів для економії, підвищення рентабельності виробництва є детальний облік усіх компонентів металошихти, які використовуються при виробництві ливарних сплавів.

Одним із шляхів підвищення якості обліку шихтових матеріалів із використанням сучасних підходів до систем автоматизованого проектування (САПР) є створення програмних комплексів для складів зберігання інструментів, оснащення, допоміжних матеріалів та готової продукції. Разом із цим також важливо створити сучасні програмні комплекси для керування та обліку витрат компонентів шихти на ділянках зберігання шихтових матеріалів ливарних цехів.

Для обліку кількості шихтових матеріалів, контролю їх витрат необхідно розробити сучасний програмний комплекс, який дозволить би зберігати інформацію щодо надходжень матеріалів на склад ливарного цеха та наявної кількості матеріалів, витрат за певний період часу. Важливим етапом створення такого програмного комплексу є розробка архітектури бази даних для нього, тому метою роботи стала організація оптимальних зв'язків, визначення індексів та кількості таблиць для цього.

Сучасні бази даних призначені для зберігання в собі інформації про якісь об'єкти, при цьому ці об'єкти мають певні параметри і властивості. На сьогоднішній час прийнята наступна класифікація баз даних [1, 2]: ієрархічні бази; мережеві бази; реляційні бази.

У якості засобів створення бази даних шихтових матеріалів використовуємо програмний продукт phpMyAdmin, що є безкоштовним програмним засобом, написаним на мові програмування PHP. Перед початком створення таблиць треба визначитися із основними елементами які їх будуть наповняти. В першу чергу це дані щодо шихтових матеріалів, які використовуються у ливарному цеху. У якості шихтових матеріалів при виплавленні низько- та середньолегованих і вуглецевих сталей у дугових сталеплавильних печах використовуються сталевий та чавунний лом, залишки власного виробництва (зворот), феросплави (феромарганець, феросиліцій, тощо).

ЛІТЕРАТУРА

1. Garcia-Molina H., Ullman J.D., Widom J. *Database Systems: The Complete Book*. Prentice Hall, 2009. - 1240 p. - ISBN: 0136067018, 0131873253.
2. Connolly T. M., Begg C. E. *Database Systems: A Practical Approach to Design, Implementation and Management: 6th Edition*. - Pearson Education, 2014. - 1440 p. - ISBN-10: 1-292-06118-9, ISBN-13: 978-1-292-06118-4.

РЕЗУЛЬТАТИ ПРОГНОЗУВАННЯ КОНЦЕНТРАЦІЙНИХ ОБЛАСТЕЙ УТВОРЕННЯ АМОРФНИХ СПЛАВІВ ЗАГАРТУВАННЯМ ІЗ РОЗПЛАВІВ ПОДВІЙНИХ СИСТЕМ (Fe, Co, Ni, Cu)–(Ti, Zr, Hf)

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

Аморфні сплави становлять особливий інтерес для сучасної промисловості через їх унікальні властивості, а саме – механічні, магнітні та хімічні. Завдяки цьому в промисловості аморфні сплави застосовують для виготовлення магнітних головок і фільтрів, високочастотних перетворювачів, термодатчиків, а в машинобудуванні – для виготовлення корозійностійких деталей, елементів та деталей прецизійних механізмів. Це обумовлює підвищений інтерес дослідників до металевих систем, рідкі сплави яких в умовах швидкого загартування схильні до аморфізації. Тому метою даної роботи є оцінка в цілому концентраційної області, в якій можуть бути отримані аморфні сплави методом швидкого загартування. Для вирішення цього завдання можуть бути використані як чіткі теоретичні уявлення, пов'язані з аналізом відносної термодинамічної стабільності фаз, що конкурують під час аморфного тверднення розплаву, так і різні емпіричні наближення.

Одне з подібних емпіричних правил було сформульовано в [1] на основі уявлень феноменологічної моделі асоційованого розчину (МАР), яка є ефективним інструментом для опису термодинамічних функцій змішування розплавів аморфоутворюючих систем. Дана модель пов'язує від'ємні відхилення термодинамічних властивостей розплавів від ідеальності з утворенням в них асоціатів. Відповідно до встановленого раніше нами правила, аморфізація загартуванням з рідини протікає успішно для розплавів, сумарна молярна частка асоціатів Σx_{acc} в яких, при температурах близьких до температури склування, перевищує 0,3.

В даній роботі для розрахунку складу асоційованого розчину в двокомпонентних системах (Fe,Co,Ni,Cu)–(Ti,Zr,Hf) була використана термодинамічна база даних [2] параметрів, що описують термодинамічні властивості розплавів в рамках МАР. Результати розрахунків для температури 800 К представлені на рис. 1, де також надана інформація про склади аморфних сплавів, температури їх кристалізації T_x та відкладені концентраційні відрізки, що відповідають виконанню емпіричного правила $\Sigma x_{as} > 0,3$ і позначені як прогнозована область аморфізації. Кількісна відповідність між прогнозованими концентраційними границями і відомими з експерименту інтервалами аморфізації спостерігається для 17 концентраційних границь з 24, що вказує на високу прогностичну здатність підходу і надає можливість обґрунтовано поширити його для прогнозування концентраційних областей утворення швидкозагартованих аморфних сплавів для більш широкого кола подвійних та багатоконпонентних систем.

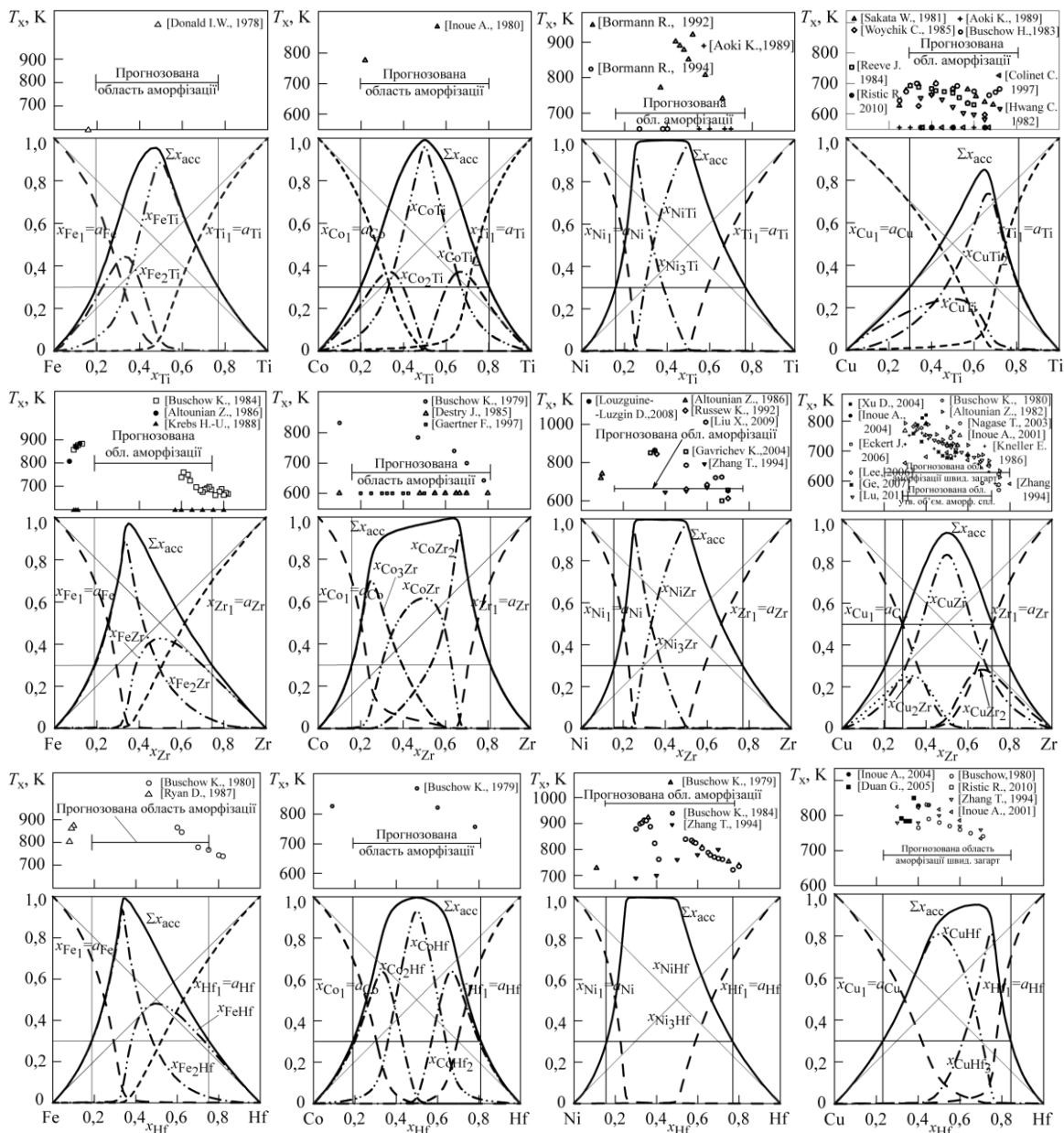


Рисунок 1 – Склад асоційованого розчину при температурі 800 К, прогнозовані концентраційні області аморфізації розплавів систем (Fe, Co, Ni, Cu)–(Ti, Zr, Hf), а також склади аморфних сплавів при відповідних температурах кристалізації T_x згідно з результатами експериментальних робіт

ЛІТЕРАТУРА

1. Turchanin, M. A. Application of ideal associated solution model calculations for prediction of glass-forming ability of liquid // Proc. Intern. Conf. «Modern Materials Science: Achievements and Problems», September 26-30, 2005. – Kiev, Ukraine, 2005. – Vol. 1. – P. 31–32.
2. Турчанин, М. А. Термодинамические свойства многокомпонентных аморфообразующих жидких сплавов / М.А. Турчанин, П.Г. Агравал, А.А. Водопьянова // УХЖ. – 2018. – Т. 84, № 5. – С. 34–49.

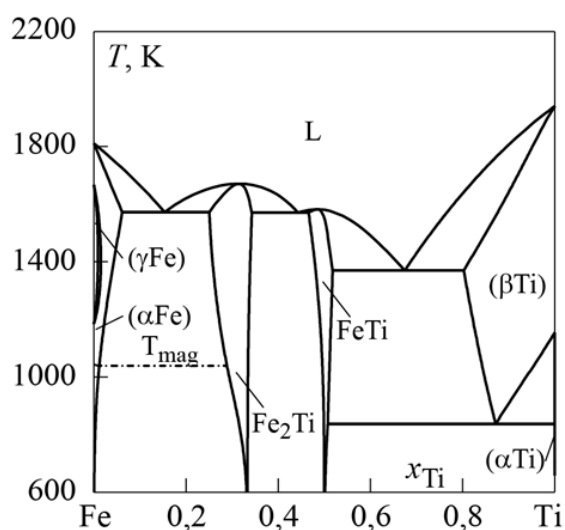
ДІАГРАМИ СТАНУ ДВОКОМПОНЕНТНИХ СИСТЕМ Fe–(Ti, Zr, Hf)

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

Сплави систем Fe–(Ti, Zr, Hf) є об'єктами досліджень, спрямованих на розробку промислових аморфних сплавів і нанокристалічних матеріалів з унікальним поєднанням магнітних і механічних властивостей. Для розробки таких матеріалів необхідні термодинамічні моделі фаз систем, що коректно описують експериментальні дані про фазові рівноваги і термодинамічні властивості фаз. Тому метою цієї роботи є розробка термодинамічних описів і розрахунків діаграм стану систем Fe–(Ti, Zr, Hf), виконаних у рамках CALPHAD-методу [1].

Термодинамічні властивості рідких сплавів систем були описані в рамках моделі асоційованого розчину (МАР) [2]. Концентраційна залежність енергії Гіббса твердих розчинів була описана з використанням поліномів Редліха-Кістера [1]. Термодинамічні властивості інтерметалічних сполук з областю гомогенності (Fe_2Ti , FeTi , $\text{Fe}_2\text{Zr}(\text{C}15)$ і $\text{Fe}_2\text{Hf}(\lambda)$) описані в рамках формалізму Compound Energy Formalism (CEF) [1], а стехіометричні фази ($\text{Fe}_2\text{Zr}(\text{C}36)$, FeZr_2 , FeZr_3 , $\alpha\text{Fe}_2\text{Hf}$, $\beta\text{Fe}_2\text{Hf}$ і FeHf_2) – з використанням ентальпії і ентропії їх утворення.

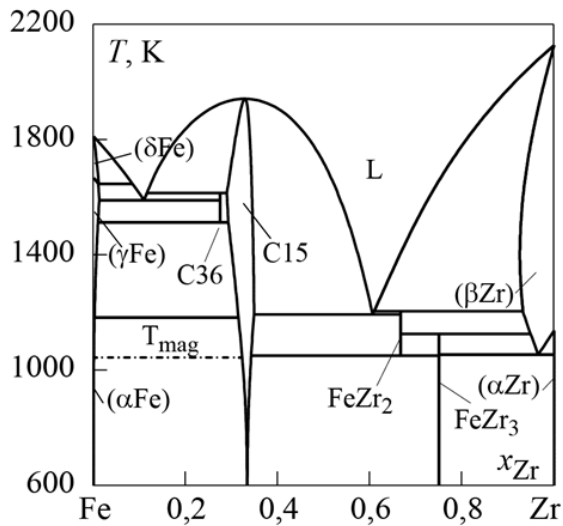
Розраховані діаграми стану і координати нонваріантних рівноваг систем Fe–(Ti, Zr, Hf) показані на рис. 1–3.



Нонваріантні рівноваги	T, K	$x_{\text{Ti}}^{\phi_1}$	$x_{\text{Ti}}^{\phi_2}$	$x_{\text{Ti}}^{\phi_3}$
$L \rightleftharpoons \text{Fe}_2\text{Ti}$	1670	0,310	0,310	-
$L \rightleftharpoons \text{FeTi}$	1583	0,485	0,485	-
$L \rightleftharpoons (\alpha\text{Fe}) + \text{Fe}_2\text{Ti}$	1573	0,153	0,062	0,249
$L \rightleftharpoons \text{Fe}_2\text{Ti} + \text{FeTi}$	1572	0,442	0,342	0,466
$L \rightleftharpoons \text{FeTi} + (\beta\text{Ti})$	1371	0,701	0,522	0,815
$(\beta\text{Ti}) \rightleftharpoons \text{FeTi} + (\alpha\text{Ti})$	838	0,872	0,507	0,9995

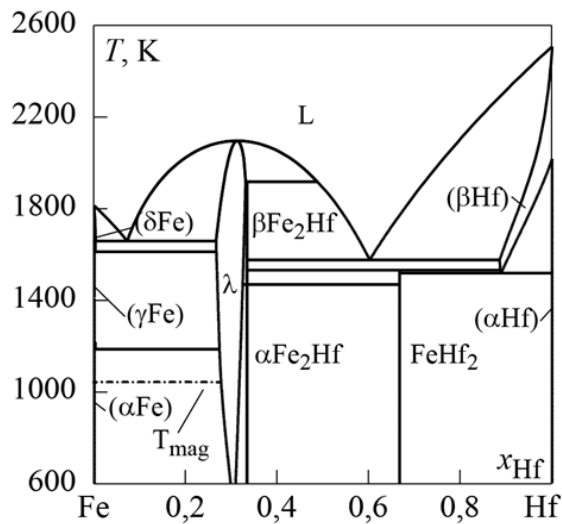
Рисунок 1 – Розрахована діаграма стану та координати нонваріантних рівноваг в системі Fe–Ti

Отримані нами термодинамічні описи систем Fe–(Ti, Zr, Hf) добре узгоджуються з експериментальними даними про стабільні фазові рівноваги і термодинамічних властивостях фаз систем, що дозволяє використати отримані моделі для розрахунку термодинамічних властивостей фаз і фазових рівноваг багатоконпонентних систем на основі Fe, Ti, Zr і Hf.



Нонваріантні рівноваги	T, K	$x_{Zr}^{\phi_1}$	$x_{Zr}^{\phi_2}$	$x_{Zr}^{\phi_3}$
$L \rightleftharpoons C15$	1942		0,327	
$(\delta Fe) \rightleftharpoons (\gamma Fe) + L$	1646	0,011	0,010	0,084
$L + C15 \rightleftharpoons C36$	1616	0,116	0,289	0,275
$L \rightleftharpoons (\gamma Fe) + C36$	1590	0,109	0,012	0,275
$C36 \rightleftharpoons (\gamma Fe) + C15$	1514	0,275	0,010	0,292
$L + (\beta Zr) \rightleftharpoons FeZr_2$	1200	0,608	0,933	0,667
$L \rightleftharpoons C15 + FeZr_2$	1199	0,605	0,349	0,667
$(\gamma Fe) \rightleftharpoons (\alpha Fe)$	1184	0		
$FeZr_2 + (\beta Zr) \rightleftharpoons FeZr_3$	1126	0,667	0,949	0,750
$(\beta Zr) \rightleftharpoons FeZr_3 + (\alpha Zr)$	1055	0,965	0,750	1
$FeZr_2 \rightleftharpoons C15 + FeZr_3$	1051	0,667	0,342	0,750

Рисунок 2 – Розрахована діаграма стану та координати нонваріантних рівноваг в системі Fe–Zr



Нонваріантні рівноваги	T, K	$x_{Hf}^{\phi_1}$	$x_{Hf}^{\phi_2}$	$x_{Hf}^{\phi_3}$
$L \rightleftharpoons \lambda$	2095		0,312	
$\lambda + L \rightleftharpoons \beta Fe_2 Hf$	1916	0,331	0,487	0,333
$L \rightleftharpoons (\delta Fe) + \lambda$	1658	0,072	0,003	0,266
$(\delta Fe) \rightleftharpoons (\gamma Fe) + \lambda$	1606	0,002	0	0,267
$L \rightleftharpoons \beta Fe_2 Hf + (\beta Hf)$	1575	0,602	0,333	0,885
$\beta Fe_2 Hf + (\beta Hf) \rightleftharpoons FeHf_2$	1531	0,333	0,887	0,667
$(\beta Hf) \rightleftharpoons FeHf_2 + (\alpha Hf)$	1518	0,888	0,667	1
$\alpha Fe_2 Hf \rightleftharpoons \beta Fe_2 Hf$	1468		0,333	
$(\gamma Fe) \rightleftharpoons (\alpha Fe)$	1184	0		

Рисунок 3 – Розрахована діаграма стану та координати нонваріантних рівноваг у системі Fe–Zr

ЛІТЕРАТУРА

1. Saunders N., Miodownik A. P. CALPHAD (Calculation of Phase Diagrams): A Comprehensive Guide, Vol. 1. – Pergamon, Oxford: 1998. – 478 p.

2. Агравал П. Г., Древаль Л. А. Турчанин М. А. Термодинамические свойства расплавов железа с титаном, цирконием и гафнием // Порошковая металлургия. – 2016. – №11–12. – С. 93–104.

РЕЗУЛЬТАТИ ПРОГНОЗУВАННЯ КОНЦЕНТРАЦІЙНИХ ОБЛАСТЕЙ УТВОРЕННЯ АМОΡФНИХ СПЛАВІВ ЗАГАРТУВАННЯМ ІЗ РОЗПЛАВІВ ПОТРІЙНИХ СИСТЕМ ПЕРЕХІДНИХ МЕТАЛІВ

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

Сучасній промисловості потрібні нові матеріали, які мають унікальні властивості (механічні, магнітні, хімічні і т.п.) і можуть знайти застосування в нових виробках машинобудування. Саме тому дослідники проявляють підвищений інтерес до металевих систем, рідкі сплави яких в умовах швидкого загартування схильні до аморфізації. Тому метою даної роботи є оцінка концентраційних областей, в яких методом швидкого загартування можуть бути отримані аморфні сплави з розплавів потрійних систем перехідних металів. Для вирішення цього завдання можуть бути використані як чіткі теоретичні уявлення, пов'язані з аналізом відносної термодинамічної стабільності фаз, що конкурують під час аморфного тверднення розплаву, так і різні емпіричні наближення.

У [1] на прикладі оцінки концентраційної області аморфізації двокомпонентних систем (Fe,Co,Ni,Cu)–(Ti,Zr,Hf) було продемонстровано, як працює емпіричне правило, сформульоване нами на основі уявлень феноменологічної моделі асоційованого розчину (МАР). В роботі [2] це правило було підтверджено для трикомпонентних систем: аморфізація загартуванням з рідини протікає успішно для розплавів, сумарна молярна частка асоціатів Σx_{acc} в яких, при температурах близьких до температури склування, перевищує 0,3.

У даній роботі для розрахунку складу асоційованого розчину в потрійних розплавах на основі перехідних металів була використана термодинамічна база даних параметрів [3], що описують термодинамічні властивості розплавів в рамках МАР. Розраховані ізотерми $\Sigma x_{as} = 0,3$, які обмежують прогнозовані області аморфізації, та літературні дані про склади аморфних сплавів потрійних систем перехідних металів показані на рис. 1. Можна помітити, що для систем Cu–Ti–Zr, Cu–Hf–Ni, Cu–Ni–Ti і Cu–Ni–Zr, рис. 1, а, б, г, д, концентраційні області аморфізації яких загартуванням з рідини вивчені найбільш детально, спостерігається не тільки якісний, а й кількісний збіг результатів прогнозу і експерименту. У системі Ni–Ti–Zr (рис. 1, ж) аморфні сплави були одержані в концентраційній області $x_{Ni} \approx 0,25 \dots 0,55$, яка згідно нашого прогнозу може бути розширена до $x_{Ni} \approx 0,25 \dots 0,85$. Як видно з рис. 1, в, е, з, уривчаста експериментальна інформація про склади аморфних сплавів систем Co–Cu–Zr, Cu–Hf–Ti і Ni–Hf–Zr задовільно узгоджується з результатами нашого прогнозу. Разом з тим, прогнозовані області складів виявляються значно ширше: $0,20 < x_{Zr} < 0,82$ для системи Co–Cu–Zr; $0,17 < x_{Cu} < 0,73$ для системи Cu–Hf–Ti; $0,23 < x_{Ni} < 0,81$ для системи Ni–Hf–Zr. Прогнозована концентраційна область аморфізації для трикомпонентних розплавів Ni–Hf–Ti складає $0,24 < x_{Ni} < 0,85$, рис. 1, і.

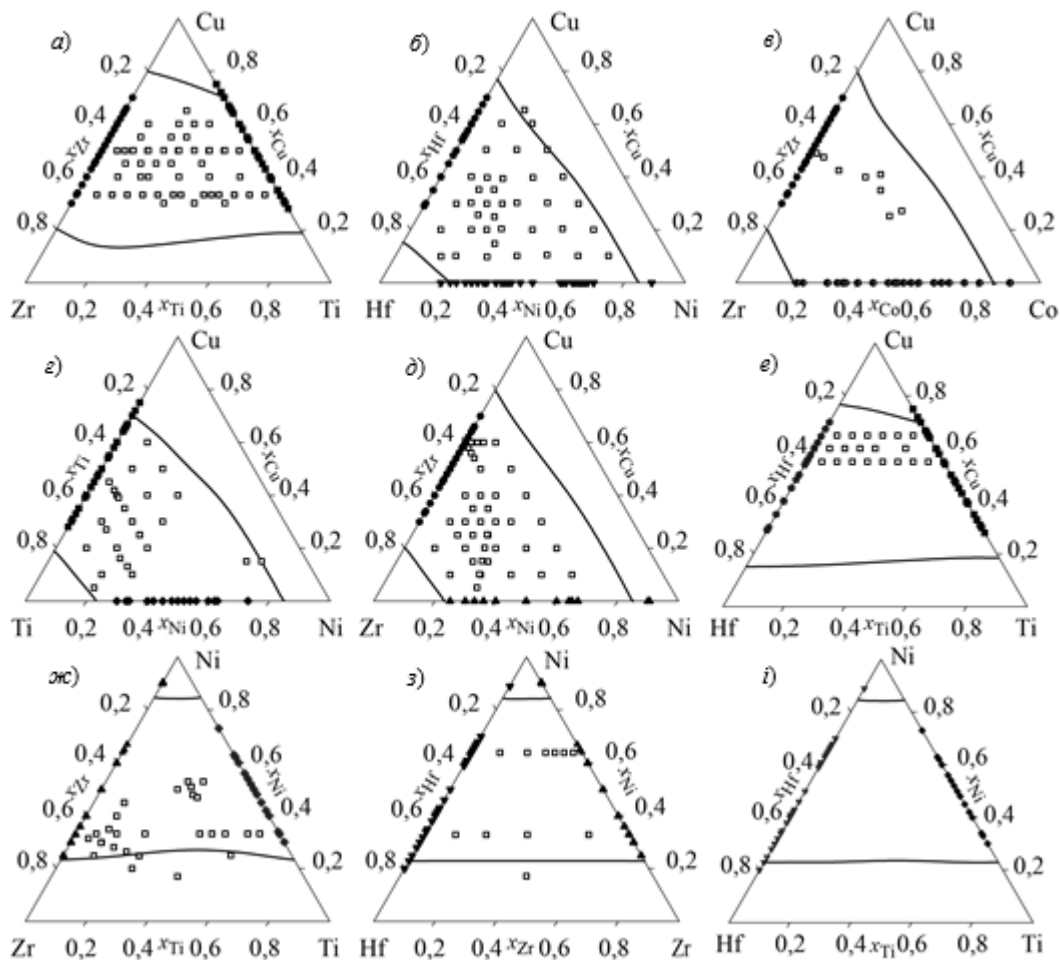


Рисунок 1 – Прогнозовані концентраційні області аморфізації розплавів систем Cu-Ti-Zr (а), Cu-Hf-Ni (б), Co-Cu-Zr (в), Cu-Ni-Ti (г), Cu-Ni-Zr (д), Cu-Hf-Ti (е), Ni-Ti-Zr (ж), Ni-Hf-Zr (з) та Ni-Hf-Ti (і), а також склади аморфних сплавів згідно з результатами експериментальних робіт

ЛІТЕРАТУРА

1. Агравал, П. Г. Результаты прогнозирования концентрационных областей утворення аморфних сплавів загартуванням з розплавів подвійних систем $(\text{Fe}, \text{Co}, \text{Ni}, \text{Cu})-(\text{Ti}, \text{Zr}, \text{Hf})$ / П.Г. Агравал, М.А. Турчанин // *Научный вестник ДГМА*. – 2019. – № 1 (45). – С. 202–207.
2. Турчанин, М.А. Термодинамическое моделирование концентрационных интервалов аморфизации трехкомпонентных металлических расплавов / М.А. Турчанин, А.Р. Абдулов, П.Г. Агравал // *Тез. докл. Международной конференции «HighMatTech 2007»*, Киев, Украина, 15–19 октября, 2007. – 2007. – С. 87.
3. Турчанин, М. А. Термодинамические свойства многокомпонентных аморфообразующих жидких сплавов / М.А. Турчанин, П.Г. Агравал, А.А. Водопьянова // *УХЖ*. – 2018. – Т. 84, № 5. – С. 34–49.

КОМП'ЮТЕРНО-ІНТЕГРОВАНЕ ПРОЕКТУВАННЯ ПОРШНІВ ДВЗ, ЩО ВРАХОВУЄ ВПЛИВ ЛИВАРНИХ ДЕФЕКТІВ

Акімов О. В., Альохін В. І., Костик К. О., Салтиков Л. О., Рябець Ю. В.
(м. Харків, НТУ «ХПІ»)

У даній роботі розглянуто науково-практична проблема підвищення надійності литих поршнів двигунів внутрішнього згорання з урахуванням впливу дефектів лиття газоусадкового характеру та застосування комп'ютерно-інтегрованого моделювання.

Метою досліджень є створення методики по визначенню місць дислокації і розмірів дефектів в литому поршні з спільним використанням комп'ютерно-інтегрованого моделювання та експериментальних досліджень на виробництві.

Усі теоретичні аспекти базуються на фундаментальних положеннях теорії ДВС, теорії машин і механізмів, теорії деталей машин і сучасному математичному інструментарії. У процесі конструкторсько-технологічного проектування застосовані чисельні і чисельно-аналітичні методи. Зокрема, метод кінцевих різниць у тривимірній об'ємній постановці для моделювання теплових і гідродинамічних процесів лиття.

Уперше запропонована і розроблена методика комплексного визначення місць дислокації і розмірів газоусадкових дефектів в литому поршні зі спільним використанням комп'ютерно-інтегрованого моделювання та експериментальних досліджень на виробництві. Уточнено граничні умови для розрахунку теплового і напружено-деформованого стану поршня ВАЗ 21083-1004015 в місцях дислокації дефектів.

У даній роботі вирішено науково-практичне завдання підвищення міцності та надійності литих поршнів ДВЗ з урахуванням впливу ливарних дефектів газоусадкового характеру та використанням комп'ютерно-інтегрованого проектування. Таким чином, обґрунтовано спільне використання сучасного комп'ютерно-інтегрованого проектування литих поршнів ДВЗ з безперервною конструкторсько-технологічною взаємодією, яка є потужним інструментом для розробки нових деталей і модернізації існуючих, а також необхідність застосування систем інженерного моделювання технологічних процесів ливарного виробництва та аналізу теплового і напружено-деформованого стану литих поршнів ДВЗ.

КОМП'ЮТЕРНА ІНЖЕНЕРІЯ ТА ПРОЕКТУВАННЯ ЛИТИХ ДЕТАЛЕЙ БЛОК-КАРТЕРІВ ДВЗ

Акімов О. В., Марченко А. П., Альохін В. І., Костик К. О., Салтиков Л. О.,
Рябець Ю. В. (м. Харків, НТУ «ХПІ»)

Відповідно до критерію функціональної та параметричної надійності (корпусні деталі) при конструкторсько-технологічному проектуванні необхідно поставити і виконати наступні завдання: ідентифікація браку литих деталей ДВЗ, виявлення «вузьких» місць в конструкції деталі з технологічною точки зору, моделювання напруженого стану литих деталей, моделювання процесів кристалізації, виявлення факторів формування залишкової напруги на етапі виготовлення литих деталей. У цій статті розглядається постановка цих завдань з метою забезпечення якості першого об'єкта дослідження – чавунної литої деталі блоку циліндрів рядного чотирициліндрового бензинового двигуна об'ємом 1,4 дм³ для автомобіля DAEWOO SENS.

Щоб вирішити проблеми, пов'язані з кристалізацією сплаву, проведені дослідження, пов'язані з процесами затвердінням литої деталі блоку циліндрів. Для цього завдання була обрана система автоматизованого моделювання ливарних процесів LVMFlow. Рівняння математичної моделі вирішувались методом FDM (кінцевих різниць) на регулярній прямокутній кінцево-різницевої сітці.

Отримані в даній роботі результати підтвердили висновки про можливість зниження металоємності вилівка, зміни технічних умов його виготовлення.

За результатами проведених досліджень були розроблені рекомендації, спрямовані на стабілізацію характеристик сплаву, зниження металоємності і зміни технічних умов на дефектність даного виду виливків. Розроблені рекомендації щодо зміни конфігурації перегородки з метою зниження металоємності вилівка і рекомендації щодо зміни технічних умов на дефекти вилівка, що проявляються на стінках блоку-картера 4ЧН12/14. Для дефектів типу розривів визначено максимальний розмір, перевизначені контрольовані місця прояви.

ДОСЛІДЖЕННЯ ОСОБЛИВОСТЕЙ НАПЛАВЛЕННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ МІДІ

Алістратов В. Н. (м. Маріуполь, ДВНЗ «ПДТУ»)

Ефективним способом підвищення стійкості контактних поверхонь мідних токоподводів дугових сталеплавильних печей і кристаллизаторов МБЛЗ є нанесення зносостійкого шару наплавленням.

Основними вимогами до матеріалів, використовуваних при виготовленні токоподводів і кристаллизаторов є: висока жароміцність і жаростійкість, а також електропровідність і стійкість до електроерозійних зносу в першому випадку і теплопровідність і стійкість до тертя металу об метал у другому. Всі легуючі елементи знижують електропровідність і теплопровідність сплавів міді. Але композиційні матеріали на основі міді в яких упрочнююча фаза незначно розчинна в твердому розчині, а тим більше якщо змочується, але не розчинна - мають певні переваги.

При експлуатації електротехнічних пристроїв схильних до електроерозійних зносу типу короткозамикачів і роз'єднувачів, у всьому світі знаходять застосування спечені композиційні матеріали систем: Cu-W; Cu-WC; Cu-Mo; Cu-Mo₂C, а також останнім часом Cu-Cr і Cu-Cr-C, також є відомості про застосування при експлуатації кристаллизаторів спечених композиційних матеріалів системи Cu-C.

Цікавою є розробка для використання при наплавленні даних видів виробів наплавлувальних матеріалів систем: Cu-WC, Cu-Mo₂C, Cu-Cr₃C₂. Для наплавлення композиційних сплавів систем мідь-карбіди можливий варіант використання як готового карбіду, при цьому вирішується завдання зберегти карбід від дисоціації, так і варіант синтезу карбіду з карбідоутворювального елемента і вуглецю в розплавленій мідній ванні – завдання мінімізації вільного карбідоутворювального елемента і вуглецю.

Найбільший інтерес представляє використання щодо дешевого сплаву системи мідь-карбід хрому Cr₃C₂. Дослідженнями встановлено, що порошковий електрод, що містить механічну суміш хрому і вуглецю, володіє кращими технологічними властивостями при наплавленні, ніж містить готовий карбід хрому Cr₃C₂.

ПЕРСПЕКТИВЫ ТЕХНОЛОГИИ, МАТЕРИАЛЫ И ОБОРУДОВАНИЕ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Андерсон В. А. (г. Киев, НТП «КВАРЦ»),
Котович А. В. (г. Ульяновск, ООО «Симбирские печи», РФ),
Сытник О. Б. (г. Харьков, Проектный институт «УКРГИПРОТЯЖМАШ»)

В работе представлен проект создания «умного» литейного цеха литья по газифицируемым моделям (ЛГМ) на ЧАО «Харьковский тракторный завод» с годовой мощностью 1500 т. Проект предусматривает разработку, изготовление оборудования и создание программного продукта, контролирующего основные параметры технологических операций получения отливок, их механическую обработку и сдачу готовой продукции. Это позволит получать высокоточные отливки оптимальной конструкции под их механическую обработку на станках с ЧПУ, входящих в состав созданного комплекса, а также, исключить отрицательное влияние человеческого фактора на качество выпускаемой продукции.

Первый этап работы предусматривает переработку представленных заказчиком чертежей отливок в 3D модели и разработку оптимальной конструкции, применительно к технологии ЛГМ. Создание оптимальной конструкции позволит резко сократить сроки изготовления технологической оснастки. Это, в первую очередь, относится к изготовлению пеномоделей на автоматах. Конструкция разработанных автоматов позволяет гарантированно получать пеномодели высокого качества, а также, быстро производить переналадку оснастки, что является обязательным условием при многономенклатурном производстве. В качестве примера, номенклатура литейного цеха ХТЗ включает 63 наименования отливок массой от 5 до 150 кг.

Наряду с созданием нового оборудования с программным управлением были использованы новые материалы, в том числе, для пеномоделей сополимер, а в замен кварцевого песка, карбокерамика. Это позволяет использовать процесс ЛГМ для производства качественных отливок из низкоуглеродистых сталей и высокопрочного чугуна.

Внедрение комплекса, включающего литейное производство с последующей мех. обработкой на станках с ЧПУ, позволяет получать конечный продукт с высокой рентабельностью (в десятки раз выше в сравнении с поставкой необработанных литых заготовок). Кроме того, это резко снижает процент забракованной продукции у заказчика.

Создание «умного» литейного цеха позволит успешно решить проблему сегодняшнего дня – нехватку квалифицированных рабочих. Управление данным литейным комплексом будет осуществляться минимальным количеством инженерно-технических работников, т. к. в этом цеху практически отсутствует применение ручного труда.

В настоящее время полный комплект оборудования, включая формовочно-заливочную линию и комплекс модельного оборудования на базе автомата изготовлен и проходит наладку.

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ РОЗЧИНЕННЯ ПОРОШКОВИХ БРИКЕТОВАНИХ МОДИФІКАТОРІВ У РОЗПЛАВІ ЧАВУНУ ПРИ ВНУТРІШНЬОФОРМОВОМУ МОДИФІКУВАННІ

Баглюк Г. А., Каверинський В. В., Куровський В. Я.
(м. Київ, ІПМ НАН України)

Для модифікування розплавів чавунів часто застосовується технологія введення в рідкий чавун чушкового магнію з використанням різних методів вводу. Однак, істотними недоліками такого технологічного підходу є відносно низький відсоток засвоєння магнію, недостатньо стабільні результати модифікування і погіршення екологічної обстановки в ливарних цехах. Відзначені недоліки значною мірою усуваються або мінімізуються при модифікуванні розплаву з використанням методів внутрішньоформового модифікування пресованими магнійвміщуючими брикетами, що виготовляються з металевих порошків із застосуванням методів порошкової металургії [1, 2].

Як показали результати [3], інтенсивність розчинення таких брикетів та, відповідно, ефективність модифікування, значною мірою визначаються їх хімічним складом, формою та поруватістю порошкових пресовок-модифікаторів.

Метою даної роботи є розробка числового програмного комплексу для моделювання процесів розчинення порошкових брикетів в металевому розплаві з урахуванням хімічного складу, форми та вихідної поруватості брикетів.

Розроблена модель включає зв'язаний теплотехнічний і гідродинамічний розрахунок. Умови теплообміну на поверхні задавалися відповідними граничними умовами, а теплопередача в об'ємі металу описувалась нестационарним рівнянням теплопровідності (1)

$$\frac{\partial T}{\partial \tau} = \frac{\lambda}{C \cdot \rho} \cdot \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right), \quad (1)$$

де T – температура, °С або К; τ – час, с; λ – коефіцієнт теплопровідності, Вт/м·К; C – теплоємність, Дж/кг·К; ρ – густина, кг/м³; x, y, z – координати.

Моделювання гідродинаміки потоку розплаву з вільними поверхнями здійснювалося на основі рівняння течії Нав'є-Стокса (2–4) для двовірного випадку:

$$\frac{\partial v_x}{\partial \tau} + v_x \frac{\partial v_x}{\partial x} + v_y \frac{\partial v_x}{\partial y} - \frac{1}{\rho} \frac{\partial p}{\partial x} + \nu \left(\frac{\partial^2 v_x}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 v_x}{\partial y^2} \right) \quad (2)$$

$$\frac{\partial v_y}{\partial \tau} + v_x \frac{\partial v_y}{\partial x} + v_y \frac{\partial v_y}{\partial y} - \frac{1}{\rho} \frac{\partial p}{\partial y} + \nu \left(\frac{\partial^2 v_y}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 v_y}{\partial y^2} \right) \quad (3)$$

$$\frac{\partial v_x}{\partial x} + \frac{\partial v_y}{\partial y} = 0, \quad (4)$$

де v_x, v_y – поле швидкостей розплаву, ν – коефіцієнт кінематичної в'язкості, м²/с.

Для оцінки величини теплопровідності $\lambda_{\text{эф.}}$ поруватого брикету використовували залежність (5)

$$\lambda_{\text{эф.}} = \lambda_0 \cdot (1 - \theta) \cdot \left(1 + \frac{1}{2} \cdot \theta\right)^{-1}, \quad (5)$$

де λ_0 – коефіцієнт теплопровідності щільного матеріалу, Вт/м·К; θ – поруватість брикету (об'ємна частка пор у матеріалі).

При моделюванні розглядалися чотири форми брикетів: з конічним внутрішнім каналом із зовнішнім діаметром 40 мм та висотою 20 мм (далі – форма 1); один із циліндричним каналом, зовнішній діаметр 40 мм, висота 20 мм та діаметр отвору 24 мм (форма 2); один із циліндричним каналом, зовнішнім діаметром 40 мм, висотою 30 мм, діаметром отвору 29 мм (форма 3); один із циліндричним каналом, зовнішнім діаметром 40 мм, висотою 15 мм, діаметром отвору 18,7 мм (форма 4).

Загальний вигляд результатів моделювання розподілу температур (а) та співвідношення рідкої та твердої фази по перерізу відливки та реакційної камери представлено на рис. 1.

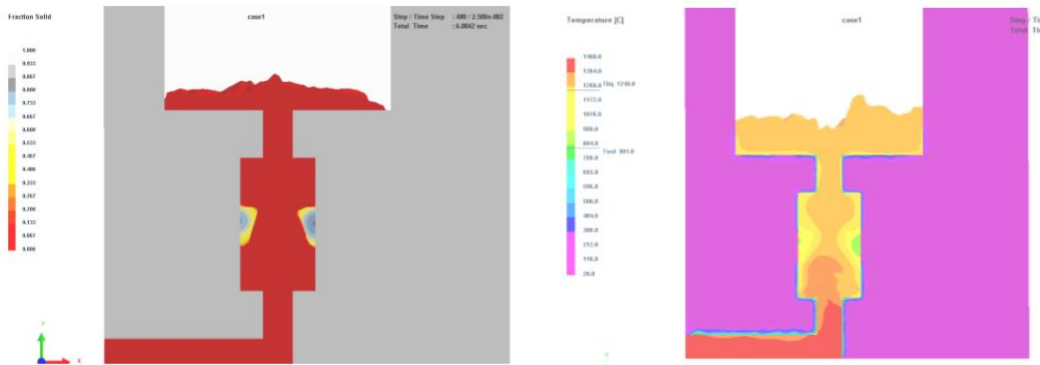


Рисунок 1 – Розподіл температур (а) та співвідношення рідкої та твердої фази по перерізу відливки та реакційної камери (б)

Результати моделювання показали, що найкращою формою із досліджуваних є форма 1 (брикет середньої висоти з конічним отвором). Це обумовлено підвищеною швидкістю прогріву та розчинення тонких шарів брикету на початковому етапі заливки, що забезпечує більш рівномірний розподіл частинок модифікатору в об'ємі відливки.

ЛІТЕРАТУРА

1. Литовка В. И., Маслюк В. А., Куровский В. Я. и др. Получение высокопрочного чугуна с применением брикетированных модификаторов // Литейное производство. – 2003. – № 8 – С.7–12.
2. Kurovskiy V. Ya., Bagliuk G. A. The features of cast iron treatment with briqueted powder modifiers in manufacturing of forming rolls // Machines, technologies, materials. – 10th International Congress. Proceedings. – Vol. 1. – 10-12 September, 2013. – Varna, Bulgaria. – 2013. – P. 93–96.
3. Баглюк Г. А., Куровський В. Я., Шинський О. Й. Вплив режимів пресування порошкових модифікаторів на кінетику їх розчинення в розплаві чавуну // Вісник національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут». Серія «Машинобудування». – 2010. – № 59.– С. 27–30.

ВЛИЯНИЕ ВНЕШНЕГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ПРОЦЕСС ПЕРЕНОСА ЭЛЕКТРОДНОГО МЕТАЛЛА

Белик А. Г., Халед Э. (г. Мариуполь, ГВУЗ «ПГТУ»)

Воздействие магнитного поля и образование собственного магнитного поля при сварке и наплавке исследовались и имеются публикации в научных изданиях. Электрическая дуга является проводником электрических зарядов и поэтому поддается воздействию на нее внешнего магнитного поля. Величина внешнего магнитного поля и его направление оказывает существенное влияние на направление и силу воздействия на сварочную дугу при сварке и наплавке.

При наплавке износостойких сплавов с применением порошковых ленточных электродных материалов электрическая дуга вращается по периметру оболочки с некоторыми остановками на замковых соединениях. Использование внешнего продольного магнитного поля позволяет регулировать процесс перемещения электрической дуги по торцу порошковой ленты и, таким образом, регулировать перенос электродного металла в расплав сварочной ванны.

При наплавке порошковой лентой с использованием комбинированного внешнего продольного и поперечного магнитного поля позволяет регулировать скорость перехода электродного металла в виде образующихся на торце ленты капель, в результате чего возрастает стабильность горения дуги и снижается величина тока наплавки. Такой процесс плавления и перенос электродного металла оказывает положительное влияние на формирование слоя наплавленного металла или сварного шва.

Комбинированное продольное и поперечное магнитное поле, создаваемое внешним источником, воздействует на дугу, расплав сварочной ванны, что позволяет получить наплавленный металл или сварной шов с равномерным его формированием по длине и по линии сплавления с основным металлом. Кроме этого, в зависимости от величины индукции магнитного поля видоизменяется формирование структуры металла шва, происходит изменение структурных кристаллов.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ УСКОРЕННОГО ОХЛАЖДЕНИЯ ШВЕЛЛЕРОВ ИЗ СТАЛИ S355 В ЛИНИИ СТАНА 550

Бергеман Г. В., Краев М. В. (г. Днепр, ЧАО «ДМЗ»)

Ускоренное охлаждение проката предполагается осуществлять после его прокатки в чистовой 8-й клетке стана 550. Охлаждающее устройство планируется расположить вдоль передаточного рольганга, транспортирующего раскат к пилам горячей резки. Для охлаждения проката испытаны две плоскоструйные форсунки Lechler 616.726 (рис. 1). Их характеристика: угол раскрытия факела – 90° , расход воды при давлении 3–5 атм. – 8–10 л/мин.

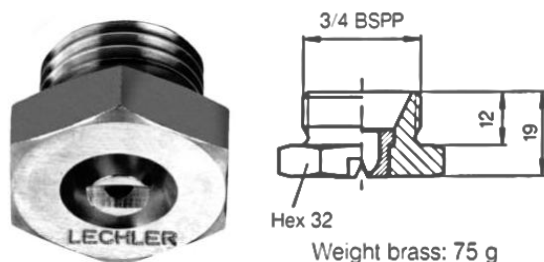


Рисунок 1 – Общий вид форсунки Lechler 616.726

Пара форсунок для испытаний установлена в защитных отбойниках рольганга на одной оси напротив друг друга (рис.2). Плоскость распыления воды совпадает с поверхностью полок швеллера, обеспечивая охлаждение наружной поверхности полок швеллера.

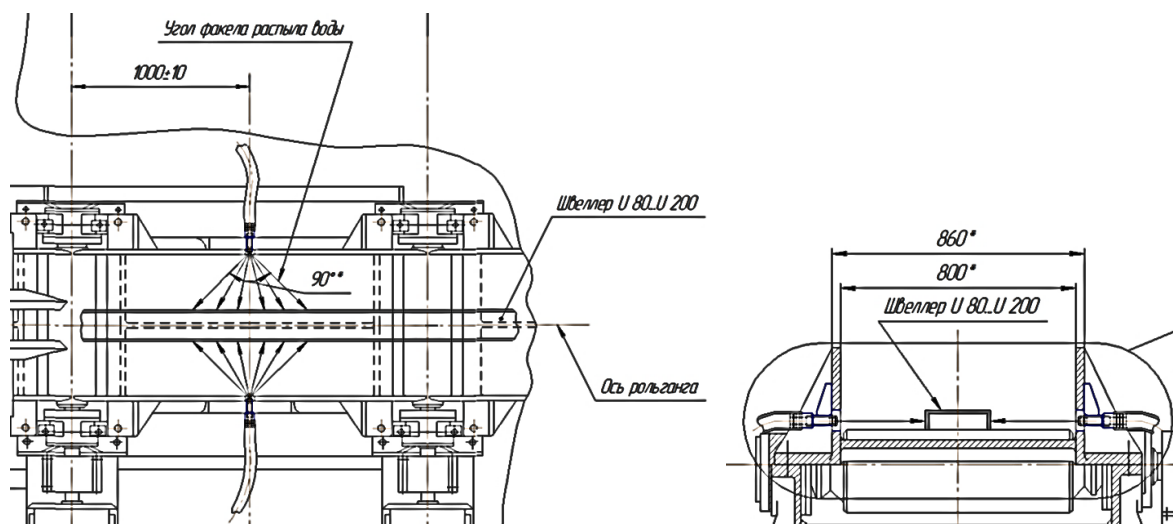


Рисунок 2 – Схема установки форсунок на рольганге

Для испытания использованы отрезки швеллеров № 8П и № 24П. Швеллеры нагревались до температуры 1 070–1 100 °С. Нагретый отрезок швеллера устанавливался на рольганге симметрично между форсунками. Предварительно измерялась температура поверхности полок швеллера.

Время подачи воды на швеллер через две опытные форсунки соответствовало предполагаемому времени прохождения раската через ряд форсунок проектируемого охлаждающего устройства. При скорости прокатки в чистой клетке 5–7 м/с время перемещения раската по рольгангу в месте расположения ряда форсунок составляет 3–5 с.

Во время проведения исследования время подачи воды составляло 2, 3 и 5 с, фиксировалась температура поверхности полок швеллера до и после охлаждения. Измерение температуры после охлаждения выполнялось после выравнивания температуры по сечению полки швеллера. Давление воды в охлаждающей системе – 5 атм.

В результате экспериментального охлаждения достигнуто снижение температуры металла на 170–200 °С. На швеллере № 8 при толщине стенки 7,4 мм охлаждение происходит более интенсивно. Снижение температуры на 100 °С происходит за 2,8 с, на 200 °С – за 4,5 с. На швеллере № 24 при толщине стенки 10,6 мм снижение температуры на 100 °С происходит за 3,7 с, на 200 °С – за 5,6 с.

Требуемую температуру охлаждения проката определяют два показателя: значение критической точки A_{c3} фазового превращения аустенита в перлит стали S355 (825 °С) и температура конца прокатки швеллеров (900–1000 °С). Значит, ускоренное охлаждение необходимо вести до температуры ниже 800 °С. В результате, охлаждение швеллеров форсунками должно обеспечивать снижение температуры металла не менее чем на 150–200 °С.

Для проверки влияния ускоренного охлаждения стали на ее прочность выполнено лабораторное исследование. Отобраны пробы от швеллера U-200 стали S355. Образцы нагревались до температуры 950 °С, как средней температуре конца прокатки швеллеров на стане 550, а затем охлаждались на воздухе или в воде. Обеспечение требуемой прочности достигнуто при ускоренном охлаждении до температуры не более 750 °С (табл. 1). Для этого, время охлаждения швеллеров форсунками Lechleg составит не менее 5–6 с.

Таблица 1 – Механические свойства исследованных образцов

Условия испытаний	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %
Норма для S355 по EN 10025-2	не менее 355	470-630	не менее 22
Пробы после прокатки	337±7	502±5	30±3
Нагрев без ускоренного охл.	349±6	489±6	34±1
Охлаждение до 850 °С	357±4	502±5	32±1
Охлаждение до 770 °С	367±3	504±5	33±1
Охлаждение до 670 °С	386±7	514±6	29±2

Увеличение прочности при ускоренном охлаждении происходит из-за изменения микроструктуры стали с появлением в ней сорбитообразного перлита наряду с пластинчатым перлитом и ферритом. Величина зерна уменьшается на 0,5-1,0 бала по шкале EN ISO 643: 2003.

СУЧАСНІ МАТЕРІАЛИ ДЛЯ ВІДНОВЛЮВАЛЬНОГО НАПЛАВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ ЛИВАРНОГО ОБЛАДНАННЯ

Бережна О. В., Іщенко В. В. (м. Краматорськ, ДДМА)

Для електроконтактного наплавлення малогабаритних деталей ливарного обладнання, зокрема валів діаметром ≤ 70 мм, застосовують металеві стрічки та порошки. З металевих стрічок використовують, як правило, відпалені сталеві. Теплота в цьому випадку виділяється в основному на перехідному опорі «стрічка – деталь». Стрічки майже всіх марок сталі (30ХГСА, 65Г, сталь 20 і ін.) при електроконтактному наплавленні значно зміцнюються. Однак зміцнення відбувається нерівномірно. Найбільш інтенсивно зміцнення відбувається в зонах наплавленого шару, що не піддаються термічній дії наступних імпульсів струму. Площа цих зон становить 50-90% від загальної площі наплавленої поверхні. Інша частина наплавленого шару знижує свої властивості при наплавленні суміжних ділянок в результаті повторного термічного впливу. Цей ефект підвищується при збільшенні вмісту вуглецю в сталі і зниженні вмісту легуючих елементів. З підвищенням вмісту вуглецю зростає ймовірність утворення в поверхневому шарі сітки тріщин. Вищесказане визначає область застосування сталевих стрічки – для відновлення і зміцнення деталей, що мають великий запас втомної міцності.

Використання вільних порошків дозволяє готувати широку гаму композицій різних технологічних і експлуатаційних властивостей, маючи в наявності невелику номенклатуру інгредієнтів, наприклад, сормайт ПГ – С27, сплав ПГ – С1 + Al_2O_3 , ПГ – С1 + Cr_7C_3 , ПЖ1 + Al_2O_3 . Наплавлення проводять сухими порошками з вільною їх подачею під зварювальні ролики. При цьому експериментально встановлено, що вільні частинки порошкових матеріалів інтенсивно видавлюються з простору між зварювальним роликом і деталлю. При використанні феромагнітних порошків відбувається їх викид із зони ущільнення і спікання. Зазначене сприяє формуванню покриття з напливами і великою кількістю пор, а коефіцієнт використання порошку не перевищує 0,8.

Зв'язування порошкового матеріалу полімером (порошково-полімерні стрічки) дозволяє знизити рухливість частинок під тиском і підвищити товщину шару частинок, розташованих між зварювальним роликом і деталлю. При малому тиску ролика зварювальної машини деформація порошково-полімерною стрічки ускладнена. Це обумовлено наявністю несучої здатності полімерних містків, що з'єднують частинки порошків. При збільшенні тиску до 12-15 МПа з ліквідацією повітряних пор. Використання порошково-полімерною стрічки замість незв'язаних порошкових матеріалів дозволяє збільшити товщину шару, укладеного між зварювальним роликом і деталлю в умовах програми робочого тиску (50-75 МПа) для округлих частинок у 2-3 рази. Однак в осередку деформації порошково-полімерна стрічка нагрівається і навколо наплавляємої ділянки, полімер у цій зоні піддається термічній

деструкції. У результаті частинки порошкових матеріалів виявляються вільними від полімерних зв'язків. Втрати становлять 10-15% від загальної маси порошково-полімерної стрічки. Крім того, маса наплавленого шару менше маси наплавленої порошково-полімерною стрічки на величину, рівну масі полімеру. До недоліків даного електродного матеріалу слід віднести і інтенсивне газовиділення (через термодеструкції полімеру), яке необхідно видаляти за допомогою припливно-витяжної вентиляції. Інша частина полімеру видавлюється із зони наплавлення у вигляді кашоподібної маси. Зазначене призводить і до підвищення пористості наплавленого шару.

Пористість при електроконтактному наплавленні порошкових матеріалів і полімерно-порошкових стрічок може досягати 28 %. Полімерно-порошкові стрічки при підготовці до подачі під наплавку вимагають обережного поводження, тому що при вигині до радіуса кривизни < 10 мм і розтягуванні із середнім напругою $> 1-3$ МПа вони розтріскуються і руйнуються. Серйозною проблемою при використанні порошкових матеріалів і полімерно-порошкових стрічок є низька надійність роботи вузлів зварювальних роликів, рухливі частини яких інтенсивно зношуються на осях від попадання в зазор між ними часток порошкових матеріалів. Тому вузли зварювальних роликів повинні бути захищені від попадання частинок порошоків в їх опори ковзання. При використанні сухих порошкових матеріалів додатково необхідна герметична система внутрішнього охолодження.

Іншим шляхом зв'язування частинок порошкових матеріалів в компактне тіло є виготовлення порошкових спечених стрічок. При їх спіканні в печах протягом декількох годин між контактуючими ділянками сусідніх частинок протікають дифузійні процеси, тому кордону між частинками розмиті. Такий характер кордонів залишається і в наплавленому шарі. Пористість порошкових спечених стрічок складає 0,5–20 %. Пластичність цього матеріалу залежить від складу: вона знижується з підвищенням вмісту зміцнюючих порошкових матеріалів. При намотуванні на деталь або установці в порожнину деталі малопластичні порошкові спечені стрічки розтріскуються. Тому їх необхідно багаторазово вальцювати, поступово наближаючи радіус згину до радіусу кривизни поверхні деталі, розміщувати їх на поверхні деталі як втулки, після чого прихоплювати і проводити наплавлення. Оскільки порошкові спечені стрічки пористі, то при стисненні вони мають значну усадку, пропорційну пористості, яка після наплавлення знижується. Отримання спечених стрічок є дорогим заходом.

Склад електродної стрічки надає істотний вплив властивостям композиційного шару, які отримують в результаті проведення наплавочних робіт.

Наразі процес електроконтактного наплавлення, розроблений композиційними стрічками, вивчений недостатньо повно, методи прогнозування ефективності операцій наплавлення представлені на емпіричному рівні і не досить повно враховують реальний характер формування наплавленого композиційного шару.

**НАДАННЯ ПОСЛУГ ПІДПРИЄМСТВАМ ЛИВАРНОЇ ГАЛУЗІ
НАВЧАЛЬНО-НАУКОВОЮ ЛАБОРАТОРІЄЮ
«СЕРВІС-ОФІС З ІНЖЕНЕРНОГО МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА»
НУ «ЛЬВІВСЬКА ПОЛІТЕХНІКА»**

Богун Л. І., Ковбасюк Т. М., Плешаков Е. І., Тростянчин А. М.,
Швачко С. Г. (м. Львів, НУ «Львівська політехніка»)

Навчально-наукова лабораторія «Сервіс-офіс з інженерного матеріалознавства» (СОІМ) (<http://innovation.lviv.ua>) створена в Львівській політехніці в 2015 році в рамках виконання кафедрою прикладного матеріалознавства та обробки матеріалів проекту ММАТТЕНГ європейської програми TEMPUS. Основною метою проекту було підвищення рівня підготовки в Україні фахівців з інженерного матеріалознавства та ливарного виробництва [1].

Основні напрямки діяльності лабораторії СОІМ:

1. Моніторинг та оцінювання потреб промисловості у прикладних розробках з інженерного матеріалознавства й ливарного виробництва, інженерно-технічні та дослідницькі роботи на замовлення суб'єктів господарювання.

2. Участь у підготовці конкурентноздатних фахівців із матеріалознавства та ливарного виробництва з урахуванням пропозицій підприємств – стратегічних партнерів і потенційних працедавців.

3. Розроблення та реалізація інноваційних освітньо-наукових програм на основі сучасних досягнень науки й техніки, залучення студентів до науково-дослідної роботи на всіх рівнях освітнього процесу.

4. Організація та проведення курсів з підвищення кваліфікації фахівців – ливарників, матеріалознавців, термістів для підприємств різної форми власності.

Завдяки тісній співпраці із навчальними структурами Європейського Союзу вдалося забезпечити лабораторію сучасним обладнанням та програмним забезпеченням, які дозволяють не тільки суттєво вдосконалити навчальний процес, але й виконувати різноманітні пошукові, експертні та наукові дослідження в тому числі для ливарної галузі промисловості. Лабораторія *оснащена* твердомірами для визначення макротвердості (NOVATEST TC-БРВ) й мікротвердості (NOVATEST TC-МКВ1), універсальною випробувальною машиною UIT STM 50 для визначення механічних властивостей матеріалів за температур до 700°C, оптичним металографічним мікроскопом МІКРОТЕХ[®] ММТ-14Ц з відеокамерою, рентгенофлюоресцентним спектрометром ElvaX Light SDD, рентгенівським дифрактометром ДРОН-4М, 3D принтером Flashforge Creator Pro та іншим устаткуванням.

Комп'ютерний клас у складі 8 комп'ютерів забезпечує навчальний процес підготовки та перепідготовки фахівців, виконання дослідницьких та прикладних держбюджетних та госпрозрахункових робіт із використанням ліцензованого програмного забезпечення CES EduPack (Granta Design,

Cambridge) для прогнозування властивостей та вибору матеріалів і технологій виготовлення виробів та PTC Creo Parametric для твердотілого параметричного моделювання.

Лабораторія СОІМ співпрацює з Центром незалежних досліджень «Укрінтех», який акредитований на проведення фізико-механічних та фізико-хімічних досліджень матеріалів. Це дозволяє на високому професійному рівні виконувати різноманітні інженерно-технічні роботи та експертні дослідження на замовлення зацікавлених підприємств та організацій.

На даний час лабораторією виконано понад 10 госпрозрахункових робіт з дослідження структури, механічних властивостей ливарної продукції, встановлення відповідності її якості вимогам нормативно-технічної документації, вдосконалення технологічних процесів ливарного виробництва.

Як приклади надання послуг підприємствам ливарної галузі можна навести:

- плідну співпрацю кафедри й лабораторії СОІМ з ПрАТ «Нововолинський ливарний завод» [2]. Кафедра готує фахівців-ливарників, які проходять практику на заводі, після завершення навчання випускники кафедри працевлаштовані на інженерні посади. Голова правління підприємства Чернявський І. В. є головою Екзаменаційної комісії із захисту кваліфікаційних робіт студентів спеціальності 136 Металургія і разом з науково-методичною комісією спеціальності координує блок вибіркових дисциплін навчальних планів відповідно до потреб ливарної галузі;

- надання технічних консультацій підприємству ТзОВ «ГАЛ-КАТ» з проблем неперервного лиття мідних сплавів, конструювання литої оснастки.

У квітні 2017 року в рамках гранту «Львів науковий» на базі СОІМ була проведена конференція «Міжнародний тренінг із популяризації інноваційних технологій у галузі матеріалознавства та ливарного виробництва». Були прочитані цикли лекцій «Інноваційні технології в галузі матеріалознавства та ливарного виробництва», «Застосування програмного продукту PTC Creo Parametric для твердотілого параметричного моделювання ливарних форм». За участі представників підприємств були проведені майстер-класи з використання продукту PTC Creo Parametric, застосування якого скорочує терміни підготовки ливарної оснастки, а відтак зменшує собівартість литих виробів.

ЛІТЕРАТУРА

1. Duriagna Z., Bohun L., Pleshakov E., Tepla T. *Innovation technologies in training specialists in engineering materials science // Ukrainian Journal of Mechanical Engineering and Materials Science.* – 2015. – Vol. 1. – № 1. – P.8–18.

2. Мокрієнко О. В Україні можна гідно жити й заробляти. Усіх випускників нової технічної спеціальності львівського вишу запросили на роботу // *Експрес.* – 2018. – № 28 (9808) 12. – С.18.

РОЗРОБКА МОДУЛЬНОЇ УСТАНОВКИ ДЛЯ ПРОМИВАННЯ ЗЕРНИСТИХ МАТЕРІАЛІВ

Бондаренко А. О., Хомайченко С. В., Шевцов О. С.
(м. Дніпро, НТУ «Дніпровська політехніка»)

Найбільш поширена технологія, яка використовується для дешламації зернистих матеріалів, передбачає обробку попередньо змішаної з водою зернистої сировини у відцентровому полі з наступним зневодненням на високо-частотному вібраційному ситі й зливанні шламів до шламівідстійнику. Базуючись на такому відомому й апробованому принципі переробки сировини, студентами кафедри гірничих машин та інжинірингу НТУ «ДП» під керівництвом проф. Бондаренко А.О. був розроблений вітчизняний аналог такої модульної промивної установки, модель якої, виконана у спеціалізованій конструкторській програмі Solid Works, приведена на рис. 1.

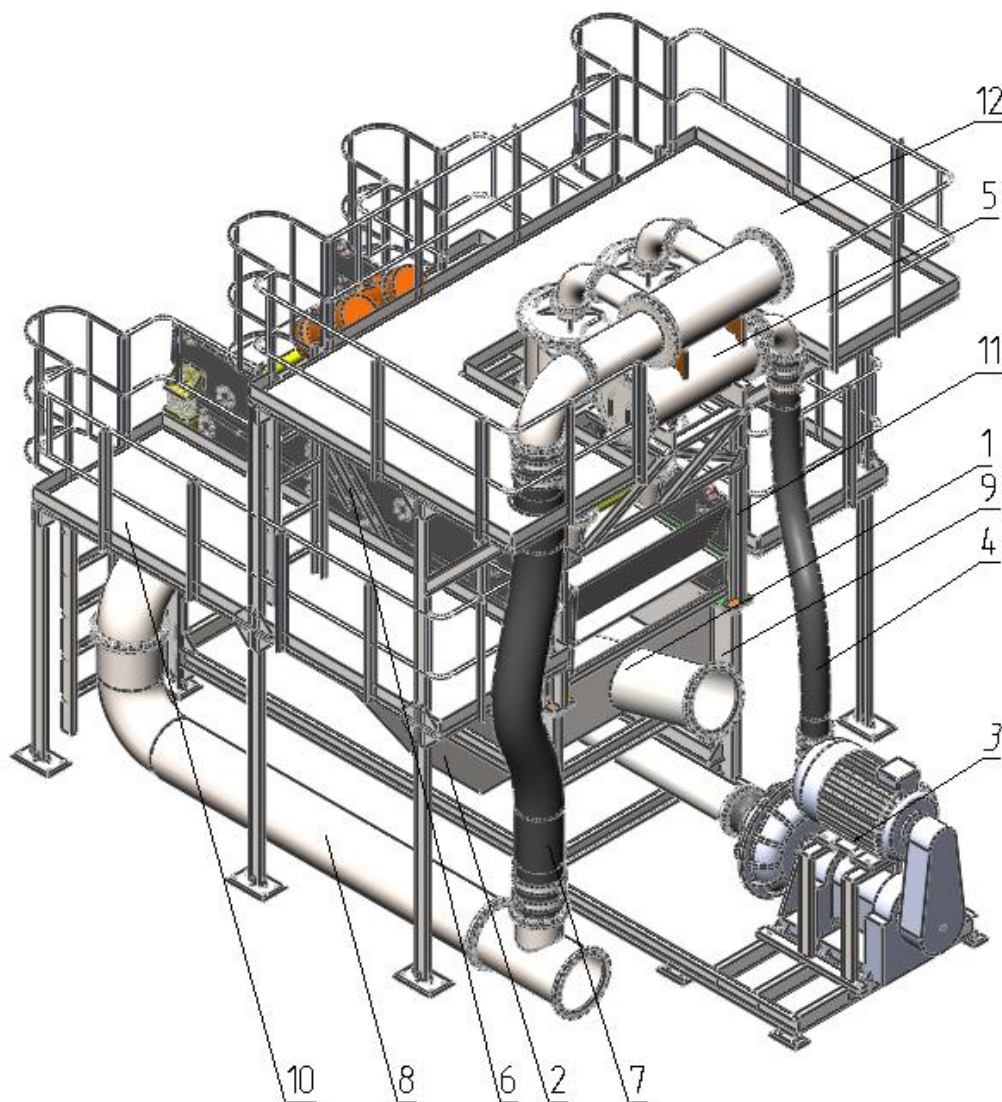


Рисунок 1 – Установка для промивання зернистих матеріалів

Установка складається з таких основних вузлів: патрубків живлення попередньо приготовленою пульпою 1, корито для збирання й накопичення пульпи 2, відцентровий ґрунтовий насос 3, напірний патрубок 4 живлення батареї гідроциклонів 5, високочастотний зневоднювальний грохот 6, система зливних патрубків 7, колектор для збирання й зливання шламів 8, опорна рама грохоту 9, площадка обслуговування грохоту 10, опорна рама батареї гідроциклонів 11, площадка обслуговування батареї гідроциклонів 12. Характерною особливістю розробленої установки є використання виключно вітчизняних комплектуючих і матеріалів.

Для переробки вихідної сировини реалізований такий принцип дії. Вихідна пульпа патрубком 1 зливається до внутрішнього коробу, а потім до корита 2. Висхідним потоком дрібнодисперсні частинки виносяться за межі корита до зливного колектору 8. Піщані частинки усмоктуються ґрунтовим насосом 3 і подаються напірним патрубком 4 до батареї гідроциклонів 5. Дешламований пісок зливається на сито грохоту 9, шлами зливним патрубком 7 до зливного колектору 8. Після зневоднення зернистий матеріал транспортується за межі установки для складування. Шлами зливаються до шламовідстійнику.

ЛІТЕРАТУРА

1. Бондаренко А.О. *Гірничі машини для відкритих гірничих робіт : навч. посібник /А.О. Бондаренко ; М-во освіти і науки України, Нац. гірн. ун-т. – Д.: НГУ, 2017. – 123 с.*
2. Франчук В.П. *Горизонтальные классификаторы. Основы теории и расчета: моногр. / В.П. Франчук, А.А. Бондаренко; М-во образования и науки Украины, Нац. горн. ун-т. – Д.: НГУ, 2016. – 111 с.*
3. Бондаренко А.О. *Метод расчета конструктивных параметров горизонтальных классификаторов/А.О. Бондаренко// Підводні технології. Цивільна інженерія. – 2017, Вып. 5. – С. 40–47.*
4. Бондаренко А.О. *Комбинированный комплекс добычи и переработки для освоения месторождений строительных песков/А.О. Бондаренко// Уральский государственный горный университет «Известия вузов. Горный журнал». – 2016, №2. – С. 14 – 19.*
5. Бондаренко А.О. *Математическая модель движения несущего потока в классификаторе гидравлическом горизонтальном/А.О. Бондаренко// Підводні технології. Цивільна інженерія. – 2015, Вып. 1. – С. 21–28.*
6. Бондаренко А.О. *Обоснование параметров комплекса для переработки мелкозернистых песков/А.О. Бондаренко// Сборник научных трудов Днепродзержинского государственного технического университета. Машинобудування, механіка. – 2014. – №1(23). – С. 126–129.*
7. Бондаренко А.О. *Математическая модель движения несущего потока в классификаторе гидравлическом горизонтальном/А.О. Бондаренко// Известия Тульского государственного университета. Науки о земле. – 2014, Вып. 1. – С. 74–82.*
8. Bondarenko, A. A., 2018. *Modeling of interaction of inclined surfaces of a hydraulic classifier with a flow of solid particles. Naukovyi Visnyk Natsionalnoho Hirnychoho Universytetu*, 4, pp. 13–20. DOI: 10.29202/nvngu/2018-4/5.
9. Бондаренко А.О. *Обоснование параметров и внедрение комплекса «землесосный снаряд – пульпопровод – классификационная установка» для разработки Подгороднянского месторождения песка /А.О. Бондаренко// Сучасні ресурсоенергозберігаючі технології гірничого виробництва – Науково-виробничий журнал: Кременчуцький національний університет імені Михайла Остроградського. – 2014, № 1. – С. 103–111.*

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ОБОРОТНЫХ СИСТЕМ ВОДОСНАБЖЕНИЯ МНЛЗ И ПРОКАТНЫХ СТАНОВ, СИСТЕМ ОХЛАЖДЕНИЯ ПРОКАТНОГО ОБОРУДОВАНИЯ И ПРОКАТА

Ботштейн В. А., Мантула В. Д., Атаманюк А. А., Эпштейн С. И.,
Никулин С. Е. (г. Харьков, ГП «УкрНТЦ ”Энергосталь”»)

Одно из основных направлений в защите природных водоемов – это организация оборотного водоснабжения. Создание оборотных циклов водоснабжения – эффективный способ предотвращения сбросов загрязненных сточных вод в водоемы и экономии водных ресурсов.

В ГП «УкрНТЦ ”Энергосталь”» особое внимание уделяется разработке методов и сооружений для очистки воды, которые обеспечивают создание эффективных систем оборотного водоснабжения как условно-чистых, так и загрязненных вод.

Ужесточение экологических нормативов поставило перед предприятиями ГМК ряд проблем, требующих эффективного решения.

В связи с тем, что большая часть производственных фондов устарела, необходима масштабная реконструкция отдельных производств, в том числе МНЛЗ (машин непрерывного литья заготовок) и прокатного. Все это приводит к необходимости реконструкции старых и строительству новых объектов водоснабжения, водоотведения и очистки сточных вод. При этом повышаются требования к качеству воды, подаваемой потребителям.

Основные задачи в области водоснабжения и водоотведения в прокатном производстве следующие:

- создание замкнутых систем водоснабжения с максимальным уровнем использования воды в оборотных циклах и минимальным выводом воды из системы и сбросом ее в водоем;
- обеспечение требуемого качества воды, направляемой потребителям, за счет внедрения новых технологий очистки и очистных сооружений;
- повышение эффективности охлаждения прокатных валков и проката за счет разработки и внедрения усовершенствованных способов подачи воды и применения современных устройств охлаждения с целью увеличения производительности станков, улучшения качества проката и снижения расхода прокатных валков.

Деятельность ГП «УкрНТЦ ”Энергосталь”» в области создания усовершенствованных эффективных систем водоснабжения и водоотведения МНЛЗ и прокатных станков, а также систем водоохлаждения проката осуществляется в следующих направлениях:

- создание замкнутых оборотных циклов очистки загрязненных сточных вод;
- очистка маслоокалиносодержащих сточных вод МНЛЗ;
- очистка маслоокалиносодержащих сточных вод станков горячей прокатки.

Особое внимание уделялось разработке аппаратов и сооружений для очистки сточных вод.

ГП «УкрНТЦ ”Энергосталь”» разработал и освоил трехступенчатые и двухступенчатые системы оборотного водоснабжения МНЛЗ и сортопрокатных станов: «Литейно-прокатный завод» г. Ярцево, ОАО «Волгоцеммаш» г. Тольятти, ОАО «Молдавский металлургический завод» г. Рыбница, оборотные системы водоснабжения широкополосных, толстолистовых и сортовых станов: 1800/2800, 2000 ПАО «Северсталь» г. Череповец, 2000 ПАО «Новолипецкий металлургический комбинат» г. Липецк, 2000 и 2500 ПАО «ММК» г. Магнитогорск, 1700 АО «АрселорМиттал Темиртау» г. Темиртау, 3000 ЧАО «ММК им. Ильича» и 3600 ЧАО «МК «АЗОВСТАЛЬ» г. Мариуполь, 5000 ПАО «Ижорский машиностроительный завод» г. Колпино, 320/250 АО Московский металлургический завод «Серп и Молот» г. Москва, ПВП 600 АО «Металлургический завод «Электросталь» г. Электросталь и др.

Были разработаны и внедрены:

- новые сооружения и аппараты для очистки маслоокалиносодержащих сточных вод;
- радиальные отстойники с камерой флокуляции;
- флокуляторы;
- антрацито-кварцевые фильтры;
- маслосборные устройства.

Разработаны и внедрены системы охлаждения прокатных валков на станах 2000 ПАО «Новолипецкий металлургический комбинат», 2000 и 2500 ПАО «ММК», 2000 ПАО «Северсталь», сортовых станах «АрселорМиттал Кривой Рог», «Алчевского меткомбината» и многих др., в том числе совместно с ЧАО «НКМЗ» для станов 1700 АО «АрселорМиттал Темиртау», 2000 «ОСТ» Германия, 1700 Кремиковцы Болгария и др.

ГП «УкрНТЦ ”Энергосталь”» изготавливает и поставляет оборудование, включая АСУ ТП, и выполняет «под ключ» работы по строительству и наладке промышленных объектов по очистке сточных вод.

ОДЕРЖАННЯ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ МОДИФІКУВАННЯМ У КОВШАХ ТА ЛИВАРНИХ ФОРМАХ

Бубликов В. Б., Берчук Д. М. (м. Київ, ФТІМС НАНУ)

Рівень виробництва високоміцного чавуну в Україні нижчий ніж у розвинених країнах світу. Це пояснюється тим, що на підприємствах використовують застарілі технології ковшового модифікування розплаву магнієвими лігатурами. Ковшове модифікування характеризується низьким засвоєнням магнію (30...35 %), значним виділенням шкідливих речовин в атмосферу, недостатньою стабільністю процесу.

Модифікування грає основну роль в отриманні високоміцного чавуну, внаслідок чого змінюється хімічний склад, структура, фізико-хімічні властивості чавуну та створюються 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 і збільшується рівень модифікуючої дії. Внутрішньоформове модифікування, у порівнянні з ковшовим, забезпечує більш оптимальне структуроутворення високоміцного чавуну і дозволяє виготовляти тонкостінні виливки без високотемпературного графітизуючого відпалу.

Проведено дослідження впливу магнієвої лігатури ФСМг-7 на структуру і механічні властивості високоміцного чавуну при внутрішньоформовому та ковшовому модифікуванні. Дослідження проводили з використанням стандартних клиновидних проб товщиною основи 5, 10, 15, 20 або 25 мм. Проби заливали в сирі піщано-глиняні форми.

При внутрішньоформовому модифікуванні зі зменшенням товщини проб від 25 до 5 мм кількість включень кулястого графіту збільшується з 300 до 680 шт/мм², а кількість фериту зменшується з 95 до 65 %. Зі зменшенням товщини проби тимчасовий опір при розтяганні збільшується від 437 до 575 МПа, а відносне видовження зменшується від 17,5 до 11,5 %.

При ковшовому модифікуванні, у порівнянні з внутрішньоформовим, зменшуються кількість включень кулястого графіту в три рази, а кількість фериту в металевій основі – в два рази. Внаслідок зменшення кількості фериту тимчасовий опір при розтяганні підвищується на 15–20 %, а відносне видовження зменшується в 1,5...2,0 рази.

На підставі результатів дослідження розроблено і впроваджено технологію одержання з високоміцного чавуну литих заготовок зубчастих коліс масою 20 і 60 кг та втулок масою 42 кг із застосуванням модифікування в ливарних формах.

Шихта складалась з ливарних чушкових чавунів і звороту високоміцного чавуну власного виробництва. Розплавлення шихти відбувалося в індукційній електропечі з кислотою футерівкою. Виливки отримували в сухих піщано-глиняних формах. При заливанні форм розплав взаємодіяв

із модифікатором у реакційній камері. Від продуктів реакції модифікування розплав очищувався у відцентровому шлаковловлювачі з фільтром. Після фільтрування модифікований розплав надходив у виливок.

Мікроструктура виливків складалася з кулястого графіту ШГф 5,4 діаметром 9–45 мкм і перлітно-феритної металевої основи. Твердість виливків за Брінеллем перебувала в межах 185–217 НВ. Механічні властивості в литому стані відповідали чавуну марки ВЧ 500-7 згідно з ДСТУ 3925–99.

У порівнянні з модифікуванням у ковші, модифікування в ливарній формі магнієвмісним модифікатором протікає без піроефекту та димовиділення, що докорінно покращує умови праці персоналу і екологію навколишнього середовища. Для досягнення необхідного ступеня сфероїдизації графіту (більше 85 %) у виливках при внутрішньоформовому модифікуванні витрата модифікатора в два рази менша, ніж при модифікуванні у ковші. Раніше застосовувалася технологія, за якою високоміцний чавун одержували модифікуванням металевим магнієм в автоклаві. Всі виливки через наявність в їх структурі цементиту піддавалися високотемпературному графітизуючому відпалу при 950 °С загальною тривалістю 11 годин. При модифікуванні в ливарній формі структурно-вільний цементит у виливках не утворюється і енергоємний відпал виливків не потрібен.

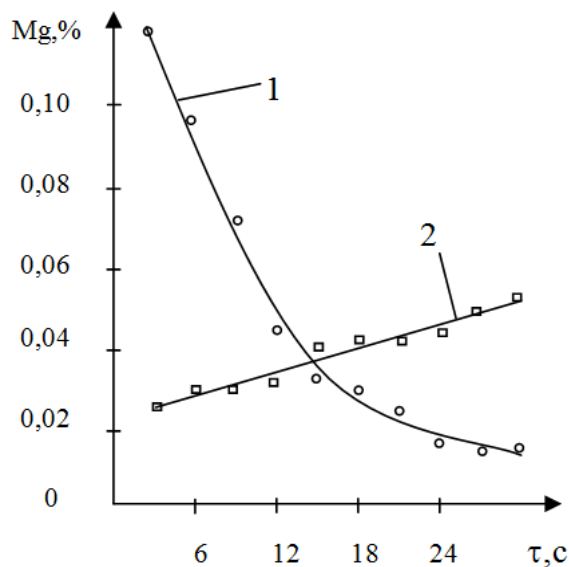
ХАРАКТЕР ПЕРЕХОДУ МАГНІЮ З ЛІГАТУР У ЧАВУН ПРИ ВНУТРІШНЬОФОРМОВОМУ МОДИФІКУВАННІ

Бубликов В. Б., Берчук Д. М. (м. Київ, ФТІМС НАНУ)

Найбільш перспективним методом одержання виливків з високоміцного чавуну є процес внутрішньоформового модифікування. При модифікуванні чавуну в ливарній формі підвищується стабільність технології, зменшується схильність до вибілу, поліпшуються екологічні умови праці, знижується у 2–3 рази витрата модифікатора, спрощується технологія модифікування. Альтернативні процеси модифікування в ковші, конверторах, автоклавах та ін. значно поступаються внутрішньоформовому модифікуванню за технологічними, екологічними і економічними показниками.

Існуючі модифікатори для одержання високоміцного чавуну за характером міжфазної взаємодії радикально різняться і стабільність сучасних процесів внутрішньоформового модифікування визначається кінетикою тепло-масообмінних процесів, які протікають в протокових реакторах між рідким чавуном і магнієвмісним модифікатором.

Для одержання порівняльних даних були розглянуті кінетичні графіки переходу магнію в чавун при внутрішньоформовому модифікуванні лігатурами ФСМг7, ЖКМК-4Р. На основі даних спектрального аналізу побудовані кінетичні графіки, які описують перехід Mg в чавун протягом процесу модифікування в відцентровому реакторі (рис. 1).



1 – ФСМг7; 2 – ЖКМК-4Р

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

Максимально висока швидкість розчинення лігатури ФСМг7, яка досягається на початку процесу, свідчить про те, що міжфазна взаємодія протікає переважно в рухомому рідко-твердому середовищі при гранично розвиненій реакційній поверхні. Додаткове накладання відцентрових сил сприяє швидкому утворенню в реакторі рухомого дисперсного середовища, що складається з рідкого чавуну і частинок лігатури. У рухомому рідко-твердому середовищі розширюється зона взаємодії фаз, збільшується реакційна поверхня, інтенсифікується рух розплаву відносно часток лігатури, що сприяє їх прискореному розчиненню в початковий період процесу внутрішньоформового модифікування.

Експериментально встановлена в процесі внутрішньоформового модифікування відносно рівномірна швидкість переходу Mg з ЖКМК-4Р в чавун є характерною для міжфазної взаємодії в зоні розподілу «розплав-засипка лігатури», величина якої визначається площею поперечного перерізу горизонтального проточного реактора. Максимальна кількість магнію з лігатури ЖКМК-4Р переходить в чавун в кінці заливки. Застосовується магній-кальцієва лігатура для модифікування чавуну з підвищеним вмістом сірки. Кальцій, як більш активний, ніж магній, десульфуратор і розкислювач, покращує модифікуючу здатність лігатури при підвищеному вмісті сірки в чавуні.

У ряді виробництв застосовуються нікель-магнієві лігатури з щільністю близькою до рідкого чавуну, які забезпечують тільки сфероїдизуюче модифікування розплаву. У зв'язку з цим, одночасно з нікель-магнієвою лігатурою в ківш вводиться графітизуючий модифікатор (феросиліцій ФС75) з метою запобігання утворенню евтектичного цементиту при кристалізації високоміцного чавуну. При модифікуванні у відкритих ковшах нікель-магнієві лігатури забезпечують більший ступінь переходу магнію в чавун, в порівнянні з легкими кремній-магнієвими лігатурами. Нікель, який вводиться в чавун нікель-магнієвою лігатурою, зміцнює твердий розчин, збільшує частку перліту в металевій основі і підвищує показники міцності високоміцного чавуну.

Для одержання литва з високоміцного чавуну внутрішньоформовим модифікуванням доцільно використовувати модифікатор ФСМг, так як він має високу швидкість розчинення з мінімальним шлакоутворенням. При інтенсивному режимі розчинення модифікатора зростає міжфазна реакційна поверхня і реалізуються кінетичні режими, при яких виливки гарантовано заповнюються розплавом з високою концентрацією магнію та інших модифікуючих елементів, а недомодифіковані останні порції розплаву йдуть на заповнення баластної ливниково-модифікуючої системи. З метою звуження діапазону коливань вмісту магнію методом внутрішньоформового модифікування рекомендується виробляти відносно однорідні за товщиною стінок виливки, конструкція яких не перешкоджає усередненню хімічного складу як у процесі їх заповнення розплавом, так і після закінчення заливання.

ВЛИЯНИЕ СЕРЫ И ФОСФОРА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОТЛИВОК ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

Бубликов В. Б., Ясинский А. А., Бачинский Ю. Д., Ясинская Е. А.
(г. Киев, ФТИМС НАНУ)

Сера в чугунах и сплавах углерода с другими элементами подгруппы железа (никель, кобальт) препятствует образованию шаровидного графита. Кроме того, высокое содержание серы в исходном жидком металле приводит к повышенному расходу сфероидизирующих модификаторов, увеличивает вероятность получения отливок из высокопрочного чугуна (ВЧ) с отклонениями от требований по структуре и механическим свойствам. Увеличение расхода модификаторов связано с тем, что их составляющие имеют большое сродство к сере и, прежде всего, они расходуются на обессеривание чугуна с образованием сульфидов. Известно, что для связывания в чугуне 0,1 мас. % серы расходуется 0,076 мас. % магния. Сульфиды приводят к образованию в отливках из ВЧ специфических дефектов «черных пятен», значительно снижающих пластичность и ударную вязкость. Минимальное содержание серы ($\leq 0,015$ мас. %) в исходном расплаве перед сфероидизирующим модифицированием является основным фактором получения качественного высокопрочного чугуна с требуемым уровнем механических свойств в отливках.

Приведенные в таблице экспериментальные данные свидетельствуют, что с увеличением содержания серы снижается относительное удлинение δ высокопрочного чугуна. Временное сопротивление при растяжении σ_B и твердость с повышением содержания серы увеличиваются, что негативно влияет на обрабатываемость отливок резанием.

Таблица 1 – Влияние содержания серы на механические свойства высокопрочного чугуна

№	Содержание серы, мас. %	Механические свойства	
		σ_B , МПа	δ , %
1	0,010	520	20
2	0,015	542	17
3	0,020	601	15
4	0,025	610	11

Проведенные исследования свидетельствуют о том, что чем ниже содержание серы в расплаве перед модифицированием и чем меньше требуется модификатора для получения заданной структуры и механических свойств, тем выше уровень технологии и, в целом, качества отливок из высокопрочного чугуна.

Фосфор понижает растворимость углерода в железе и температуру эвтектической кристаллизации. На форму графита он не влияет, однако является вредной примесью в конструкционных высокопрочных чугунах, так как, кроме раствора, может находиться в фосфидной эвтектике. Легкоплавкая (935 °С) тройная эвтектика (6,89 мас. % P; 1,96 мас. % С и 91,15 мас. % Fe) располагается в виде сплошной или разорванной сетки вокруг зерен аустенита, имеет в своем составе хрупкие фосфиды железа и тем самым негативно влияет на пластичность высокопрочного чугуна. Благодаря присутствию других элементов такая эвтектика в высокопрочном чугуне образуется уже при содержании 0,15 мас. %, а иногда даже 0,09 мас. % фосфора. В исходном расплаве чугуна содержание фосфора должно быть меньше 0,1 мас. %, а по возможности не превышать 0,05–0,06 мас. %.

При замедленном охлаждении в интервале температур 550–450 °С у высокопрочного чугуна с высоким содержанием фосфора резко уменьшается ударная вязкость при достаточно высоком относительном удлинении.

При увеличении содержания фосфора повышаются прочностные характеристики, но уменьшается относительное удлинение. Установлено, что оптимальным для получения высоких показателей пластичности и ударной вязкости высокопрочного чугуна в отливках является содержание фосфора менее 0,05–0,06 мас. %.

ВЛИЯНИЕ КРЕМНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ МАРГАНЦА

Бубликов В. Б., Ясинский А. А., Ясинская Е. А. (г. Киев, ФТИМС НАНУ)

Марганец оказывает на структуру высокопрочного чугуна влияние, противоположное влиянию кремния. Уменьшая активность углерода и число зародышей в расплаве, он тормозит графитизацию чугуна в процессе кристаллизации и способствует образованию отбела. С повышением содержания марганца увеличивается количество перлита в структуре, повышаются временное сопротивление при растяжении и твердость, снижается пластичность высокопрочного чугуна.

Цель работы заключалась в исследовании влияния содержания кремния на механические свойства высокопрочного чугуна с повышенным содержанием марганца (1,0 мас. %).

В качестве шихты применяли передельный литейный чушковый чугун марки ПЛ2 химического состава (мас. %): 4,1 С; 0,75 Si; 0,35 Mn; 0,06 Cr; 0,035 S; 0,08 P. Для получения планируемого содержания кремния (2,0–3,5 мас. %) и марганца (1,0 мас. %) в конце плавки в расплав чугуна вводили расчетное количество ферросилиция ФС75 и ферромарганца ФМн75. Расплав модифицировали в ковше магний-кальциевой лигатурой, содержащей (в мас. %): 7,5 Mg; 7,1 Ca; 3,2 PЗМ; 48,3 Si; остальное Fe. Для определения структуры и механических свойств высокопрочного чугуна в каждом опыте отливали стандартные клиновидные пробы с толщиной основания 25 мм.

С увеличением содержания кремния в высокопрочном чугуне, содержащем 1,0 мас. % марганца, увеличиваются временное сопротивление при растяжении σ_B и пластичность δ , уменьшается твердость HB. При содержании в высокопрочном чугуне 2,0 мас. % кремния в структуре стандартных клиновидных проб образуется до 10 % эвтектического цементита. В результате этого чугун имеет твердость 2680–2700 МПа, временное сопротивление при растяжении 570–575 МПа и характеризуется крайне низкими показателями относительного удлинения (1,30–1,35 %) и ударной вязкости (4,9–5,1 Дж/см²). При содержании 2,5 мас. % кремния в структуре имеются отдельные межзеренные включения карбидной фазы в количестве 1–2 %. Такие же включения карбидов в количестве до 1 % наблюдаются и в микроструктуре высокопрочного чугуна при содержании в нем 3,0 мас. % кремния. Высокопрочный чугун с содержанием 2,5–3,5 мас. % кремния и 1,0 мас. % марганца имеет временное сопротивление при растяжении $\sigma_B = 605–620$ МПа, твердость 2300–2200 МПа, относительное удлинение $\delta = 5–10$ %. Ударная вязкость при увеличении содержания кремния с 2,5 до 3,0 мас. %

повышается с 12 до 17 Дж/см², при содержании 3,5 мас. % снижается до 10 Дж/см².

На основе результатов экспериментального исследования получены количественные закономерности, характеризующие влияние содержания кремния на механические свойства высокопрочного чугуна, содержащего 1,0 мас. % марганца. Установлено, что при соответствующей корректировке технологических параметров можно получать высокопрочный чугун с временным сопротивлением при растяжении $\sigma_B > 600$ МПа при относительном удлинении $\delta > 5$ % без применения легирования дорогостоящими медью или никелем.

ФАЗОВЫЕ РАВНОВЕСИЯ В ТРЕХКОМПОНЕНТНОЙ СИСТЕМЕ Zr-Co-Sn

Буланова М. В., Фартушна Ю. В., Мелешевич К. А., Самелюк А. В.
(г. Киев, ИПМ НАНУ)

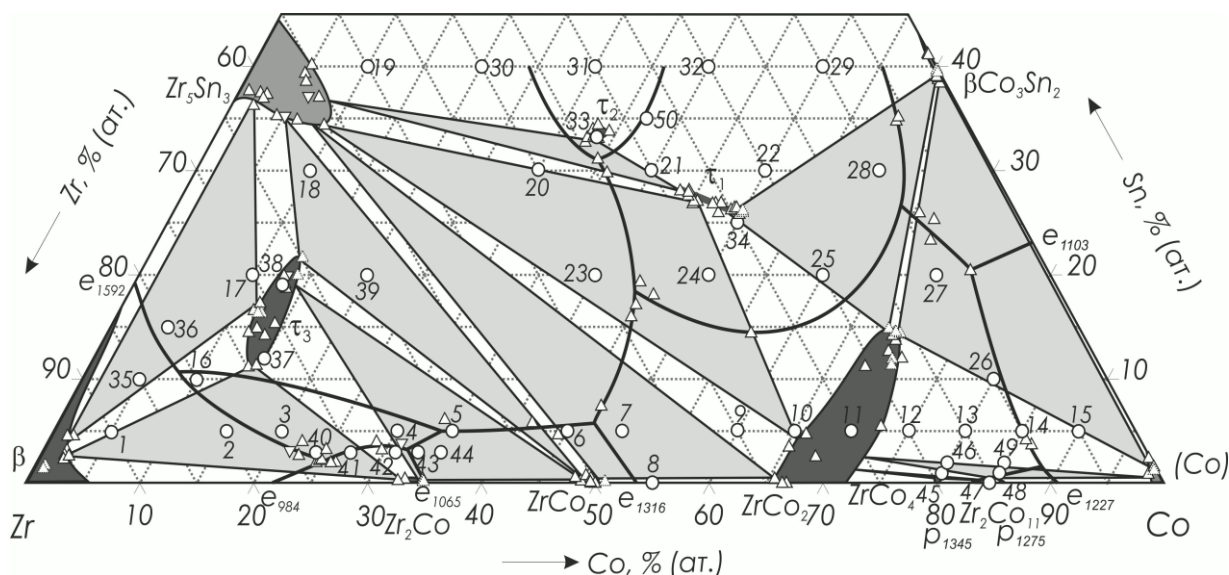
Данные о фазовых равновесиях в трехкомпонентной системе Zr-Co-Sn ограничиваются только одной работой [1], где представлено изотермическое сечение системы при температуре 497°С. При этом экспериментальные данные о кристаллизации сплавов полностью отсутствуют. Поэтому, целью данной работы является изучение фазовых равновесий в системе Zr-Co-Sn при кристаллизации в области концентраций до 40 % (ат.) Sn методами дифференциально термического анализа (ДТА), рентгенофазового анализа (РФА), микроструктурного анализа (МСА) и локального рентгеноспектрального анализа (ЛРСА).

В данной работе подтверждено существование тройных соединений $ZrNi_2Sn$ (τ_1) (структурный тип $MnCu_2Al$, $Fm-3m$, $a = 6.234 \text{ \AA}$) и $ZrNiSn$ (τ_2) (структурный тип $AlNiZr$, $P6-2m$, $a = 7.133$, $c = 3.571 \text{ \AA}$) [2], так называемых фаз Гейслера и полу-Гейслера, соответственно. Установлено, что фаза Гейслера (τ_1) имеет некоторую область гомогенности. Протяженность области гомогенности τ_1 при температуре солидус по содержанию циркония / кобальта составляет около 6 % (ат.), от 44 до 50 % (ат.) Co вдоль луча 50Zr50Sn-Co. Фаза полу-Гейслера (τ_2) имеет ограниченную область гомогенности, ее протяженность при температуре солидус не превышает 1 % (ат.) по каждому из элементов. Оба тройных соединения плавятся конгруэнтно при температуре около 1400 °С.

Кроме тройных соединений $ZrCo_2Sn$ (τ_1) и $ZrCoSn$ (τ_2) в системе Zr-Co-Sn также образуется тройное соединение приблизительного состава Zr_4CoSn (τ_3). В работе [1] установлено, что кристаллическая структура соединения является сверхструктурой типа Fe_2P , $P6-2m$ с параметрами решетки $a = 7.971$ и $c = 3.453 \text{ \AA}$, а идеальный состав составляет $Zr_6Co_{1.65}Sn_{1.35}$. Нами показано, что тройное соединение $Zr_6Co_{1.65}Sn_{1.35}$ (τ_3) образуется по перитектической реакции при температуре 1270 °С. Установлено, что τ_3 -фаза имеет некоторую область гомогенности. Протяженность области гомогенности τ_3 при температуре солидус по содержанию олова составляет около 9 % (ат.), от 11 до 20 % (ат.) Sn.

Кроме фаз на основе тройных соединений в исследованной области концентраций системы ZrCo-Sn при температуре солидус в равновесиях принимают участие фазы на основе двойных соединений Zr_5Sn_3 , Zr_2Co , $ZrCo$, $ZrCo_2$, $ZrCo_4$, Zr_2Co_{11} βCo_3Sn_2 и компонентов (βZr) и (αCo). Исходя из данных ЛРСА о составе фаз, находящихся в равновесии, а также данных МСА и РФА, сделаны выводы о протяженности областей гомогенности фаз на основе двойных соединений. Среди них наибольшую ширину области гомогенности имеет фаза Лавеса $ZrCo_2$ (структурный тип $MgCu_2$, $Fd-3m$), ее область гомогенности

простирается вглубь тройной системы до 15 % (ат.) Sn. Широкую область гомогенности имеет также станид циркония Zr_5Sn_3 (структурный тип Mn_5Si_3 , $P6_3/mcm$), который при температуре солидус растворяет до 9 % (ат.) Co. Все остальные фазы не имеют заметной области гомогенности.



○ – состав исследованных сплавов, Δ – данные ЛРСА
Рисунок 1 – Диаграмма плавкости системы Zr-Co-Sn в области до 40 % (ат.) Sn

Поверхность ликвидус системы Zr-Co-Sn (рис. 1) в изученной области концентраций характеризуется наличием двенадцати полей первичной кристаллизации фаз на основе компонентов (βZr) и (αCo), двойных соединений Zr_5Sn_{3+x} , Zr_2Co , $ZrCo$, $ZrCo_2$, $ZrCo_4$, Zr_2Co_{11} , βCo_3Sn_2 и тройных соединений $ZrCo_2Sn$ (τ_1), $ZrCoSn$ (τ_2) и $Zr_6Co_{1.65}Sn_{1.35}$ (τ_3), разделенных соответствующими моновариантными кривыми и участвующими в одиннадцати четырехфазных инвариантных равновесиях.

Поверхность солидус системы Zr-Co-Sn (рис. 1) в изученной области концентрация характеризуется наличием одиннадцати трехфазных областей $\beta + Zr_5Sn_3 + \tau_3$, $\beta + Zr_2Co + \tau_3$, $\tau_3 + Zr_2Co + ZrCo$, $\tau_3 + Zr_5Sn_3 + ZrCo$, $Zr_5Sn_3 + ZrCo + ZrCo_2$, $Zr_5Sn_3 + \tau_1 + ZrCo_2$, $Zr_5Sn_3 + \tau_1 + \tau_2$, $\tau_1 + ZrCo_2 + \beta Co_3Sn_2$, $(Co) + ZrCo_2 + \beta Co_3Sn_2$, $(Co) + ZrCo_2 + Zr_2Co_{11}$, $ZrCo_2 + ZrCo_4 + Zr_2Co_{11}$ и соответствующих двухфазных областей.

ЛИТЕРАТУРА

1. Стаднык Ю.В., Ромака Л.П., Печарский В.К., Сколоздра Р.В. Изотермическое сечение системы Zr-Co-Sn при 770 К и кристаллическая структура соединения $Zr_6Co_{1.65}Sn_{1.35}$. Неорганические материалы, 1995. том 31, № 11. – С. 1422–1425.
2. Сколоздра Р.В., Стаднык Ю.В., Стародынова Е.Э. Кристаллическая структура и магнитные свойства соединений $Me'Me''Sn$ ($Me' = Ti, Zr, Hf$, $Me'' = Co, Ni$). Украинский физический журнал, 1986. том 31, № 8. – С. 1258–1261.

ЕВОЛЮЦІЯ СТРУКТУРИ СПЛАВУ 55,5Fe11,8Mo28,2Cr4,5C ПРИ НАГРІВІ

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

Чотирикомпонентна система Fe–Mo–Cr–C є основою широкого класу складнолегованих інструментальних сталей. Фазові рівноваги в ній вивчають багато десятиліть, проте діаграма стану не побудована. В [1] наряду з відомими в системі фазами, окрім χ -твердих розчинів на основі потрійної χ -фази системи Fe–Mo–Cr типу α -Mn, знайдено стабільну високотемпературну чотирикомпонентну π -фазу типу β -Mn, а також чотирифазні рівноваги за їх участю: $\alpha + \eta + M_{23}C_6 + \chi$; $\chi + \alpha + \pi + L$ (вище 1523 K), а також $\gamma + \alpha + \chi + R$; $\chi + \eta + \gamma + \alpha$; $\chi + \alpha + \eta + R$.

У цій роботі методом високотемпературної дифрактометрії (ВТД) (ДРОН-УМ1, УВД-2000, He-атм., $Cu_{K\alpha}$ -випр., графітовий монохроматор на дифрагованому пучку, експозиція в точці 3 с, крок сканування 0,05 град) простежено зміну фазового складу сплаву 55,5Fe11,8Mo28,2Cr4,5C від кімнатної температури до температури появи рідкої фази з ізотермічною витримкою в процесі дифрактометричної зйомки (табл. 1). Вихідний зливоч, отриманий дуговою плавкою, було загартовано в рідкий галій після відпалу при субсолідусній температурі (1463 K) протягом 2 годин.

Таблиця 1 – Відносна кількість та період кристалічної ґратки фаз у сплаві 55,5Fe11,8Mo28,2Cr4,5C в залежності від температури

Т, К	Фаза, період кристалічної ґратки, відносна кількість					
	χ		ОЦК-тверді розчини		$M_{23}C_6$	
	<i>a</i> , нм	% мас.	<i>a</i> , нм	% мас.	<i>a</i> , нм	% мас.
293**	0,8919	88	0,2892	12	-	сліди
973	0,9011	87	0,2899	6	1,0756	7
1173	0,9046	88	0,2912	6	1,0786	6
1373	0,9085	87	0,2931	6	1,0834	7
1473	0,9115	76	0,2949	18	1,0875	6
1523	0,9153	53	0,2971	47	-	-
293*	0,8945	97	0,2880	3	-	-
1533 [#]	-	-	0,2973	100	-	-
293*	0,8941	97	0,2878	3	-	-

– одночасно с дифракційними максимумами кристалічних фаз фіксується гало розплаву, * – охолодження від попередньої температури

У вихідному стані при кімнатній температурі зразок містить переважним чином χ -, а також ОЦК- та $M_{23}C_6$ -тверді розчини (останні в слідових кількостях). При нагріві в інтервалі температур 293–973 K вміст χ -фази залишається незмінним, тоді як відносна кількість $M_{23}C_6$ -карбіду збільшується

за рахунок ОЦК-фази. При подальшому підвищенні температури до 1373 К фазовий склад зразка та відносна кількість фаз залишаються сталими; в інтервалі 1373-1473 К суттєво збільшується масова доля ОЦК-твердих розчинів за рахунок χ -фази. По досягненні 1523 К карбідна фаза зникає – фігуративна точка сплаву перетинає фазову межу $\chi + \text{ОЦК} + \text{M}_{23}\text{C}_6 / \chi + \text{ОЦК}$. У трифазній області $\chi + \text{ОЦК} + \text{M}_{23}\text{C}_6$ спостерігається лінійне зростання періоду кристалічної ґратки χ -фази до деякої температури з інтервалу 1473–1523 К (рис. 1).

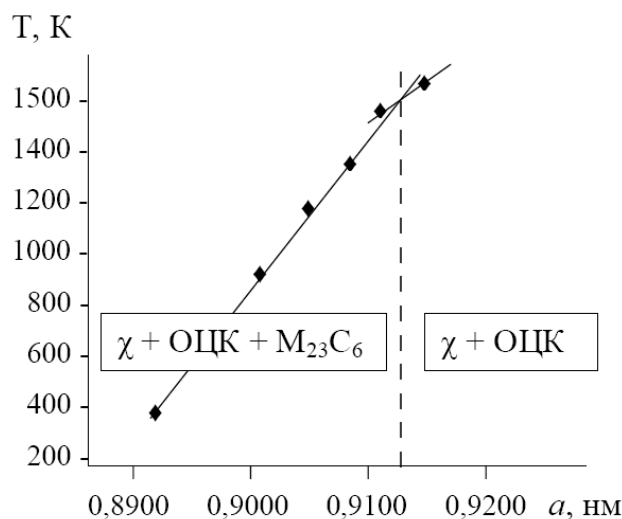


Рисунок 1 – Температурна залежність періоду кристалічної ґратки χ -фази в сплаві 55,5Fe11,8Mo28,2Cr4,5C

При наступному охолодженні від 1523 К до кімнатної температури в умовах ВТД фазовий склад зразка зберігається, проте, відносна кількість ОЦК суттєво зменшується. При повторному нагріві по досягненні 1533 К спостерігається часткове підплавлення зразка, про що свідчить наявність гало на відповідній дифрактограмі, та зникає χ -фаза. В інтервалі 1523–1533 К згідно до теорії фазових рівноваг фігуративна точки сплаву проходить однофазну ОЦК-область, тобто в сплаві відбуваються такі фазові перетворення: $\chi + \text{ОЦК} \rightarrow \text{ОЦК} \rightarrow \text{ОЦК} + \text{рідка фаза}$. Після охолодження до кімнатної температури від 1533 К зразок приходиться у той самий фазовий склад, що і після охолодження від 1523 К.

Раніше [1] нами показано, що в умовах ВТД при температурах, що перевищують 1273 К, сплави на основі заліза досягають стану термодинамічної рівноваги. Отже, в роботі встановлено існування в діаграмі стану системи Fe–Mo–Cr–C областей фазових рівноваг $\chi + \text{ОЦК} + \text{M}_{23}\text{C}_6$, $\chi + \text{ОЦК}$ та ОЦК, в які с підвищенням температури послідовно потрапляє фігуративна точка дослідженого сплаву. Автори висловлюють ширю подяку Карпцю М.В. за допомогу в одержанні експериментальних даних.

ЛІТЕРАТУРА

1. Великанова Т. А. Високотемпературні фазові перетворення за участю Mn-подібних фаз в системах Fe–Mo, Fe–Mo–C, Fe–Mo–Cr–C.: дис. ... канд. хім. наук: 02.00.04 / Ін-т пробл. матеріалознавства НАН України. – Київ, 2013. – 172 с.

СТРУКТУРНІ СТАНИ ВИСОКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ, ОДЕРЖАНИХ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ ЛИТТЯ

Великанова Т. А. (м. Київ, ІПМ НАНУ)

Заславський О. М. (м. Київ, УкрНДІ «Ресурс» Держагентства резерву України),

Котко А. В., Купрін В. В. (м. Київ, ІПМ НАНУ)

Використання екстремальних методів охолодження вихідного розплаву дозволяє одержувати в інструментальних молібденових сталях особливі структурні стани (нанорозмірні манганоподібні тверді розчини), вміст і розподіл яких у матеріалі безпосередньо визначають експлуатаційні властивості, такі як в'язкість руйнування, міцність при перегині, пластичність при в'язкому високотемпературного стіканні тощо.

У роботі методами просвічуючої електронної мікроскопії (ПЕМ) та рентгенівської дифрактометрії (РД) вивчали структуру вільної поверхні спінінгованих стрічок товщиною 30 мкм складу 52Fe11Mo26Cr11C ат. %, одержаних методом плаского литва (індукційний нагрів в кварцовому тиглі в середовищі Ar, перегрів рідини над ліквідусом на 200 град, надлишковий тиск 20 кПа, лінійна швидкість обертання мідного барабана-холодильника 27 м/с, швидкість охолодження вихідного розплаву 10^5 – 10^6 К/с).

За РД-даними (ДРОН-3, $\text{Cu}_{K\alpha}$ -випромінювання, графітовий монохроматор на дифрагованому пучку, обертання зразка, час експозиції в точці 3 с, крок сканування 0,05 град) зразки виявилися двохфазними (рис. 1).

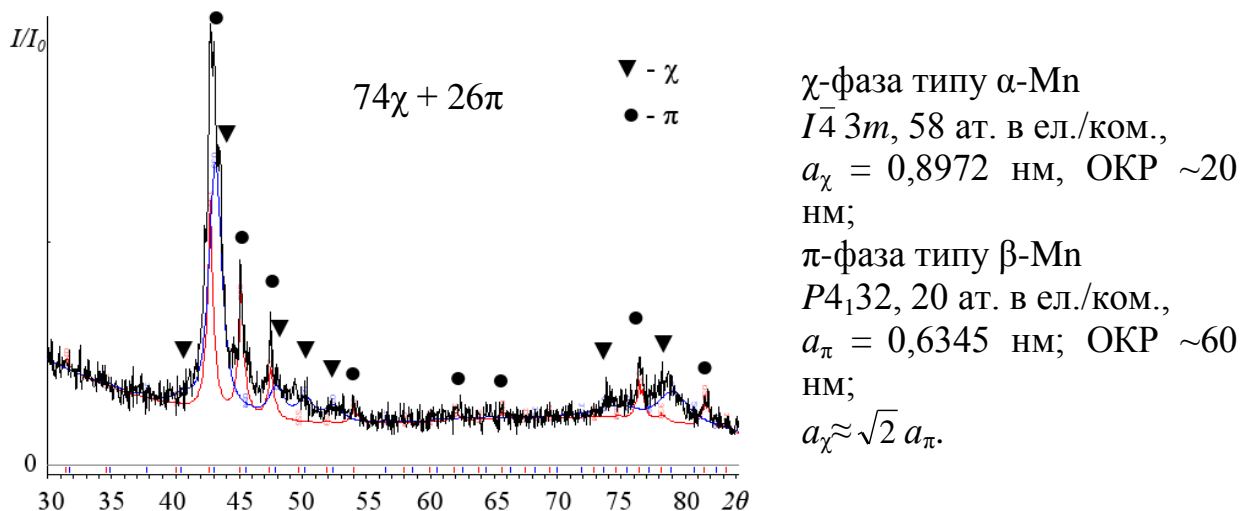


Рисунок 1 – Повнопрофільний аналіз (програмний комплекс PowderCell 2.4) картини рентгенівської дифракції від вільної поверхні спінінгової стрічки 52Fe11Mo26Cr11C

ПЕМ-методом (апаратний комплекс JEM–100СХІІ, потоншення вихідних спінінгованих стрічок іонами Ar зі сторони контактної поверхні, стала приладау 32,3) серед інших в зразку знайдено ділянки, яким відповідає суперпозиція точкових та кільцевих картин мікродифракції (рис. 2, а), які

за міжплощинними відстанями можуть бути проіндиційованими в рефлексах обох Mn-подібних фаз, однак з урахуванням кутів між відповідними кристалографічними площинами картини точкової мікродифракції однозначно відповідають саме χ -фазі (рис. 2, б). Одночасна приналежність рефлексів χ -фази картинам і точкової, і кільцевої дифракції свідчить про її існування в зразку в вигляді кристалітів різних розмірів. Відповідна мікроструктура представлена поліедрами правильної геометричної форми з ознаками перетворення в твердому стані (рис. 2, в).

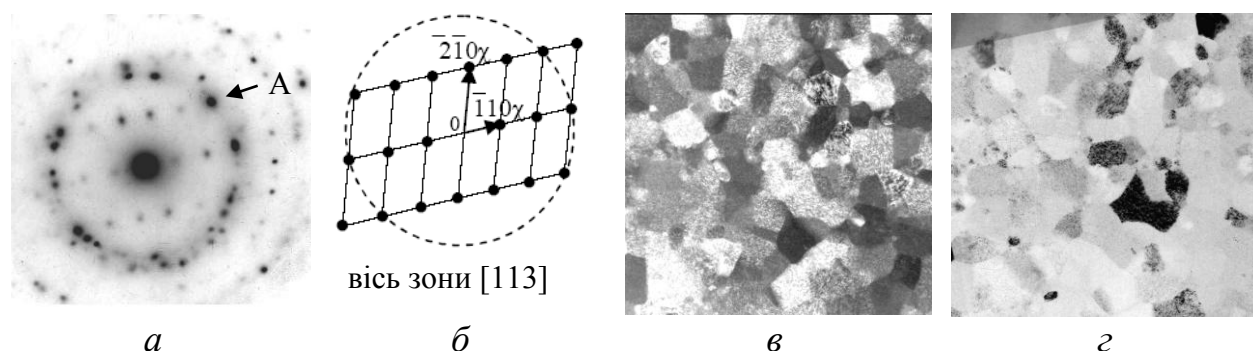


Рисунок 2 – Картини електронної дифракції спінінгованої стрічки $52\text{Fe}11\text{Mo}26\text{Cr}11\text{C}$: мікродифракція (а), схема точкової електронограми χ -фази (б), світле поле, $\times 48\ 000$ (в); темне поле в рефлексі А, $\times 48\ 000$ (г)

Темнопольне зображення в рефлексі А (рис. 2 а, г), свідчить, що контраст в полі зерна (рис. 2 в) формують кристаліти χ -фази, яка є кінцевим результатом близького до завершення (що корелює з даними рентгенівського аналізу щодо кількісного співвідношення фаз в зразку) перетворення в твердому стані в процесі охолодження первинної фази, залишкова поліедрична мікроструктура якої простежується на рис. 2 в, г. За даними [1], це π -фаза, морфологія, кристалічна структура та спосіб утворення якої в системі Fe–Mo–Cr–C досліджено в [1, 2]. Подібність до відпаленої (що здається незрозумілим зважаючи на швидкісний режим охолодження розплаву) мікроструктури π -фази в спінінгованому сплаві пояснюється конгруентним способом кристалізації, а також близькістю складу сплаву до складу фази в точці відкритого максимуму. Як і в системі Fe–Mo–C, $\pi \rightleftharpoons \chi$ перехід у системі Fe–Mo–Cr–C є бездифузійним перетворення когерентних фаз, які пов'язані певними орієнтаційними співвідношеннями.

ЛІТЕРАТУРА

1. Великанова Т.А. Особливості ПЕМ-ідентифікації Mn-подібних фаз в сплавах системи Fe–Mo–Cr–C / Т. А. Великанова, М. В. Карпець, А.В.Котко, С.О. Баланецький, О.М. Заславський // *Матеріали V Міжнародн. научно-технич. конф. „Перспективні технології, матеріали і обладнання в литейному виробництві”, 21-25 сент. 2015 г., г. Краматорск, Україна, 2015.– С. 38–39.*

2. Velikanova, T.A.. *Stable High-Temperature 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.](https://doi.org/10.1007/s11106-017-9861-0)

ОСОБЛИВОСТІ КОНСТРУКЦІЇ ПРОМІЖНИХ КОВШІВ, ЩО ВИКОРИСТОВУЮТЬСЯ В УМОВАХ МЕТАЛУРГІЙНИХ МІКРОЗАВОДІВ

Верзілов О. П. (м. Київ, ФТІМС НАНУ)

Сучасна металургія розвивається в умовах постійного росту вимог до якості металопродукції при цьому в останні роки спостерігається тенденція до створення металургійних заводів з малим об'ємом річного виробництва [1]. Заводи з річним виробництвом до 200 тис. тон, а зазвичай менше 80 тис. тон на рік, які працюють за стратегією виробництва металопродукції з високою доданою вартістю, мають невелику кількість технологічного обладнання та у яких операції позапічної обробки сталі перенесені на ділянку розливання називаються металургійними мікро-заводами. При цьому проміжний ківш МБЛЗ або МНБЛЗ зазнає значних конструктивних змін, які є вимушеними та пояснюються необхідністю рафінування металу та його підігріву [2].

Виробництво і розливання сталі невеликими партіями дозволяє скорегувати систему технологічних операцій стосовно до конкретного мікрозаводу і споживача. Наприклад, при певних умовах доведення сталі по температурі, хімічному складу і якості можна здійснювати безпосередньо в двокамерному проміжному ковші (рис. 1) [3].

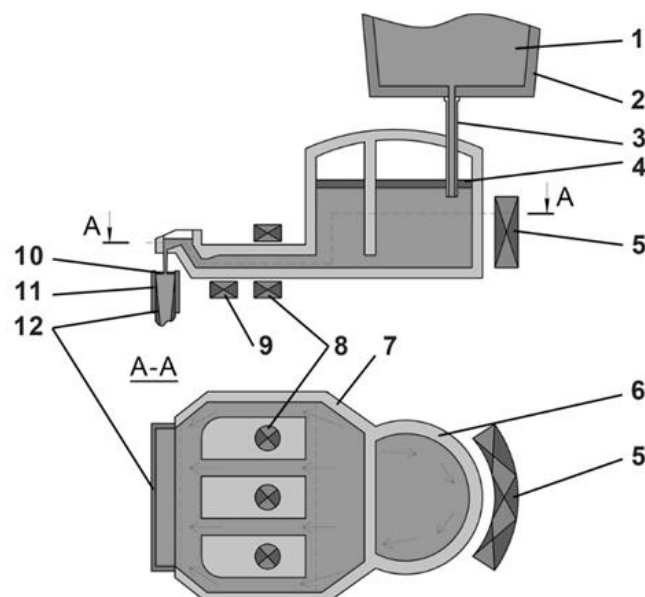


Рисунок 1 – Загальний вигляд двокамерного магнітодинамічного проміжного ковша для мікрозаводу із застосуванням додаткових пристроїв, що реалізують комплекс електромагнітних дій: 1 – рідкий метал; 2 – сталерозливний ківш; 3 – захисна труба, що з'єднує розливний і проміжний ковші; 4 – покривний шлак; 5 – електромагнітний перемішувач для обертального руху металу в горизонтальній площині; 6 – камера для доведення сталі; 7 – індукційна частина промковша; 8 – індуктори для підігріву сталі; 9 – електромагніт для управління рухом розливу; 10 – шлакоутворююча суміш; 11 – кристалізатор МБЛЗ; 12 – твердіюча заготовка

Інтенсивне видалення неметалевих включень досягається шляхом обробки сталі в спеціальній камері, яка має електромагнітний пристрій для надання розплаву обертового руху в горизонтальній площині. При цьому досягається інтенсивне примусове перемішування рідкої ванни і її усереднення за температурою та хімічним складом, коагуляція неметалевих включень і їх зміщення в осьову зону і спливання догори в зону шлаку, ефективно засвоєння феросплавів і модифікаторів при їх введенні в рідку ванну, подрібнення бульбашок газу, що рафінує(аргону) і суттєве збільшення часу їх спливання. При використанні камери з обертанням сталі досягається скорочення вмісту великих (20 мкм і більше) неметалевих включень у 4–5 разів.

Найважливішим елементом такої технологічної схеми розливання є управління витратою металу, що подається в кристалізатор МБЛЗ або МПНЛЗ, за допомогою індуктора і електромагніта малонапінним струменем.

На відміну від традиційних схем розливання, розроблений пристрій забезпечує заливку сталі в кристалізатор малонапінним струменем, що запобігає проникненню металу вглиб заготовки. Не менш важливою технологічною перевагою лиття за допомогою спеціальних електромагнітних систем є можливість рівномірного наповнення кристалізатора з урахуванням його геометричної конфігурації.

Оскільки в процесі доведення сталі в першій камері спостерігається падіння температури стали нижче оптимальної для розливання, в конструкції проміжного ковша передбачені індуктори для підігріву сталі безпосередньо перед заливкою в кристалізатор. Принцип роботи індукторів каналний, що забезпечує електричний і термічний КПД на рівні 90%. Потужність індукторів може становити від 250 до 1000 кВт в залежності від місткості та продуктивності проміжного ковша. Використання індукційного підігріву забезпечує як рівномірний нагрів металу у проміжному ковші, так і диференційний. Різниця між температурами на вході і виході при витримці розплаву може досягати 140 °С.

Двокамерні проміжні ковші є вкрай перспективними з огляду на розвиток металургійних мікро-заводів у світі. При цьому виникає необхідність в додаткових дослідженнях направлених на їх вдосконалення та вивчення особливостей використання.

ЛІТЕРАТУРА

1. Смирнов А. Н., Сафонов В. М., Дорохова Л. В., Цупрун А. Ю. *Металлургические мини-заводы.* – Донецк: Норд-Пресс, 2005. – 469 с.
2. Дубоделов В.И., Смирнов А.Н., Ефимова В.Г., Кравченко А.В., Верзилов А.П. *Гидродинамические и физико-химические процессы в промежуточных ковшах для непрерывного литья стали // Монография.* – Киев, Научно-производственное предприятие «Издательство «Наукова думка» НАН Украины», 2018.
3. Дубоделов В.И., Смирнов А.Н., Верзилов А.П., Кулиш Ю.Ю., Гойда Д.И. *Применение электромагнитных воздействий при непрерывной разливке стали / Процессы литья.* – 2019. – №1. – С.10–22.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТРАЕКТОРИИ ДВИЖЕНИЯ ТРАВЕРСЫ ЛИТЕЙНОГО КРАНА ПРИ ОБРЫВЕ ОДНОГО ИЗ КАНАТОВ ПОЛИСПАСТА ГЛАВНОГО ПОДЪЕМА

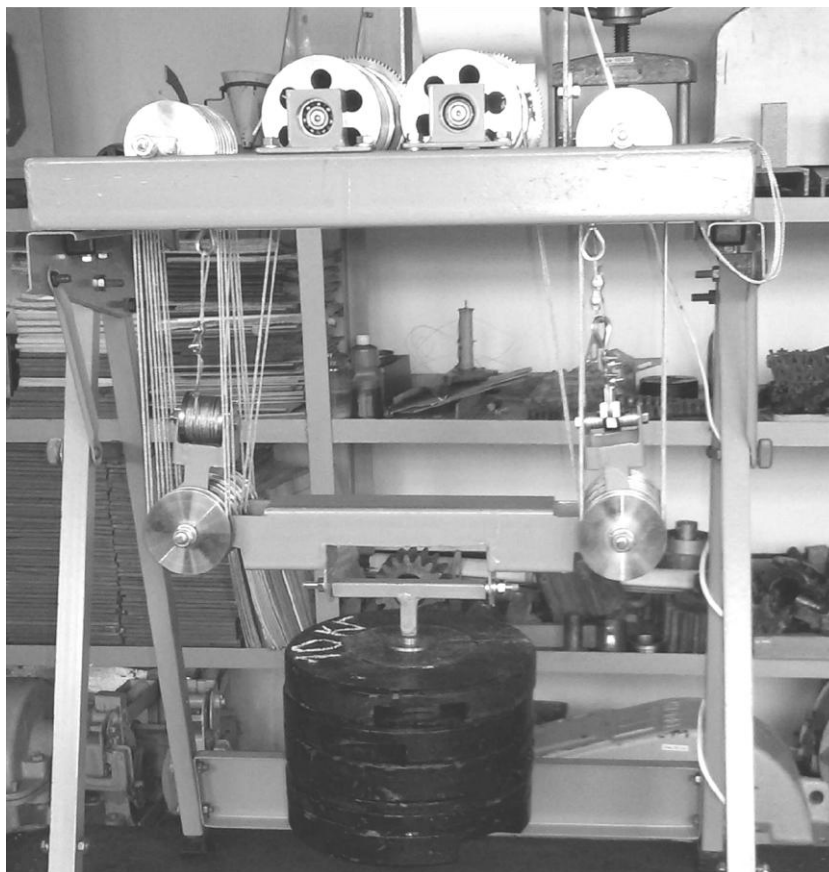
Вовненко А. Е. (г. Краматорск, ЧАО «НКМЗ»),
Дорохов Н. Ю. (г. Краматорск, ДГМА)

Анализ конструкции механизма главного подъема выявил элемент, замена конструкции которого позволит уменьшить динамические нагрузки, возникающие в процессе работы литейного крана. Таким элементом стал балансир, расположенный на траверсе.

Для решения поставленной задачи предложена новая конструкция полиспаста механизма главного подъема литейного крана с уравнивающим устройством в виде барабана, предотвращающего падения груза при обрыве одной из ветвей каната [1].

В ходе подготовки эксперимента в качестве прототипа использован литейный кран производства ЧАО «НКМЗ» грузоподъемностью 520 тонн.

Параметры экспериментальной установки на основе геометрических характеристик подобраны с масштабным коэффициентом $k=20$ (рис. 1).



*Рисунок 1 – Физическая модель механизма главного подъема
литейного крана*

Предложенная конструкция не только предотвращает падение груза при обрыве каната, а также позволяет уменьшить силу удара за счет частичного проскальзывания каната относительно уравнительного барабана с фиксацией последнего прижимным роликом. Примечательно, что такая конструкция никоим образом не увеличивает величину вертикального смещения траверсы.

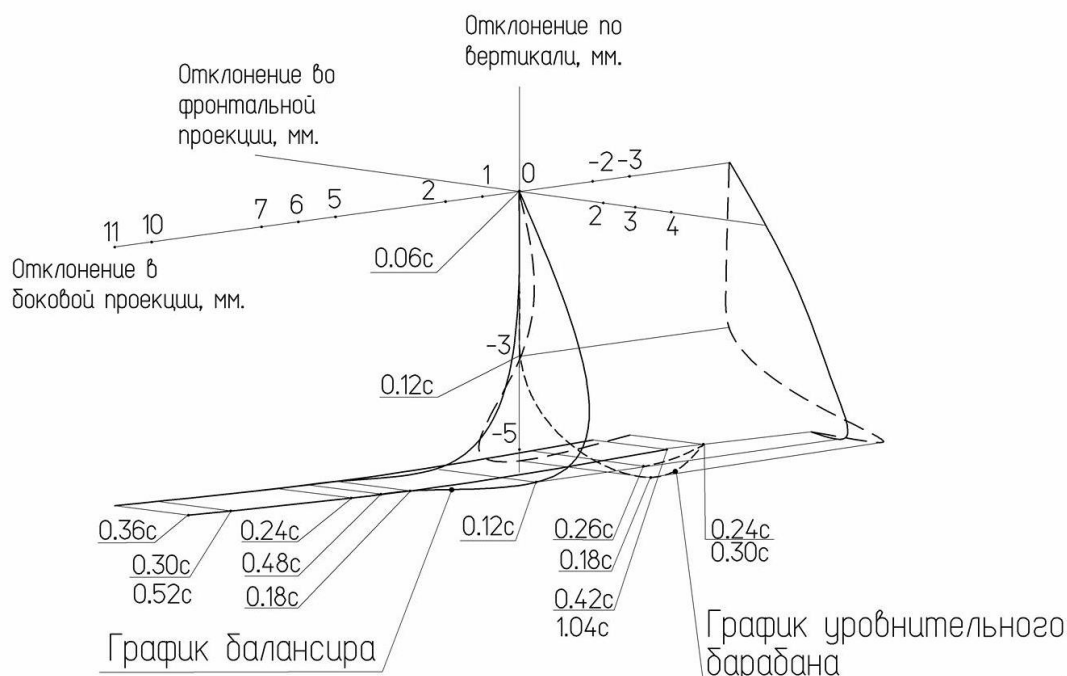


Рисунок 2 – Результаты эксперимента

По результатам эксперимента получено, что при обрыве канату с использованием балансир и уравнительного барабана происходит вертикальное смещение груза на величину 5 мм (в перерасчете на реальный кран 100 мм), отклонение от горизонтали в боковой проекции составляет $16,5^\circ$, во фронтальной $3,6^\circ$. При использовании уравнительного барабана отклонение от горизонтали в боковой и фронтальной проекции составило $5,2^\circ$. Таким образом, использование уравнительного барабана приводит к снижению угловых отклонений от горизонтали в боковой проекции на $11,3^\circ$, однако увеличивает отклонение во фронтальной проекции на $1,6^\circ$. Проведенные исследования показывают возможность использования уравнительного барабану в полиспасте главного подъема литейных кранов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Дорохов М. Ю., Вовненко О. Є. Удосконалення конструкції механізму головного підйому ливарного крана, що запобігає падінню вантажу при обриві каната // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії: збірник наукових праць. – Краматорськ: ДДМА, 2018. – № 2 (44). – С. 90-95. – ISSN 1993-8322
2. Ловейкин В.С., Нестеров А.П. Динамическая оптимизация подъемных машин. - Луганск: Изд-во СХУ, 2002. – 368 с.

ДІАГРАМА СТАНУ СИСТЕМИ Cu–Hf–Ti

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

Мідь, титан і гафній входять до складу багатокомпонентних систем, в яких отримані об'ємні аморфні сплави. Для прогнозування концентраційних областей освіти цих матеріалів необхідні моделі термодинамічних властивостей фаз, що конкурують в ході аморфного твердіння рідини і дають уявлення про характер фазових перетворень за участю відповідних розплавів. Тому метою даної роботи стала розробка термодинамічної опису системи в рамках CALPHAD-методу і розрахунки фазових перетворень за участю рідкої фази. Основою для розрахунків стали термодинамічні описи граничних подвійних систем [1-3] і дані про фазові перетворення за температур 973 і 1073 К [4] і ентальпій змішування розплавів за температури 1873 К [5].

Енергія Гіббса ІМС з областю гомогенності в подвійних і потрійних концентраційних областях, а саме Cu_5Hf , $\text{Cu}_{51}\text{Hf}_{14}$, $\text{Cu}_{10}\text{Hf}_7$, Cu_3Ti_2 , Cu_4Ti_3 і γ -фази була описана з використанням Compound Energy Formalism [6] з використанням підґраткової формули $(\text{Cu})_k:(\text{Ti}, \text{Hf})_l$. Для опису енергії Гіббса ІМС CuTi використана підґраткова формула $(\text{Cu}, \text{Ti}):(\text{Cu}, \text{Ti}, \text{Hf})$.

Отриманий термодинамічний опис системи було використано для розрахунку ізотермічних перетинів, координат чотирифазних нонваріантних рівноваг за участю рідкої фази, поверхонь ліквідусу і солідусу (рис. 1) системи.

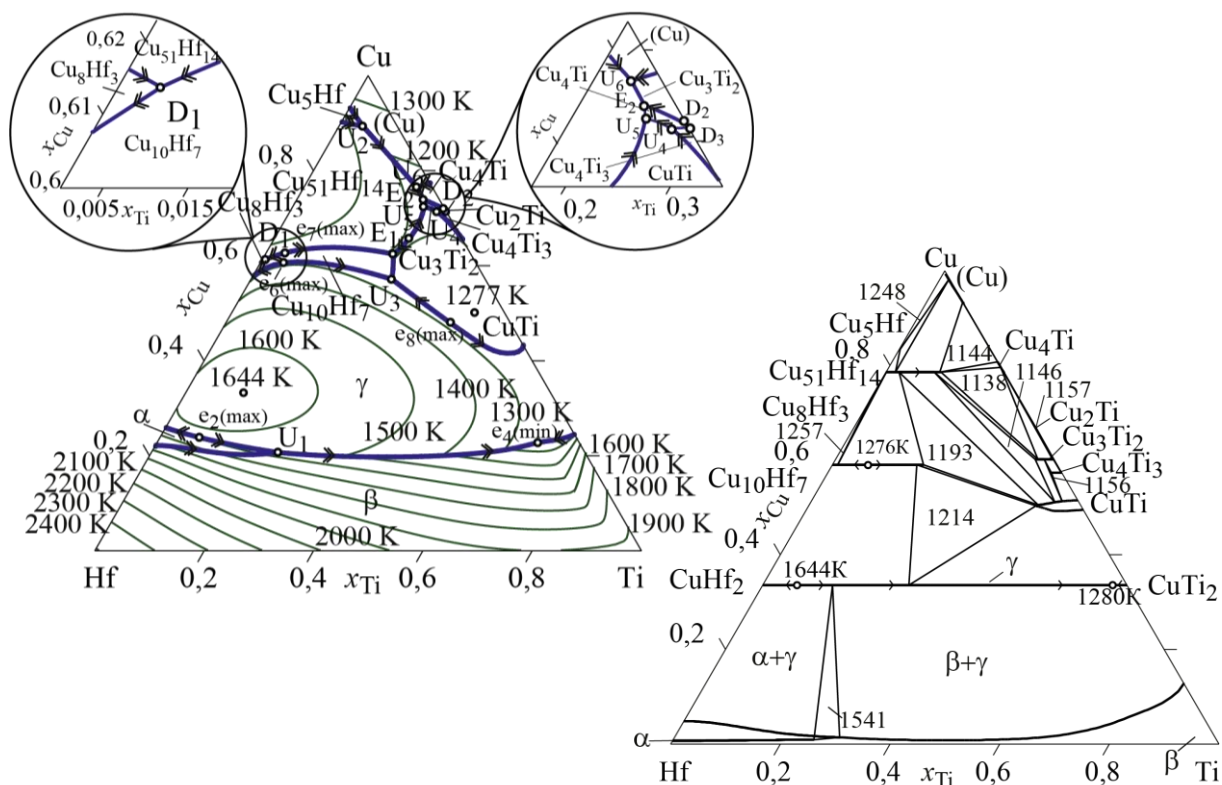


Рисунок 1 – Розраховані проєкції поверхонь ліквідусу й солідусу системи Cu–Hf–Ti

Результати розрахунків ізотермічних перетинів задовільно узгоджуються з даними роботи [4]. Згідно з результатами розрахунку поверхні ліквідусу (рис. 1), трикомпонентна рідка фаза бере участь в одинадцяти чотирифазних нонваріантних реакціях, що протікають в температурному інтервалі 1138–1541 К. Реакції з E_1 по E_2 протікають в інтервалі температур, що не перевищує 50 К. Це призводить до наявності екстремумів на моноваріантних кривих у відповідній концентраційній області. Згідно з розрахунками, температура в евтектичній точці E_2 1138 К є мінімальною температурою ліквідусу в потрійній системі. Температури цих реакцій виявляються на кілька кельвінів нижче або близькими до температур нонваріантних реакцій за участю двокомпонентної рідкої фази в системі Cu–Ti. Це призводить до утворення в області концентраційного трикутника, пов'язаної з подвійною системою Cu–Ti, обширної області, в якій поверхня ліквідусу утворює депресію. Такий характер фазових перетворень задовільно узгоджується з уявленнями про високу відносну термодинамічну стабільність металевих розплавів аморфоутворюючих систем і про перебіг низькотемпературних нонваріантних реакцій за їх участю.

З використанням отриманої термодинамічної моделі системи були спрогнозовані концентраційні області отримання швидкозагартованих і об'ємних аморфних сплавів.

ЛІТЕРАТУРА

1. Turchanin M. A., Agraval P. G., and Abdulov I. A. R. *Thermodynamic assessment of the Cu–Ti–Zr system. I. Cu–Ti system* // *Powder Metallurgy and Metal Ceramic*. – 2008. – Vol. 47, Nos. 5-6. – P. 344-360.
2. Turchanin M. A. and Agraval P. G. *Thermodynamic assessment of the copper–hafnium system* // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics* – 2008. – Vol. 47, Nos. 3-4 – P. 223-233.
3. Bittermann, H. *Critical assessment and thermodynamic calculation of the ternary system boron–hafnium–titanium (B–Hf–Ti)* / H. Bittermann, P. Rogl // *Journal of phase equilibria*. — 1997. — Vol. 18, № 1. — P. 24–47.
4. Liu, J. L. *Experimental investigation on phase equilibria of Cu–Ti–Hf system and performance of Cu (Ti, Hf) 2 phase* / J. L. Liu, X. M. Huang, G. H. Li e.a. // *Journal of Materials Science*. – 2018. – T. 53. – №. 10. – С. 7809-7821.
5. Agraval P. G. *Mixing Enthalpies of Liquid Cu–Hf–Ti Alloys by High-Temperature Calorimetry* / P. G. Agraval, M. A. Turchanin, A. A. Vodopyanova and L.A. Dreval // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics* – 2018. – Vol. 59, Nos. 5–6 – P.121–127.
6. Hillert M. *The compound energy formalism* // *J. All. Compounds*. – 2001. – Vol. 320, No. 2. – P. 161-176.

МОДЕЛЮВАННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ УМОВ ОТРИМАННЯ ОБ'ЄМНИХ АМОРФНИХ СПЛАВІВ

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

Інтерес до розплавів системи Cu–Ti–Hf обумовлений можливістю отримання на їх основі аморфних сплавів. Науковою основою для отримання подібних матеріалів є моделювання метастабільних фазових перетворень, що протікають в ході аморфного твердіння фаз та моделювання технологічних умов охолодження. В рамках термодинамічного підходу і розрахунку в рамках CALPHAD-методу метастабільних фазових перетворень за участю переохолоджених рідких сплавів в роботі [1] були прогнозовані концентраційні інтервали отримання об'ємних аморфних сплавів системи Cu–Ti–Hf. Отримані результати розрахунків задовільно узгоджуються з експериментальною інформацією про склади об'ємних аморфних сплавів в даній системі. Тому метою цієї роботи є розробка технологічних умов отримання об'ємних аморфних сплавів системи Cu–Ti–Hf.

Завданням роботи був розрахунок швидкості охолодження сплаву системи Cu–Ti–Hf еквіатомного складу у мідному водоохолоджуваному кокілі, за близьких до умов одержання об'ємних аморфних сплавів [2]. Для моделювання процесів охолодження і кристалізації сплаву необхідно сформулювати початковий набір даних для сплаву еквіатомного розплаву складу $\text{Cu}_{33,3}\text{Ti}_{33,3}\text{Hf}_{33,3}$. Температури ліквідуса і солідуса були прийняті відповідно до результатів розрахунку за термодинамічним описом системи Cu–Ti–Hf [3]. Теплофізичні властивості твердої фази сплаву розраховані від температури 300 К до температури солідусу 1305 К за правилом Неймана-Коппа. Розрахунок коефіцієнтів теплопровідності і щільності рідкого металу виконаний за правилом Неймана-Коппа від температури ліквідусу до температури 1900 К. Розрахунок теплоємності рідкого сплаву виконаний із залученням параметрів моделі асоційованого розчину, одержаних в роботі [4]. Теплота кристалізації сплаву розрахована з використанням термодинамічного опису системи Cu–Ti–Hf [3] і складає $Q_{\text{cr}} = 336$ кДж/кг. Дані для чистих міді, титану та гафнію прийняті відповідно до [5].

Для розрахунку швидкості охолодження сплаву була розроблена модель виливки «Конус» в формі циліндричного конуса, рис. 1, а. Розміри виливки обрані з урахуванням розмірів зразків об'ємних аморфних сплавів [2]. Товщина стінок мідного кокілю і піддону складала 10 мм. Зібрані під заливку частини кокілю були поміщені в воду з температурою 20°C. При виконанні розрахунків вважали, що в модельній області знаходиться 1,834 кг міді, 0,94 кг води та заливається 292 г сплаву. Заливка сплаву здійснювалася зверху з індукційної комірки установки левітаційної плавки. Рідкий сплав під час заливки мав температуру 1873 К.

Результати розрахунку температури охолодження металу виливки «Конус» в програмі Novacast&Solid наведені на рис. 1, б. Температура сплаву при моделюванні фіксувалася при допомозі віртуальних термопар, розміщених в порожніх частинах виливка. Відповідно до результатів розрахунків найбільш інтенсивне охолодження розплаву спостерігається для нижньої частини виливка, яка є найменш масивною і граничить не тільки зі стінками кокілю, але й з піддоном.

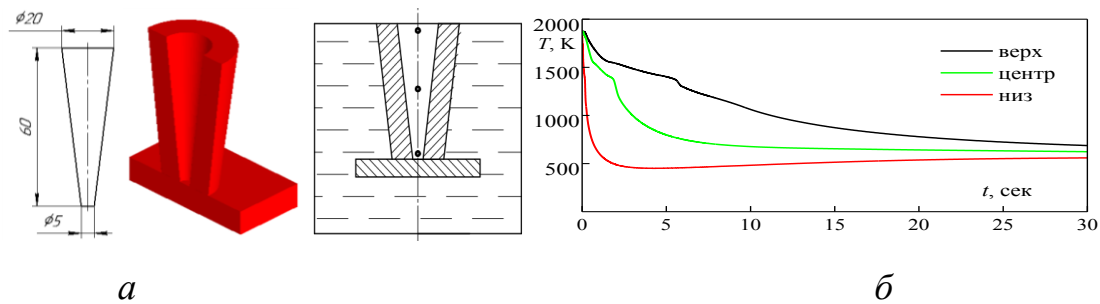


Рисунок 1 – Модельна система виливки «Конус» (а) та зміна температури (б) при охолодженні розплаву $\text{Cu}_{33,3}\text{Ti}_{33,3}\text{Hf}_{33,3}$ в мідному водоохолоджуваному коклі за показаннями термопар, розміщених в верху, в центрі і внизу виливки «Конус»

Найменш інтенсивне охолодження розплаву спостерігається для верхньої частини виливка. На температурних кривих від термопар верху та центру можна відмітити злами, які пов'язані з тепловими процесами, що перебігають при твердненні сплаву.

Дані про зміну температури виливка були використані для розрахунку швидкостей охолодження сплаву. Розрахунок здійснювався шляхом чисельного диференціювання. Максимальна миттєва швидкість охолодження досягається в нижній частині виливка «Конус» і становить $dT/dt_{\max} = 4000 \text{ K/c}$ (максимум швидкості охолодження металу виливка), в центральній частині виливка – $dT/dt_{\max} = 550 \text{ K/c}$, у верхній частині виливка – $dT/dt_{\max} = 350 \text{ K/c}$. Середня швидкість охолодження в нижній частині для інтервалу часу $0 \dots 1 \text{ c}$ становить $\Delta T/\Delta t_{\text{ср}} = 1300 \text{ K/c}$; в центральній частині – $\Delta T/\Delta t_{\text{ср}} = 390 \text{ K/c}$, у верхній частині – $\Delta T/\Delta t_{\text{ср}} = 260 \text{ K/c}$. Як було зазначено у [2], мінімальні необхідні швидкості охолодження розплаву для формування об'ємного аморфного сплаву становлять $10 \dots 100 \text{ K/c}$. Таким чином, розраховані швидкості охолодження розплаву виливка «Конус» задовольняють цим умовам у кожній із його частин, тобто по всій висоті коклію. Враховуючі це, можна припустити, що еквіатомний сплав $\text{Cu}_{33,3}\text{Ti}_{33,3}\text{Hf}_{33,3}$ можна отримати в об'ємному аморфному стані товщиною до 20 мм.

ЛІТЕРАТУРА

- 1 M. A. Turchanin, P. G. Agraval, T. Ya. Velikanova and A. A. Vodopyanova Prediction of glass formation composition ranges for multicomponent melts in the framework of the CALPHAD method / Powder Metallurgy and Metal Ceramics – 2018. – Vol. 57, Nos. 1–2 – P.57–70.
- 2 Inoue, A. High strength bulk amorphous alloys with low critical cooling rates (overview) / A. Inoue // Materials Transactions, JIM. – 1995. – Vol. 36, № 7. – P. 866–875.
3. Турчанін М. А., Агравал П. Г., Водоп'янова Г.О. Термодинамічне моделювання фазових рівноваг в системі Cu-Hf-Ti // Современныe проблемы физического материаловедения. Труды Института пробл. материаловедения им. И. Н. Францевича НАНУ. Серия «Физико-химические основы технологии порошковых материалов». – Киев, 2017. – №26 – С. 236–241.
- 4 Турчанін М. А., Агравал П. Г., Водоп'янова А.А. Термодинамические свойства многокомпонентных аморфообразующих жидких сплавов // Укр. Хім. Жур. –2018. – Т.84, № 5 – С. 34–49.
- 5 Зиновьев, В. Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах / В.Е. Зиновьев–1989. – 384с.

ВЗАЄМОДІЯ КОМПОНЕНТІВ У РІДКИХ СПЛАВАХ СИСТЕМИ Ni–Ti–Hf

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

Рідкі сплави системи Ni–Ti–Hf є перспективними об'єктами досліджень, спрямованих на розробку і отримання швидкозагартованих і об'ємних аморфних сплавів. Аналіз взаємодії компонентів в них необхідний для ефективного вирішення завдань прикладного матеріалознавства. Тому метою цієї роботи є дослідження термодинамічних функцій змішування сплавів системи Ni–Ti–Hf.

Парціальні ентальпії змішування титану і гафнію були досліджені калориметричним методом за 1873 К для перерізів $x_{Ni}/x_{Hf} = 3/1$ ($x_{Ti} = 0-0,64$) і $x_{Ni}/x_{Ti} = 3/1$ ($x_{Hf} = 0-0,57$) [1]. Ці дані слугували основою для розрахунку інтегральної ентальпії змішування розплавів на всьому концентраційному трикутнику. На рис. 1 суцільними лініями показані ізолінії інтегральної ентальпії змішування розплавів, розраховані за експериментальними даними з використанням рівняння Муджиану-Редліха-Кістера (МРК).

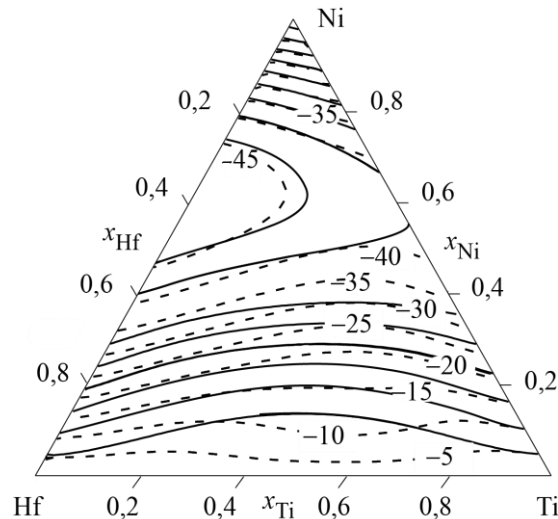


Рисунок 1 – Інтегральна ентальпія змішування $\Delta_m H$ (кДж/моль) розплавів системи Ni–Ti–Hf за 1873 К, розрахована відповідно до МРК [1] (суцільні лінії) і в рамках МАР (штрихові лінії)

Як випливає з рис. 1, функція $\Delta_m H$ демонструє від'ємні значення у всьому інтервалі складів. Аналіз представлених даних дозволяє говорити про домінуючу роль парних взаємодій Ni–Hf і Ni–Ti, що приводять до від'ємних значень $\Delta_m H$ в потрійних розплавах. Так як в розплавах даної системи спостерігається сильна міжчастинкова взаємодія різносортих атомів, то це дозволяє використовувати модель асоційованого розчину (МАР) для опису їх термодинамічних властивостей. Для моделювання термодинамічних функцій

змішування рідких сплавів системи Ni–Ti–Hf в рамках МАР були використані параметри термодинамічних моделей, які описують термодинамічні властивості розплавів граничних двокомпонентних систем: система Ni–Ti – $\Delta_{as}H_{Ni3Ti} = -207,3$ кДж/моль, $\Delta_{as}S_{Ni3Ti} = -71,17$ Дж/(моль·К), $\Delta_{as}H_{NiTi} = -98,6$ кДж/моль, $\Delta_{as}S_{NiTi} = -24,16$ Дж/(моль·К) [2]; система Ni–Hf – $\Delta_{as}H_{Ni3Hf} = -282,6$ кДж/моль, $\Delta_{as}S_{Ni3Hf} = -127,1$ Дж/(моль·К), $\Delta_{as}H_{NiHf} = -133,8$ кДж/моль, $\Delta_{as}S_{Ni3Hf} = -53,9$ Дж/(моль·К) [3]. Термодинамічні властивості розплавів системи Ti–Hf були описані з використанням параметра $L_{Ti-Hf} = -4993,5 — 7,10316T$ Дж/моль [4]. Результати розрахунків показали, що задовільний опис експериментальних даних про інтегральну ентальпію змішування трикомпонентних розплавів може бути отриманий з використанням параметрів $L_{Ni} = -203,6$ кДж/моль, $L_{Ti} = 450,7$ кДж/моль та $L_{Hf} = -850$ кДж/моль, які враховують потрібну взаємодію компонентів в розплаві. Ізолінії функції $\Delta_m H$, розраховані з використанням МАР показані на рис. 1 штриховими лініями, які демонструють задовільний опис даної функції. Наведені вище параметри дозволили розрахувати інші термодинамічні функції змішування потрібних рідких сплавів. На рис. 2 показані результати розрахунку надлишкової енергії Гіббса $\Delta_m G^{ex}$ за 1873 К. Ця функція демонструє від'ємні значення у всьому інтервалі складів. Від'ємні значення надлишкової енергії Гіббса $\Delta_m G^{ex}$ свідчать про стабілізацію рідкої фази при її утворенні з чистих компонентів. Даний факт задовільно узгоджується з високою схильністю розплавів системи Ni–Ti–Hf до аморфізації. Мінімальне значення функції $\Delta_m G$ знаходиться в області потрібних сплавів, що вказує на високу термодинамічну стабільність рідкої фази.

Зміщення мінімального значення функції в область потрібних розплавів свідчить про істотний внесок конфігураційної складової в сумарну термодинамічну стабільність розплаву.

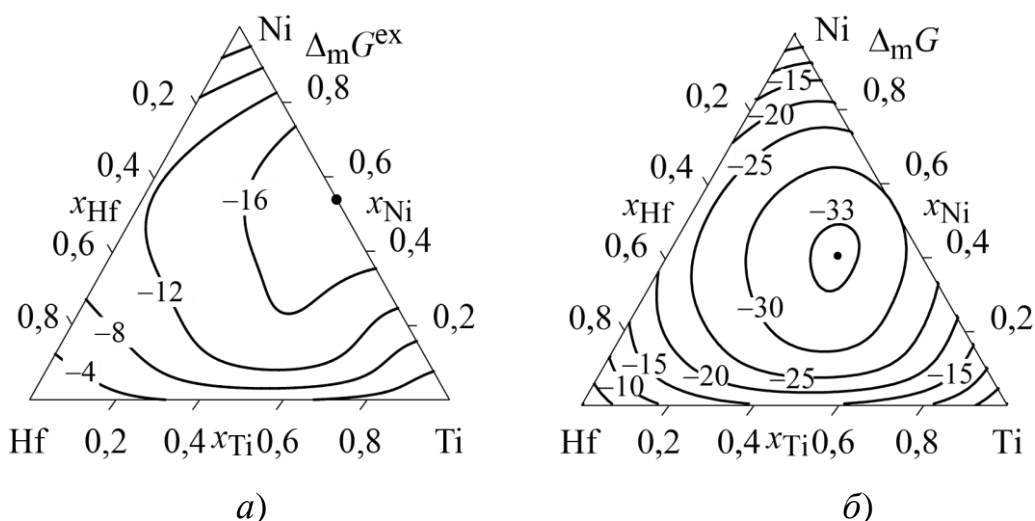


Рисунок 2 – Термодинамічні функції змішування розплавів системи Ni–Ti–Hf, розраховані в рамках МАР за 1873 К: а) $\Delta_m G^{ex}$, кДж/моль; б) $\Delta_m G$, кДж/моль

ЛІТЕРАТУРА

1. Anna Vodopyanova, Liya Dreval, Pavel Agraval, Mikhail Turchanin *Investigation of the components interaction in the liquid glass-forming Ni–Ti–Hf alloys // New techn. achiev. in metallurgy, mat. eng. prod. eng.* – 2017. – Series Monografie Nr.68, Vol. 1 – P. 88–91.

2. П.Г. Агравал, А.Р. Абдулов, Л.А. Древаль, М.А. и др. Термодинамическое моделирование стабильных и метастабильных фазовых превращений в системе Ni–Ti // *Вестник ДГМА.* – 2011. – № 4(25). – С. 6–13.

3. М.А. Турчанин, П.Г. Агравал. Расчет метастабильных фазовых равновесий с участием переохлажденной жидкости и оценка концентрационных интервалов аморфизации расплавов систем (Co, Ni, Cu)–IVA–металл // *Фізико–хімія конденсованих систем і міжфазних границь: Збірник наукових праць.* – К.: Видавничо–поліграфічний центр „Київський університет», 2003. – С. 134–141.

4. H. Bittermann, P. Rogl *Critical assessment and thermodynamic calculation of the ternary system boron-hafnium-titanium (B–Hf–Ti) // Journal of phase equilibria.* – 1997. – Vol. 18, № 1. – P. 24–47.

ІНДУКЦІЙНІ ТИГЕЛЬНІ ПЕЧІ

Волощук К. В., Островерхова К. В., Костик К. О.
(м. Харків, НТУ «ХПІ»)

Індукційні тигельні печі широко застосовуються в промисловості для плавки чорних і кольорових металів як на повітрі, так і у вакуумі і в захисних атмосферах. В даний час використовуються печі ємністю від десятків грам до десятків тон. Індукційні тигельні печі застосовують, головним чином, для плавки високоякісних сталей та інших спеціальних сплавів, які вимагають особливої чистоти, однорідності і точності хімічного складу, що недосяжно при плавці в полум'яних і дугових печах. Тому метою даної роботи є вивчення особливостей застосування індукційних тигельних печей.

Розгляд питання показав, що в даний час індукційні тигельні печі підвищеної і промислової частоти широко застосовують для плавки звичайних важких і легких кольорових металів та їх сплавів у виробництвах з періодичним режимом роботи та широким асортиментом виплавляємих сплавів, а також для плавки сильно забрудненої шихти з великим вмістом стружки або сплавів, які потребують модифікування, оскільки в каналних печах наявність каналів ускладнює перевод печей плавки з одного сплаву на інший, і в той же час флюси і модифікуючі солі, а також брудна дрібна шихта сприяє заростанню каналів. В роботі детально вивчені і відзначені основні переваги і недоліки індукційних тигельних печей. При цьому відзначено, що інтенсивна електродинамічна циркуляція розплаву в тиглі, що забезпечує швидке плавлення дрібної шихти і відходів, швидке вирівнювання температури по об'єму ванни і відсутність місцевих перегрівів, гарантує отримання багатоконпонентних сплавів, однорідних за хімічним складом.

Вивчення цього питання дозволяє зробити висновок, що індукційні тигельні печі як плавильні пристрої володіють великими перевагами, найважливіші з яких є можливість отримання досить чистих металів і сплавів точно заданого складу, стабільність властивостей одержуваного металу, малий угар металу і легувальних елементів, висока продуктивність, можливість повної автоматизації, хороші умови праці обслуговуючого персоналу, мала ступінь забруднення навколишнього середовища.

ОСОБЛИВОСТІ ВИГОТОВЛЕННЯ АЛЮМІНІЄВИХ ЛІГАТУР ІЗ ВИСОКИМ ВМІСТОМ ТУГОПЛАВКИХ ТА ВИСОКОРЕАКЦІЙНИХ КОМПОНЕНТІВ

Ворон М. М., Матвієць Є. О. (м. Київ, ФТІМС НАНУ)

У сучасному світі постійно спостерігається тенденція до підвищення рівня властивостей і експлуатаційних характеристик різних матеріалів. Для таких відомих та найбільш розповсюджених матеріалів, як сталь, чавун, алюмінієві і титанові сплави, все частіше застосовують різні види модифікування, здатні ефективно вплинути на структуру і властивості сплавів. Джерелом модифікаторів, як відомо, часто виступають лігатури.

Для алюмінієвих сплавів, як відомо, постійно ведеться робота, присвячена мікролегуванню і модифікуванню широкого ряду композицій. Деякі модифікатори і добавки здатні забезпечувати комплексний вплив на структурно-фазовий стан сплавів і широкий ряд експлуатаційних характеристик.

Добре відомими та ефективними модифікаторами для алюмінієвих сплавів є Ti, Zr, V, TiB₂, Ce, Sc, Sr і деякі інші [1, 2]. Наряду з класичними модифікаторами, останнім часом велика увага приділяється введенню до складу алюмінієвих сплавів таких тугоплавких і високореакційних елементів як Mo, Hf і Nb, які здатні значно підвищити жароміцність і опір повзучості алюмінієвих сплавів на ряду з подрібненням мікроструктури і підвищенням міцності [1, 3].

Існуючі дослідження по введенню тугоплавких елементів до складу алюмінієвих сплавів демонструють перспективи промислового впровадження таких ідей, але при цьому залишається труднощі введення подібних добавок і їх засвоєння. На сьогоднішній день практично не існує ефективних методів отримання лігатур на основі алюмінію з тугоплавкими і високореакційного металами. Найвні технології, що застосовуються для отримання лігатур систем Al-Ti, Al-Zr і Al-V можуть дозволити отримати аналоги з вмістом молібдену або гафнію на рівні 1% мас [4, 5].

У ФТІМС НАН України була розроблена технологія одержання лігатур систем Al-Ti, Al-Zr, Al-V, Al-Mo і Al-Hf з вмістом більш тугоплавкого компонента на рівні 5-15% мас. Зміст молібдену і гафнію, станом на зараз, знаходиться на рівні 10% мас., і наразі ведуться роботи з відпрацювання режимів для забезпечення стабільного змісту цих елементів на рівні 10% мас.

В основі методу лежить електронно-променева ливарна технологія, тому лігатуру можна отримувати у вигляді виливків різного виду - прутка, чушки, штанги, «шоколадки» та ін.

Розміри модифікуючи фаз, що утворюються в литий лігатурі, знаходяться в межах 3–20 мкм. Такі розміри є більш ніж прийнятними для застосування лігатури в вихідному литому стані.

Виробництво такої продукції має ряд специфічних особливостей, які ускладнюють її одержання. В умовах електронно-променевої ливарної

технології здійснюється перегрів алюмінію до 1100–1300 °С, що призводить до його інтенсивного випаровування та, як наслідок, погіршення керованості процесу. Плавка невеликих об'ємів має значно меншу точність хімічного складу кінцевого продукту. Також важливу роль відіграє швидкість охолодження металу у формі, тому застосування мідних та/або водо охолоджуваних форм є дуже бажаним. При цьому, експериментально було доведено, що мідні форми схильні до розмивання та утворення приварів. Важливим також є те, що фазовий склад лігатур більшою мірою залежить від швидкості охолодження та меншою – від хімічного складу, а розміри структурних складових – навпаки, якщо оцінювати модифікуючи фази.

ЛІТЕРАТУРА

1. Белов Н.А., Алибин А.Н. Перспективные алюминиевые сплавы с повышенной жаропрочностью для арматуростроения как возможная альтернатива сталям и чугунам // *Материалы в машиностроении*. - №2 (65). – 2010. – С. 50-54.
2. Золотаревский В.С., Белов Н.А., *Металловедение литейных алюминиевых сплавов*. – М.: МИСиС. – 2005. – 376 с.
3. Alessandro Morri et al. Mo Addition to the A354 (Al–Si–Cu–Mg) Casting Alloy: Effects on Microstructure and Mechanical Properties at Room and High Temperature // *Metals*. – 2018. – № 8. – P. 1-18.
4. Патент РФ RU2232827, C22C1/03; C22C21/00, C22F3/00; 20.07.2004.
5. Патент РФ RU2448181, C22C1/02; C22C21/00, C22C35/00; 20.04.2012.

ВЫБОР РАЦИОНАЛЬНОГО СОСТАВА НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ДЛЯ ШТАМПОВОГО ИНСТРУМЕНТА

Голуб Д. М. (г. Краматорск, ДГМА)

Металл рабочих поверхностей штампов, выполняющих разделительные операции, должен обладать высокой износостойкостью при достаточно высокой прочности и пластичности.

На повышение стойкости штампового инструмента для холодной штамповки существенное влияние оказывает легирование сталей активными карбидообразующими элементами вольфрамом и ванадием, образующими твердые карбиды.

Наибольшее количество избыточных карбидов и карбидов при отпуске содержится в сплавах X2B2ФМ и 8X4ГCB4Ф. В сталях X2B2ФМ и 8X4ГCB4Ф наблюдается равномерное распределение карбидов по сечению образца. При низком отпуске увеличение содержания карбидов в закаленном металле происходит в основном, вследствие связывания в карбиды цементитного типа.

При одной и той же температуре отпуска сталь содержащая большое количество карбидов проявляет также более высокую твердость. Увеличение содержания карбидов при отпуске стали вызывает снижение ее твердости.

Остаточный аустенит в сталях возмещает, в известных пределах, увеличение объема, создаваемое образованием мартенсита и в этом проявляется его положительное влияние. Однако остаточный аустенит вследствие превращений снижает прочность сталей при ударных нагрузках.

При температурах отпуска, обеспечивающих получение рабочей твердости, в стали 8X4ГCB4Ф содержится 2...7 % остаточного аустенита. Это способствует стабилизации прочностных свойств стали при ударных нагрузках и улучшению ее шлифуемости.

По условиям работы наплавленный металл, предназначенный для штампов, выполняющих разделительные операции в рабочем состоянии должен обладать повышенной твердостью (более 54 HRC) и хорошей закаливается.

Комплексно легированные стали X2B2ФМ, 8X4ГCB4Ф, 7X3ГCM и 7XГ2BФМ получают максимальную твердость при закалке с температуры 900 °С. Лучшие по закаливаемости являются стали У8, X2B2ФМ и 8X4ГCB4Ф.

Наиболее высокая стойкость установлена при испытании инструмента, наплавленного металлом типа 8X4ГCB4Ф. Высокую стойкость проявляет также инструмент, наплавленный сталями X2B2ФМ и 7X3ГCM.

С учетом сравнительных оценок различных штамповых сталей для изготовления вырубных штампов рационально применять электроды, обеспечивающие получение металла наплавки, соответствующего составу 8X4ГCB4Ф.

Применение стали 8X4ГCB4Ф для наплавки штампового инструмента, выполняющего разделительные операции, позволит значительно увеличить срок службы штампов при их многократном использовании под наплавку.

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ ЛЕГУВАННЯ МЕТАЛУ МАНГАНОМ НА СТАДІЯХ ДУГОВОГО ПРОЦЕСУ ЗВАРЮВАННЯ

Гринь О. Г., Жаріков С. В. (м. Краматорськ, ДДМА),
Трембач І. О. (м. Краматорськ, ПрАТ «НКМЗ», ДДМА), Гайворонський О. О.,
Дудинський О. Д. (м. Краматорськ, ДДМА)

Відомо, що осердя самозахисного порошкового дроту (СПД) складається з 30 % шлако-газоутворюючих компонентів, а решта припадає на металічні порошки, тому питомий опір цієї композиції має велике значення. Це є причиною того, що зварювальний струм проходить, переважно, по перетину металеві оболонки порошкового дроту і сприяє відставанню плавлення осердя. Таке явище зменшує частку шихти осердя дроту, що приймає участь в металургійних процесах які протікають на стадії утворення електродної каплі.

Авторами досліджено закономірності легування електродних капель манганом при плавленні СПД. Визначалась участь складу осердя в легуванні електродних капель за величиною рівномірності плавлення дроту. Сутність оцінки рівномірності плавлення полягає в тому, що плавлення дроту виконується з фіксованою величиною вильоту, після затухання дугового розряду замірюють внутрішній діаметр дроту, діаметр виступу і відстань від торця дроту до перетину вимірювання діаметра виступу, а оцінку рівномірності плавлення розраховують за виразом:

$$A = \frac{l}{l'} \cdot \frac{D - d}{D},$$

де l – довжина оплавленого виступу осердя порошкового дроту після затухання дугового розряду;

l' – довжина оплавленого виступу осердя від торця порошкового дроту до перетину вимірювання діаметра виступу d ;

D – внутрішній діаметр порошкового дроту;

d – діаметр виступу оплавленого осердя порошкового дроту на довжині l' .

Отримані математичні залежності відповідно до яких участь шихти осердя дротів рутил-карбонатно-флюоритового типу складає в металургійних процесах (40–43) %.

Дослідження закономірності переходу Mn з шихти осердя в метал електродних капель здійснювали плавленням СПД по поверхні рухомої пластини, при цьому краплі ловились у воду і просушувались. Виконувались заміри товщини стінки пустотілих крапель та визначалась відносна поверхня їх в залежності від діаметру крапель. Аналіз крапель показав, що на використаних режимах більша частина крапель знаходиться в межах (3–5) мм. Діаметр краплі характеризує відносну величину поверхні, яка визначається відношенням поверхні краплі до об'єму її металу. При збільшенні діаметра крапель відносна поверхня їх зменшується. Для переходу мангану зі шлакової фази до металу краплі важливим є збільшення відносної площі

взаємодії контактуючих поверхонь на межі шлак-метал. Проведений кількісний хімічний аналіз шлаку з поверхні краплі і металу крапель дає підстави стверджувати, що чим більша відносна поверхня краплі і частка оплавленого осердя при мінімальному вмісті в осерді карбонатів, тим більше перехід легуючого компонента на стадії електродних крапель.

Отримано рівняння для розрахунку концентрації Mn в електродних краплях при наплавленні СПД, які містять від 2 до 11% Mn в шихті осердя при коефіцієнті заповнення 0,27–0,3.

Для дослідження легування металу зварного шва проводився кількісний аналіз, відповідні результати якого наведені в табл.1.

Таблиця 1 – Результати хімічного аналізу

Вміст мангану, %			
В оболонці	У краплі на торці електроду	В окремій краплі	У металі наплавки
0,54	0,65–0,7	0,9–0,96	1,4–1,44

Аналіз проводився на квантиметрі ДФС-10м в дуговому режимі при струмі 1,6 А. Для аналізу вибирались торці оплавлених дротів з однаковим діаметром крапель та без крапель. Визначався вміст Mn в краплях, що пройшли дуговий проміжок, в наплавленому металі та оболонці дроту.

Дані таблиці свідчать про те, що під час оплавлення оболонки манган повністю окислюється, а наступне легування металу краплі відбувається за рахунок взаємодії його з оплавленою частиною осердя дроту. Збільшення часу цієї взаємодії підвищує перехід Mn. Цим пояснюється збільшення рівня легування металу крапель які пройшли через дуговий проміжок.

Отримані результати досліджень дають можливість прогнозувати рівень переходу мангану до металу зварного шва.

МЕТОДОЛОГІЧНІ ОСНОВИ СИНТЕЗУ ОРГАНІЗАЦІЙНО-ТЕХНІЧНИХ СИСТЕМ УПРАВЛІННЯ ЯКІСТЮ ВИРОБНИЦТВА В МАШИНОБУДУВАННІ

Даценко І. П., Мірненко В. І., (м. Київ, НУОУ ім. І. Черняховського),
Самарай В. П. (м. Київ, НТУУ «КПІ» ім. І. Сікорського),
Клонцак М. К. (м. Київ, НУОУ ім. І. Черняховського)

Останні десятиліття велика кількість машинобудівельних підприємств України виходить на світовий ринок зі своєю продукцією, яка за своїми технічними та експлуатаційними властивостями в деяких випадках є унікальною і якій немає аналогів. Але досвід експлуатації даної техніки свідчить що за рівнем якості виготовлення вона назавжди відповідає світовим стандартам. Це пов'язано з тим що промислові підприємства держави відстають у своєму технологічному та технічному оснащенні. Ця тенденція також стосується і систем управління якістю на виробництві.

У нашій державі діють міжнародні стандарти в галузі управління якістю серії ISO 9001 редакції 2015 року. Відповідно до законодавства всі промислові підприємства України, які орієнтуються на випуск якісної продукції повинні будувати на виробництві систему управління якістю відповідно до даних стандартів.

Але як свідчить аналіз систем управління якістю на машинобудівельних підприємствах вони не змінювались декілька десятиліть. Всі зміни в більшості формальні навидь на тих підприємствах, які отримали сертифікати ISO 9001.

Зважаючи на вищезазначена виникає нагальна науково-прикладна проблема синтезу організаційно-технічних систем управління якістю виробництва у машинобудуванні.

Загальна концепція методологічних основ синтезу організаційно-технічних систем управління якістю виробництва ґрунтується на принципах системного підходу та включає в себе декілька етапів.

Вихідними даними для синтезу є опис існуючої системи виробництва, наявної системи управління якістю та фактичні дані щодо якості готової продукції.

На другому етапі проводиться функціональний та параметричний аналіз системи управління якістю, виконується декомпозиція та здійснюється морфологічний опис системи. Потім будується прогностично-діагностична модель формування якісних властивостей продукції. За результатами вищезазначених заходів пропонується обрис перспективної організаційно-технічної системи управління якістю виробництва у машинобудуванні.

На третьому етапі здійснюється дослідження функціонування організаційно-технічної системи управління якістю виробництва. Суть якого полягає в імітаційному моделюванні процесі які проходять в системі. За результатами узагальнюються отримані результати та проводиться їхня оцінка, після

чого будується математична модель функціонування організаційно-технічної системи управління якістю виробництва.

На четвертому етапі уточняється будова та властивості запропонованої організаційно-технічної системи управління якістю виробництва. Причому здійснюється коректування функціональних та параметричних властивостей системи, визначаються вимоги до методів та способів контролю якості продукції, уточняється структура та зв'язки в системі та в кінцевому вигляді пропонується організаційно-технічна система управління якістю виробництва в машинобудуванні.

На заключному етапі розробляються рекомендації щодо впровадження отриманих результатів в практику виробництва, які дозволять підвищити ефективність функціонування організаційно-технічної системи управління якістю.

Застосування запропонованого методологічного підходу при модернізації виробництва в машинобудуванні дозволить обґрунтувати раціональні рішення щодо синтезу організаційно-технічної системи управління якістю виробництва та в кінцевому результаті дозволить випускати машинобудівельним підприємствам конкурентно здатну продукцію високої якості, яка відповідає світовим стандартам.

ПРИСТРОЇ ГАСІННЯ КОЛИВАНЬ У МАШИНОБУДУВАННІ. ІСТОРІЯ ТА ПЕРСПЕКТИВИ РОЗВИТКУ

Дорохов М. Ю., Шевцов Є. О. (м. Краматорськ, ДДМА)

Проблема зменшення рівня коливань конструкцій виникає в різних областях техніки: промисловість і цивільне будівництво, важке, транспортне і енергетичне машинобудування, приладобудування й ін.

У багатьох випадках вона зв'язана з необхідністю підвищення міцності і зниження матеріалоемності конструкції, однак не менш важливі і такі аспекти проблеми як виконання технологічних вимог пропонованих умовами експлуатації, і захист людей від шкідливого впливу вібрації. Актуальність проблеми безперервно зростає у зв'язку зі збільшенням розмірів конструкції, підвищенням швидкохідності машин, підвищеними вимогами до санітарних і технологічних вимог до допустимих рівнів коливань.

У наш час відомі різні методи і пристрої боротьби з недопустимими коливаннями конструкції, зокрема, балансування і урівноваження машин, які є джерелом динамічних навантажень, зміна міцносних і інерційних параметрів конструкцій, в меті відбудова від резонансу, підвищення демпфуючих властивостей шляхом використання матеріалів конструкцій з високою поглинаючою властивістю, наприклад спеціальні покриття, застосування віброізоляції і різних гасителів коливань.

Таким чином динамічні гасителі мають широку область застосування і як самостійний засіб, і як частину загальної системи віброзахисту. Подальший розвиток теорії гасителів може йти по двом напрямам. Перше зв'язане з поглибленням теорії розрахунку, заснованому на більш детальному вивченні і правильному відображенні характеру динамічних впливів і особливостей розрахункових схем конструкцій які захищаються, дослідження внутрішньої динаміки гасителів вирішення багатокритеріальних задач оптимізації їхніх параметрів

При цьому залишається актуальною також задача про зниження чутливості гасителів до деякої неминучої нестабільності даних

Другий напрям це сумісне використання гасителів і інших засобів віброзахисту, створення комбінованих засобів віброзахисту і розробка їх теорії. Наприклад: моделювання вібраційних процесів в підйомно-транспортних машинах, їх дослідження, та розробка гасителів які не дозволяють новій системі увійти в резонанс

ЛІТЕРАТУРА

1. Гайдамака, В. Ф. Грузоподъемные машины / В. Ф. Гайдамака. – К. : Выща школа, 1989. – 328 с.
2. Казак, С. А. Динамика мостовых кранов / С. А. Казак. – М. : Машиностроение, 1967. – 331 с
3. Дорохов, Н. Ю. Динамическое гашение колебаний мостовых кранов с применением волновых цепных передач : дис. ... канд. техн. Наук : 05.05.05 : защищена 22.05.07 : утв. 27.08.07 / Дорохов Николай Юрьевич. – Харьков, 2007. – 111 с.

ГЛОБАЛЬНОЕ ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО РАСТЕТ

Дорошенко В. С. (г. Киев, ФТИМС НАНУ)

В 2017 г. мировое производство отливок увеличилось до 109,8 млн т, что на 5,3 % больше 2016 года [1]. Эти почти 110 млн т металлоотливок получены при росте за год на 5,5 млн т. Такой темп роста наступил после двух лет роста менее чем на полпроцента. Из 33 стран, по данным за последние два года, 25 сообщили о расширении годовых объемов литья. Среди 10 ведущих стран по общему объему производства в России был самый высокий рост в 2017 г. с увеличением производства на 8,3 %. Китай увеличил общий объем производства на 2 млн т до 49,4 млн т, США увеличили тоннаж на 4 %, а Индия – на 6,2 %. Объем литья из чугуна увеличился, из серого чугуна – на 6 %, из высокопрочного чугуна – на 3,8 %, а из стали – на 6 % и из алюминия – на 6,7 %. Объем производства отливок в России в 2017 г. 4,25 млн т [2] (рис. 1).

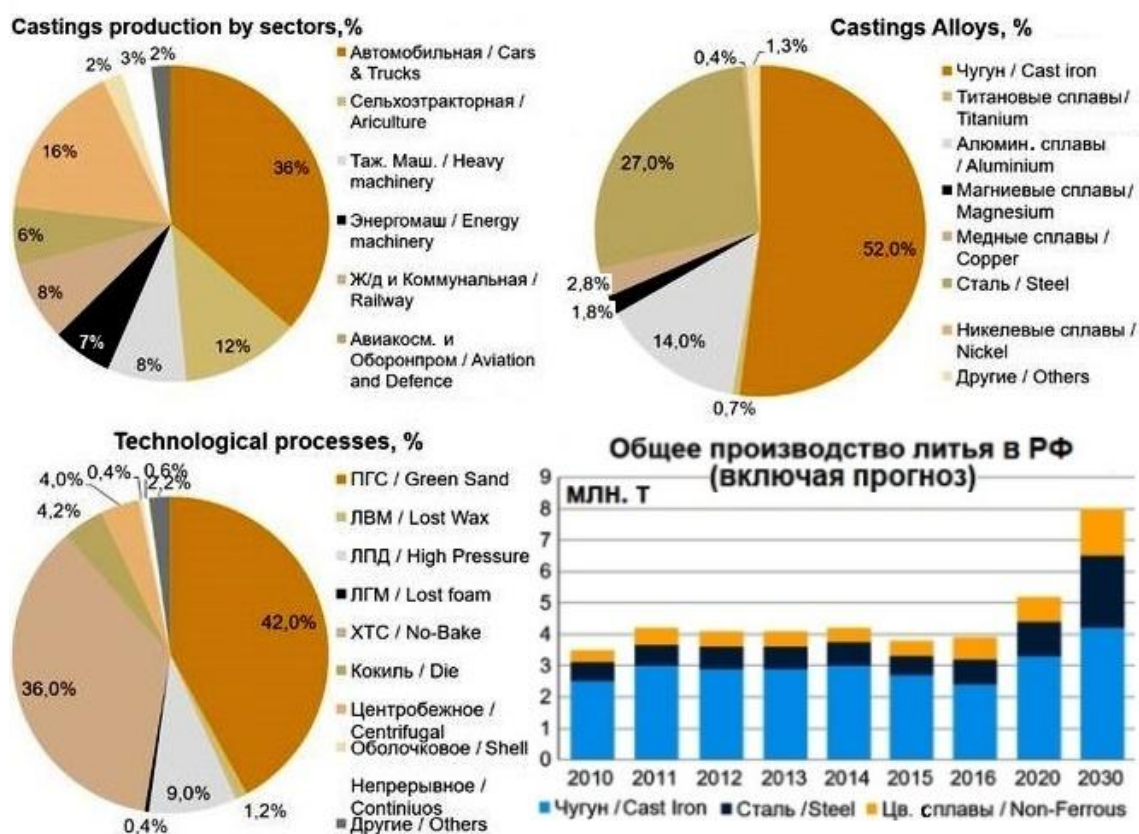


Рисунок 1 – Литейное производство России в 2017 г. и прогноз на 2020/2030 [2]

ЛИТЕРАТУРА

1. Global Casting Production Expands // Global Casting Magazine. – 2019. – V. 9, № 1. – P. 28–30.
2. Dibrov I. Tendencies of development in the Russian foundry industry. 30.05.2019. URL: <https://www.foundry-planet.com/news/corporate-news/detail-view/tendencies-of-development-in-the-russian-foundry-industry-2019/>

СХЕМЫ ОХЛАЖДЕНИЯ ПРИ ДОПОЛНЕНИИ ЛИТЬЯ ЧУГУНА И СТАЛИ ПРОЦЕССОМ ТЕРМООБРАБОТКИ (ЛТО-ПРОЦЕСС)

Дорошенко В. С. (г. Киев, ФТИМС НАНУ)

В развитие способов регулируемого охлаждения отливки после затвердевания ее в песчаной форме предложено совмещение литья с термообработкой (ТО), которое можно назвать ЛТО-процессом; в пат. Украины 123731, 131581 (2018) акцент сделан на ТО – изотермической закалке чугуна типа ADI, состоящей из четырех стадий: 1) аустенизация при температуре 850–1000 °С, 2) закалка до температуры бейнитного превращения (за <10 с, скорость охлаждения зависит от легирующих элементов), 3) изотермическая выдержка при 250–450 °С, 4) охлаждение до комнатной температуры. При ЛТО экономится время и энергозатраты путем извлечения горячей чугунной или стальной отливки (при температуре аустенитного состояния, без стадии 1 для традиционной ТО) из песчаной формы. А затем горячую отливку закалывают согласно 2–4 стадий, исключая перлитное и мартенситное превращения.

Схемы охлаждения для некоторых традиционно применяемых видов ТО показаны на рис. [1, 2]. Такие виды ТО предложены для взаимодополнения с процессами литья. Наиболее удобный для ЛТО – процесс литья в песчаных вакуумируемых формах, песок из которых легко высыпается после прекращения вакуумирования, не препятствуя удалению отливки из формы.

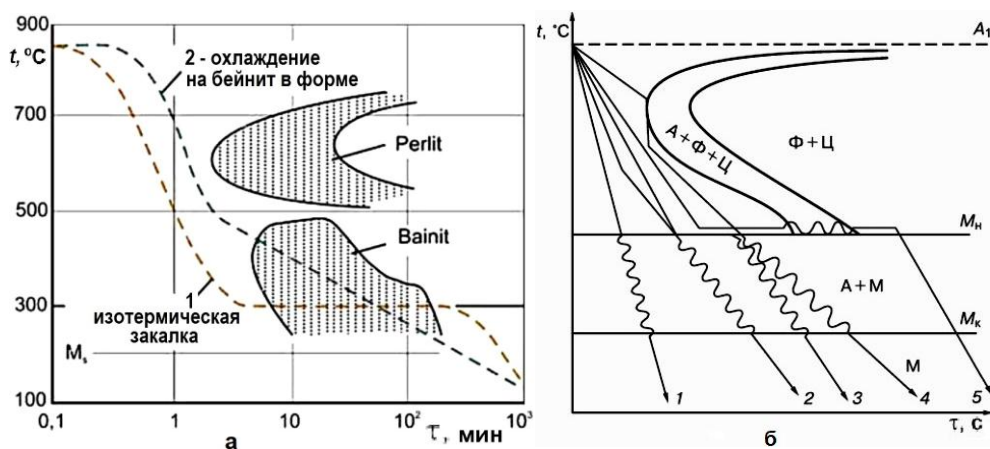


Рисунок 1 – Схемы охлаждения: а – при изотермической закалке и охлаждении графитизированных чугунов в форме [1], б – при различных способах закалки стали [2]: 1 – непрерывная закалка в одном охладителе; 2 – прерывистая закалка в двух средах; 3 – ступенчатая закалка; 4 – идеальный режим охлаждения; 5 – изотермическая закалка; Ф – феррит; А – аустенит; Ц – цементит; М – мартенсит

ЛИТЕРАТУРА

1. Gabrisova Z., Brusilova A. *Tepelne spracovanie: navody na cvicenia*. – Bratislava: SPEKTRUM STU, 2019. – 134 s.
2. Жарский И. М. и др. *Материаловедение: учебное пособие*. – Минск: Вышэйшая школа, 2015. – 557 с.

ПРО ЗАЛЕЖНІСТЬ ТЕПЛОПРОВІДНОСТІ ТА ГАЗОПРОВІДНОСТІ ФОРМУВАЛЬНОГО ПІСКУ ВІД ЙОГО ВОЛОГОСТІ

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

Відома закономірність впливу добавки води до кварцового піску на коефіцієнт теплопровідності λ (рис. 1), де $W_{\text{відн.}}\%$ і $W_{\text{пит.}}\%$ – вологість відносна і питома. $W_{\text{відн.}}\% = [(g_{\text{в}} / (g_{\text{в}} + g_{\text{п}}))]100\%$; $W_{\text{пит.}}\% = (g_{\text{в}} / g_{\text{п}})100\%$; $g_{\text{п}}$ – вага піску, $g_{\text{в}}$ – вага води [1]. Це пояснюється, перш за все, механізмом контактної теплопровідності. Збільшення λ у суміші при малій вологості пов'язано з заповненням водою найдрібніших капілярів і пор між частинками. Тому навіть невелика кількість вологи створює багато контактних «мостів».

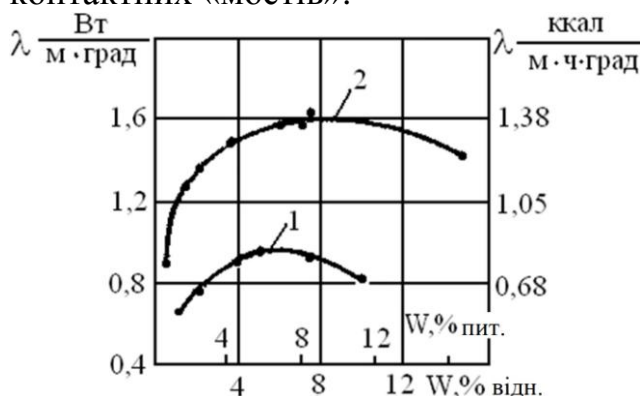


Рисунок 1 – Теплопровідність кварцового піску в сумішах з водою при об'ємній вазі суміші: 1 – $\gamma = 1230 \text{ кг/м}^3$; 2 – $\gamma = 1470 \text{ кг/м}^3$ [1]

води і повітря становить при $W_{\text{відн.}}\% = 8 - 51; 11,7; 37,3\%$, а при $W_{\text{відн.}}\% = 12 - 48,5; 17,6; 33,9\%$ відповідно [1].

Волога у піску аналогічно впливає на коефіцієнт газопроникності $K_{\text{г}}$. Теоретично вода в порах піску створює додатковий опір рухові газового потоку, внаслідок звуження живого перетину і необхідності барботації газу крізь в'язку рідину.

Однак експериментальні вимірювання (з вмістом води від ~ 5 до $\sim 70\%$ об'єму порового простору сухого піску) коефіцієнта $K_{\text{г}}$ [2] показали, що при однаковій пористості піску для газу у вологому піску при малих числах Re коефіцієнт $K_{\text{г}}$ більше, ніж в сухому. При вмісті води 40% по об'єму пор і вище продування крізь пори піску потоком повітря призводить до виносу води в верхні шари піщаного шару форми і на його поверхню зі зменшенням $K_{\text{г}}$. З припиненням подачі повітря, вода з поверхні йде, всмоктуючись в товщу піску.

При менше ніж 40% води в об'ємі пор піску течія повітря в порах є стійкою, захоплення і захлинання води не спостерігаються. При вологості менше 20% за об'ємом пористого простору $K_{\text{г}}$ не тільки не зменшується, а в змоченому середовищі стає в 1,4–1,5 стає вище, ніж в сухому [2]. Змочуванням вузьких щілин порового простору звуження живого перетину

Зниження темпу зростання λ пояснюється заповненням більших капілярів і пор з витратою більшої кількості вологи на створення «мостів». А падіння λ після максимуму пов'язано з частковим витісненням водою не тільки менш теплопровідного повітря, але і значно більш теплопровідного кварцу, а роль мостів в цей період вже вичерпується. У суміші 2, наприклад, відносний об'єм піску,

пор компенсується зміною механізмів ковзання газу по змоченим стінкам зі збільшенням гідравлічного радіуса системи каналів. Заповнення водою 20 % об'єму пор при пористості 34 % і об'ємній вазі віброущільненого сухого піску близько 1700 кг/м³ (за Шуляком В.С.) відповідає додаванню до 6,8 % води від об'єму, або 4,0 % від ваги сухого піску.

Розглянемо, як це можна використати в ливарному виробництві при застосуванні вакуумованих форм з сипкого піску, що відповідає вакуумно-плівковій формовці (V-процес) та поширеному варіанту лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ-процес, Lost Foam Casting).

У цих способах теплопровідність сухого піску нижча ніж при литті у форми з піщано-глинистої суміші по-сирому (близько 42% всього тоннажу литва у світі), що часто призводить до охолодження виливка у формі вистоюванням форм перед вибивкою на 20-22% довше. Тому технологічно доцільним є додавання води у форму з сухого піску для регулювання швидкості охолодження виливка, прискорення обігу оснастки, формувальних матеріалів та зменшення довжини конвеєрів чи площ для вистоювання залитих форм.

Важливим технологічним фактором для вакуумованих форм є газопроникність піску, в яких величина вакууму (газового розрідження) пропорційна міцності піщаних стінок. Але завдяки опору фільтрації піску ця величина знижується по глибині форми. Так, на відстані 0,35-0,40 м від вакуум-фільтрів (виконаних як правило в стінці опоки) в товщі піску величина вакууму знижується практично вдвоє. Тому для ефективного вакуумування в опоках з габаритами більше 0,8-1,0 м монтують додаткові трубчасті вакуум-фільтри, що ускладнює конструкцію оснастки і вибивку виливків.

Низький рівень фільтрації і створення перепаду тиску на границі метал форма часом призводить до обвалів, обсипання чи розмивання металом піщаних форм без зв'язуючого, або недостатнього видалення (відкачування завдяки вакууму) з форми продуктів деструкції разової моделі при ЛГМ, а також зміщення піщаних «болванів», наприклад для виливків трубопровідної арматури. Тому збільшення газопроникності до 1,5 раз оптимальним зволоженням форми перед заливанням металу в вакуумовані піщані форми - цілком доцільна операція, що одночасно здатна прискорити затвердіння металу виливка, охолодження його та покращити умови вакуумування для отримання гарантовано якісних виливків. Спосіб лиття з підвищенням газопроникності методом зволоження піску форми патентується.

ЛІТЕРАТУРА

1. Носков Б. А., Яновер Я. Д. Исследование теплофизических характеристик формовочных материалов методами регулярного режима // Известия вузов. – 1971. – № 11. – С. 147–151.
2. Ливищ Л. Д., Перник Л. М. Проницаемость влажного песка // Вестник ОГГГН РАН. – 2000. – № 5 (15). Т.1. – С. 139.
3. Шинский О. И., Дорошенко В. С., Кравченко В. П. Интенсификация теплообмена отливки с дисперсным наполнителем литейной формы при применении хладагента и вынужденной конвекции // Процессы литья. – 2009. – № 5. – С. 74–82.

О ПЕРСПЕКТИВАХ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ПРОПАНТОВ В ЛИТЕЙНО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССАХ

Дорошенко В. С. (г. Киев, ФТИМС НАНУ)

Среди новых сыпучих огнеупорных материалов В. А. Андерсоном (НТП «Кварц», Киев) описано применение пропантов для литья по газифицируемым моделям (ЛГМ) в качестве сыпучего формовочного материала высокой текучести для заполнения тонких каналов разовых моделей гидроаппаратуры. Пропант (или пропант, от англ. Propping agent – расклинивающий агент) – гранулированный материал, созданный для повышения отдачи скважин в нефтегазодобывающей технологии гидроразрыва пласта (ГРП). Пропанты алюмосиликатные (ГОСТ Р 51761–2013), магнезиально-кварцевые (ГОСТ Р 54571–2011) или др. типа закачивают в нефтяные или газовые пласты под давлением. Пропанты, имея высокую способность к проникновению сквозь скважину в трещины от ГРП, их «расклинивают» и удерживают для скачивания нефти и газа из стареющих скважин. В Украине пропанты применяют с 1950-х гг. (<http://newgas.org.ua>) для добычи углеводородов на истощенных месторождениях. Алюмосиликатный пропант – огнеупорный материал, каждая гранула которого – керамическое изделие, полученное высокотемпературным обжигом фракционированного глинозема. Для литейных форм пригодны алюмосиликатный или магнезиально-кварцевый (на основе силиката магния и кварцевого песка) пропанты насыпной плотности $\sim 1,8 \text{ г/см}^3$, сферичности 0,9 и средн. размера 0,339 мм. Последний вид пропанта получают обжигом природного серпентинита при 750–1150 °С для удаления влаги и образования форстерита, а затем выполняют помол материала с кварцполевошпатным песком, гранулирование шихты и выжигание гранул при 1200–1350 °С [1].

Высокую текучесть и проницаемость гранул пропанта в литейных процессах предложено реализовать для заполнения возможных пустот вокруг стенок разовой модели, либо отливки в контейнере литейной формы. Последний способ [2] предлагает совмещение литейного процесса с термообработкой (ТО) путем заливки металла в форму из сыпучего песка (упрочненного вакуумированием), удаления горячей отливки (из железоуглеродистых сплавов в аустенитном состоянии) после отключения вакуумирования из песка формы и ТО в виде изотермической закалки отливки. Изотермическая закалка отливки (спреерным охлаждением, в псевдооживленном слое песка или тонкостенных отливок – на воздухе) исключает в ней перлитное превращение и включает изотермическую выдержку при температуре бейнитного превращения в горячей среде пропанта, которым предложено засыпать отливку в контейнере.

По сравнению с традиционной изотермической закалкой в нагретых жидких средах в виде расплавов солей или щелочей, способных к вредным выделениям, совмещение литья и изотермической закалки с удалением горячей отливки из формы сокращает охлаждение отливки в песчаной форме и экономит

на ее нагревании до аустенитного состояния с выдержкой для аустенизации в термопечи. Удалением источника нагрева с песчаной формы также экономят на охлаждении сыпучего песка для повторного изготовления формы. Высокая текучесть гранул пропанта, нагретого до температуры бейнитного превращения (в печи или ТЕНами, помещенными в контейнер у его стенок), позволяет быстро засыпать этими гранулами отливки для изотермической выдержки в контейнере и удалять гранулы по окончании ТО. Формовочные кварцевые пески для этого имеют худшую текучесть (песчинки могут не заполнять поднутрения отливки, а после ТО оставаться в полостях отливки), а также меньшую теплопроводность, что потребует больше затрат для обеспечения изотермы нагретой сыпучей среды вокруг отливки. В какой-то мере гранулированные частицы пропанта имитируют «сухую псевдожидкость».

Кроме того, высокая газопроницаемость пропанта также полезна при ЛГМ для уменьшения «потерь» вакуума по глубине формы при заполнении пропантом тонких каналов моделей в песчаной форме или формовке целиком из пропанта, это позволяет эффективно удалить газы от деструкции модели сквозь «пропантовую» литейную форму. Повышенная проницаемость материала из огнеупорных гранул также предполагает перспективу создания металлопропантовых композитов путем протекания расплава металла на сотни миллиметров сквозь поры пропанта в контейнере под давлением на металл или засыпыванием металла вакуумированием слоя пропанта с противоположной стороны от подачи металла. Такие композиты на основе железоуглеродистых сплавов значительно уменьшат удельный вес изделия, чем монолитный сплав.

Пропант с Al_2O_3 позволит изготавливать композитные слои на абразивном металлическом инструменте, а также изготавливать отливки с поверхностями «противоскольжения» частичной пропиткой металла через тонкий или «в одну гранулу» слой пропанта (на поверхности полости песчаной формы) методом целенаправленного создания механического пригара на поверхности отливки [3]. Такой разноцветный декоративный пригар на литых дорожных люках описал Н. Д. Феклин – известный специалист в области вакуумно-пленочной формовки.

Пропантом можно заполнять газыводные каналы литейной формы от протекания сквозь них металла, гибкие матерчатые или сетчатые фильтры для вакуумирования формы, добавлять пропант в краску или песчаные «венты» для регулирования их газопроницаемости или шероховатости поверхности отливки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Патент 2613676 С1 Россия, С09К 8/80, С04В 35/20, С04В 35/62, С04В 35/64. Способ изготовления магнийсиликатного пропанта и пропант // В. Г. Пейчев и др. Оpubл. 21.03.2017, Бюл. № 9.
2. Патент 131581 Україна, МПК В22D 7/00, В22D 23/00. Спосіб виготовлення виливків з бейнітного або аусферитного залізовуглецевого сплаву (чавуну, сталі) // В. С. Дорошенко, В.О. Шинський. – Оpubл. 25.01.2019, Бюл. № 2.
3. Дорошенко В.С. Оболочковые литые конструкции с декоративным пригаром // Литво. Металургія. 2017: Матеріали ХІІІ міжнародн. науково-практич. конф. (23–25.05.2017, м. Запоріжжя). – Запоріжжя. АА Тандем. – С. 48–50.

ПРОХОДНОЙ АВТОКЛАВ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ПЕНОМОДЕЛЕЙ КАК МОДУЛЬ ЛИТЕЙНОГО КОНВЕЙЕРНОГО КОМПЛЕКСА

Дорошенко В. С. (г. Киев, ФТИМС НАНУ)

В рамках темы «Научные и технологические основы создания высокопроизводительных литейных процессов получения отливок из различных сплавов и разработка концепции литейных роторно-конвейерных комплексов» предложена концепция проходного автоклава [1] (макет – рис.1) для спекания в пресс-формах моделей для ЛГМ и др. изделий из пенополистирола (ППС).



Рисунок 1 – Макет проходного автоклава

Среди приоритетов темы – сочетание повышения производительности процесса литья, точности отливок с экологическими требованиями, улучшением условий труда при уменьшении выброса пара в помещение цеха. Автоклав имеет входной и выходной тамбуры и между ними – камеру спекания моделей, шторки которой открываются при закрытых внешних шторках этих тамбуров. Пресс-форма выходит из автоклава через тамбуры, а пар попадает в цех пониженного давления, предварительно нагревая во входном тамбуре пресс-форму. Показатели установок для спекания моделей показаны в табл. 1.

Таблица 1– Технические характеристики модельного оборудования [1]

Характеристики	Автоклав ГК-100	Автоклав ГК-400	Полуавтомат ПМ-5М	Проходной автоклав
1. Производительность ¹ , цикл/час	5÷25	5÷25	15÷25	10÷25
2. Потребляемая мощность ² , кВт·ч	16	30	≈110	30
3. Соотношение стоимости оборудования (базовая – ГК-100)	1	2,3÷2,6	7÷10	2,5÷3
4. Время переналадки на пр-во др. типоразмеров моделей, час	0	0	8÷12	0
5. Соотношение стоимости пресс-форм ³ (базовая - ГК-100)	1	1÷3	3÷5	1
6. Занимаемая площадь ⁴ , кв. м	6	8	35÷40	10

¹ – с учетом времени на задувку ППС в пресс-форму; ² – с учетом мощности подключенных к полуавтомату парогенератора, вакуумного и водного насосов, компрессора; ³ – с учетом стоимости проектирования; ⁴ – с учетом площадей под минимально необходимое технологическое оборудование (стол сборки пресс-форм, ванны охлаждения и др.).

ЛИТЕРАТУРА

1. Дорошенко В.С. Проходное оборудование конвейерных комплексов для получения пенополистирольных моделей в литейном производстве // *Промышленность в фокусе*. – 2018. – № 4. – С. 47–50.

О ПЕСКОСТРУЙНОМ ОХЛАЖДЕНИИ ОТЛИВОК ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКЕ

Дорошенко В. С., Калюжный П. Б., Левчук М. Т.
(г. Киев, ФТИМС НАНУ)

В плане развития теории и практики теплообменных процессов и структурообразования при охлаждении и кристаллизации сплава в отливке, а также создания ресурсосберегающих процессов получения литых деталей, разработан способ охлаждения при изотермической закалке чугуновой отливки в псевдооживленном (кипящем) слое песка [1]. Этот кипящий под потоком воздуха слой по скорости охлаждения находится между двумя такими процессами закалки отливки, как при контакте с маслом и водой [2]. Сухой дисперсный компонент не дает пара и продуктов горения в контакте с горячей отливкой. Это улучшает условия труда и не требует мытья отливки, как после закалки в жидкой горячей среде (например, в расплавленных щелочах или солях), а также уменьшает вероятность переохлаждения отливки по сравнению со струйной закалкой водой или кратковременным окунанием отливки в нее.

Способ [1] предполагает экономию времени и энергозатрат путем извлечения горячей отливки из вакуумируемой формы с песком без связующего, отключение вакуума от которой превращает песок в сыпучую среду. А затем горячую чугуновую отливку при температуре аустенитного состояния металла закаливают, охлаждая до температуры бейнитного превращения (минуя перлитное превращение и не достигая мартенситного), и подвергают изотермической выдержке до образования заданной структуры бейнита в металлической матрице.

В развитие способа [1] литья со встроенной термообработкой, предложен вариант регулируемого охлаждения отливки воздушно-песчаным слоем. Для случаев прилипания краски к поверхности отливки, песчаных слоев или местных зон пригара, особенно для крупных отливок и в местах подвода к ним металла, смоделирован способ закалки подачей на горячую отливку воздушно-песчаной смеси (как при пескоструйной обработке), включая использование щелевых или двух и более сопел. Отливку в пескоструйной камере могут подвешивать и вращать для равномерного быстрого охлаждения.

Пескоструйная обработка хорошо известна в литейных цехах, как, например, по способу [3], согласно которого за такой обработкой следует выдержка отливки из чугуна при температуре до 400 °С в течение 2–3 часов. Отработанный материал осыпается вниз и поступает в сепаратор, а затем снова на обработку (рис. 1). Разная степень усадки при охлаждении горячих металла и неметаллических слоев способствует легкому их отделению, что допустимо также для отливок, выбитых в аустенитном состоянии из форм из смесей по-сырому, практически всякий налет быстро удаляется струей песка с поверхности отливки вместе с ее охлаждением. Традиционные способы пескоструйной обработки в ручном режиме (рис. 1) доступны для автоматизации, в том числе с применением роботов-манипуляторов [4],

а также нескольких форсунок, обеспечивающих равномерный поток дисперсного материала вокруг отливки, регулируемого давлением воздуха, подачей песка.

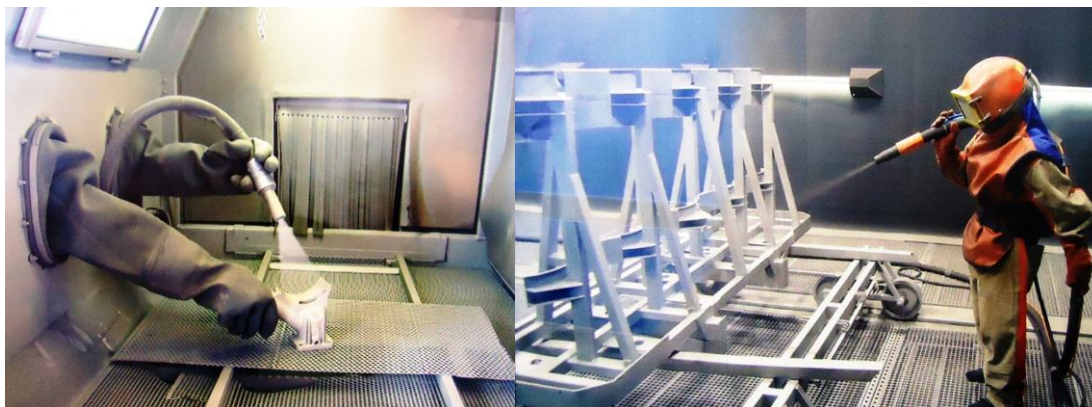


Рисунок 1– Примеры пескоструйной обработки металлоизделий в камерах разной величины

Роботы или автоматы-манипуляторы все шире применяют на участках литья, в частности, по выплавляемым и газифицируемым моделям. Причем траектории движения при типовых операциях послойной формовки будут мало отличаться от цикла операций по режиму пескоструйной термообработки-очистки. Например, операции окунания блока (кластера) разовых моделей в емкость с жидкой суспензией или краской, обсыпания его песчаной композицией в барабане и помещения в конвейерное сушило мало отличны от извлечения горячей отливки из сухого песка формы, помещения ее в камеру для закалки, а затем - в емкость для засыпки закаленной отливки нагретой песчаной средой для изотермической выдержки, на которые несложно перепрограммировать такие автоматы-манипуляторы на литейных участках.

Способы взаимодополнения литья, термообработки и очистки отливок преследуют цели сокращения продолжительности их производства, затрат на нагрев и выдержку для аустенизации отливок, присущих традиционно раздельным процессам литья и термообработки. Применение сухой песчаной среды для 2-стадийной термообработки с быстрым охлаждением и изотермической выдержкой отливок, в частности для высокопрочного и других графитизированных чугунов, также имеют новизну и не лишены преимуществ.

ЛИТЕРАТУРА

1. Патент 133701 Україна, МПК В22D 7/00, В22D 23/00, В22D 27/04, С21D 5/02, С21D 1/20. Спосіб виготовлення виливків з ізотермічно загартованого бейнітного чавуну // В. С. Дорошенко, П. Б. Калюжний, В.О. Шинський. – Опубл. 25.04.2019, Бюл. № 8.
2. Гуляев А.П. *Металловедение*. 6-е изд. - М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
3. Патент 68163 Україна, МПК А47J 27/00, А47J 37/00, С21D 1/00, С21D 5/00. Спосіб виготовлення чавунного посуду // Ю. М. Згібнев. – Опубл. 12.03.2012, Бюл. № 5.
4. Дорошенко В.С., Гнатуш В. А. Скільки ливарних машин випускають у світі та як застосовують роботи у ливарних процесах? // *Промышленность в фокусе*. 2019. № 5. – С. 40–44.

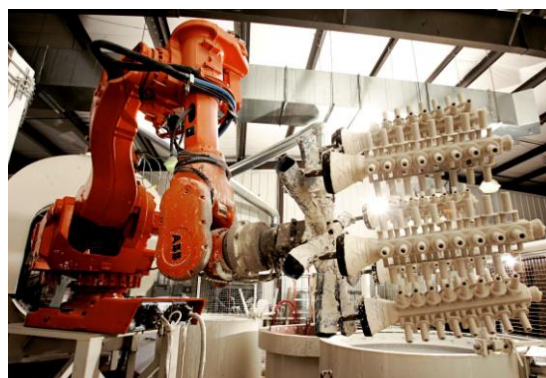
МОДУЛЬНАЯ КОМПЛЕКТАЦИЯ ЛИТЕЙНЫХ КОНВЕЙЕРНЫХ КОМПЛЕКСОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ РОБОТОВ

Дорошенко В. С., Смолянская В. Ф. (г. Киев, ФТИМС НАНУ)

В плане исследовательской работы «Научные и технологические основы создания высокопроизводительных литейных процессов и разработка концепции литейных роторно-конвейерных комплексов (РКК)» провели обзор тенденции расширения применения роботов в литейном производстве [1]. Среди различных видов роботов самыми востребованными являются автоматические манипуляционные промышленные роботы (рис. 1).



а



б



в



г



д

*Рисунок 1 – Примеры применения роботов на литейных участках:
а – нанесение жидкого покрытия на разовые модели; б – вращение модельных кустов во избежание подтеков; в – заливка металлом керамических оболочковых форм; г – заливка форм по ЛГМ-процессу;
д – удаление заусенцев на отливках*

На рис. 1, *а* (фото из открытых источников Интернета) на заднем плане за манипулятором фирмы АBB видно роторный барабан для нанесения сухого компонента на модельные кластеры путем вращения роботом модельных кустов в полости барабана, а слева видно два (нижний и верхний) конвейера сушила, на которые робот подвешивает кусты для сушки [2]. Технология литья по газифицируемым моделям (ЛГМ) с использованием робота (рис. 1, *г*) подробнее описана в работе [3].

Термическая печь с вращающимся подом компании CAN-ENG Furnaces International Limited, США (<http://www.can-eng.com>) и загрузка роботом такой печи отливками в 3 ряда показаны на рис. 2. Хотя применение таких трехрядных печей описано на сайте этой компании для термообработки алюминиевых отливок с нагревом не выше 500–550 °С, подобные печи пригодны и для изотермической выдержки отливок из железоуглеродистых сплавов в пределах температур 350–450 °С. Для этой цели термическая печь с вращающимся подом (как роторным модулем) показана в схеме литейного РКК в работе [4].



Рисунок 2 – Термическая печь с вращающимся подом и загрузка роботом такой печи отливками в 3 ряда

В зависимости от типа литья рынок литейных роботов обычно разделяют на четыре категории: литье в песчаные формы, литье под давлением, гравитационное литье и ЛГМ-процесс. А основываясь на отрасли конечного использования, рынок роботов делят на пять сегментов в соответствии с видом промышленности: автомобильная, металлургическая, полупроводниковая, телекоммуникационная, аэрокосмическая и оборонная [5]. Роботы недалекого будущего позволят заменить человека на большинстве основных и вспомогательных операциях производства, способствуя автоматизации технологических процессов в различных отраслях промышленности, в частности, в литейно-металлургической отрасли с присущими ей элементами опасных и вредных производственных условий труда в горячих цехах.

ЛИТЕРАТУРА

1. Дорошенко В.С. Комплектация роботами конвейерных и роторно-конвейерных линий литейного производства // *Литье Украины*. – №6. С. 21–23.
2. *Shell-O-Matic automates Franklin bronze foundry*. URL: <https://www.shellomatic.com/automates-franklin-bronze-foundry/>
3. Дорошенко В.С. Литье по газифицируемым моделям с кристаллизацией металла под давлением // *Литейное производство*. – 2016. – № 1. – С. 25–28.
4. Дорошенко В.С. Концепция роторно-конвейерного комплекса для литья по газифицируемым моделям и термообработки отливок // *Металл и литье Украины*. – 2019. – № 1–2. – С. 31–40.
5. *Metal Casting Robots Market – Global Industry Analysis, Size, Share, Growth, Trends, and Forecast 2018-2026*. URL: <https://www.transparencymarketresearch.com/metal-casting-robots-market.html>

ВЛИЯНИЕ ПЕРЕМЕННОГО ГАЗОВОГО ДАВЛЕНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ОТЛИВОК ИЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Si

Доценко Ю. В., Селиверстов В. Ю., Доценко Н. В. (г. Днепр, НМетАУ)

Физико-механические свойства литого металла зависят от целого ряда факторов различной значимости [1]. Поэтому разработка достаточно универсальных технологических процессов, направленных на снижение непроизводительных потерь металла с одной стороны, и на повышение его качества – с другой, неизменно является актуальной задачей технологов и исследователей.

Наиболее высокие и стабильные по сечению отливок свойства обычно достигаются при получении однородной и мелкозернистой структуры [2]. Чем мельче размеры первичных кристаллов, тем выше ряд важных эксплуатационных и технологических свойств отливок. Поэтому литейщики чаще всего стремятся к получению наиболее мелкозернистой и однородной структуры металла [3].

Одним из наиболее распространенных средств достижения этой цели является модифицирование [4]. Кроме того, к методам активного воздействия на формирование структуры слитков и отливок можно отнести процессы, связанные с применением давления, введения в расплав упругих колебаний, воздействия концентрированными источниками энергии. При этом, указанные процессы обладают, в том числе, определенной технологической спецификой, имеют свои достоинства и недостатки.

Эффективный способ изменения морфологии кристаллизующихся фаз – их затвердевание в резко неравновесных условиях. При этом создаются условия для измельчения зерна, значительного расширения растворимости в твердом состоянии, подавления роста грубых включений первичных интерметаллидов.

Одним из эффективных способов воздействия на кристаллизующийся металл является, в частности, газодинамическое воздействие [5–8]. При осуществлении такого процесса к моменту начала подачи газа на поверхности рабочей полости литейной формы должен сформироваться слой твердого сплава такой толщины, который может обеспечить герметичность системы вплоть до полного затвердевания отливки.

В лаборатории современных материалов Ариэльского университетского центра (Израиль) совместно со специалистами кафедры литейного производства Национальной металлургической академии Украины были проведены исследования влияния переменного газового давления на структурообразование металла отливок из сплава А356. Результаты лабораторных исследований показали повышение механических свойств литого металла и снижение пористости цилиндрических отливок из сплава А356 диаметром 50 мм и высотой 100 мм. В порядок технологических операций изготовления отливки были включены следующие этапы: проведение рафинирования (препарат DEGASAL T 200, введение в рабочую полость формы устройства для подачи

газа оригинальной конструкции, выдержка отливки с устройством в течение заданного промежутка времени, подача газа (аргона) с начальными показателями давления 0,15–0,2 МПа, последующее наращивание давления до 1,3–1,4 МПа и выдержка под давлением до полного затвердевания отливки. Приведенные данные свидетельствуют о том, что в результате газодинамического воздействия удалось измельчить структурные составляющие, в результате чего увеличились на 20–25% пластические свойства литого металла и на 8–12 % увеличилась его плотность. Таким образом, газодинамическое воздействие на затвердевающий металл позволяет добиться эффекта модифицирования, который может быть значительно усилен вводом в расплав дополнительных центров кристаллизации в виде соответствующих традиционных модификаторов либо нанокристаллических порошков, полученных методами механохимии. При этом возможно снижение количества расходуемого модификатора.

ЛИТЕРАТУРА

1. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов / Л.Ф. Мондольфо. - Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1979. – 640 с.
2. Ларионов Г.В. Вторичный алюминий / Г.В. Ларионов. – М.: Металлургия, 1967. – 271 с.
3. Немененок Б.М. Теория и практика комплексного модифицирования силуминов / Б.М. Немененок. – Мн.: Технопринт, 1999. – 272 с.
4. 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.
5. 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: Системні технології. - 2007. – Том 10. – С. 25 – 35.
6. 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.
7. Калиниченко А.С., Бергманн Г.В. Управляемое направленное затвердевание и лазерная обработка: теория и практика / А.С. Калиниченко, Г.В. Бергманн. – Мн.: Технопринт, 2001. – 367 с.
8. 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.

МОДЕЛЮВАННЯ ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ У СИСТЕМІ Co–Cr–Cu–Fe–Ni ТА ЇЇ ЧОТИРИКОМПОНЕНТНИХ ПІДСИСТЕМАХ

Древаль Л. О. (м. Штутгарт, MSI International GmbH Германія),
Турчанін М. А., Агравал П. Г. (м. Краматорськ, ДДМА)

Фазові перетворення в системі Co–Cr–Cu–Fe–Ni та її підсистемах, представляють важливість для вибору складів дисперсно-зміцнених ВЕС з найбільш високою граничною робочою температурою і відповідних параметрів термічної або термомеханічної обробки [1–3]. Оскільки експериментальне дослідження п'ятикомпонентного простору в координатах склад-температура вимагає занадто багато часу, витрат і зусиль, воно повинно бути доповнено комп'ютерним моделюванням фазових перетворень в системі. Однією з найбільш успішних методик в області комп'ютерного моделювання фазових рівноваг є CALPHAD-метод, в рамках якого можуть бути розраховані температурно-концентраційні межі існування рідких та кристалічних фаз із допомогою термодинамічних баз даних.

Моделювання фазових перетворень в системі Co–Cr–Cu–Fe–Ni було виконано з використанням бази даних, яка включає в себе інформацію про параметри моделей, що описують енергію Гіббса кристалічних фаз і розплавів в двокомпонентних і трикомпонентних системах.

Для розуміння характеру фазових рівноваг в п'ятикомпонентній системі необхідний аналіз фазових перетворень в обмежуючих чотирикомпонентних системах. Результати моделювання показали, що за характером фазових рівноваг можна умовно виділити дві групи систем – чотири системи з міддю (Co–Cr–Cu–Fe, Co–Cr–Cu–Ni, Co–Cu–Fe–Ni, Cr–Cu–Fe–Ni), для яких характерним є розпад ГЦК розчину на ГЦК₂, багатий міддю, і ГЦК₁ з високим вмістом хрому, кобальту, заліза і нікелю, і одна система на основі хрому і тріади заліза, в якій спостерігається висока взаємна розчинність компонентів. Згідно з нашими розрахунками температури розпаду ГЦК розчину на ГЦК₁ і ГЦК₂ фази в чотирикомпонентних системах з міддю вище, ніж в трикомпонентних системах, а еквіатомні та близько еквіатомні сплави є двофазним. Така поведінка пов'язана з тим, що для систем з міддю спостерігається зміщення мінімуму енергії Гіббса змішування ГЦК розчину до граничних систем Fe–(Cr, Co, Ni). Внаслідок цього, ГЦК розчин в еквіатомних трикомпонентних сплавах виявляється менш термодинамічно стабільним, ніж в трикомпонентних сплавах, близьких до Fe–(Cr, Co, Ni). Відмінною рисою системи Co–Cr–Fe–Ni є утворення протяжних областей гомогенності для ОЦК і ГЦК розчинів. Згідно з нашими розрахунками, введення хрому в сплави на основі тріади заліза призводить до стабілізації ОЦК розчину в широкій концентраційній області, залізо і нікель сприяють формуванню ГЦК розчину, при підвищених вмістах кобальту спостерігається розпад ГЦК розчину на феромагнітні і парамагнітні ГЦК структури, при високих вмістах заліза в сплавах випадає ОЦК-фаза.

Характер фазових перетворень є близьким в чотирикомпонентних системах з міддю та в системі Co–Cr–Cu–Fe–Ni. Згідно з нашими розрахунками еквіатомний сплав Co–Cr–Cu–Fe–Ni є двофазним зі структурою ГЦК + ОЦК і не може бути підданий термічній обробці для отримання дисперсійного зміцнення, оскільки відсутній температурний інтервал, в якому даний сплав має однофазну кристалічну структуру.

Аналізуючи вплив кожного з компонентів на характер фазових рівноваг в системі Co–Cr–Cu–Fe–Ni можна прийти до наступних висновків. Елементи тріади заліза, особливо нікель, сприяють стабілізації ГЦК розчину. Високий вміст хрому і заліза стабілізують ОЦК фазу в сплавах. Високий вміст міді в п'ятикомпонентних сплавах приводить до формування двофазної структури. Виходячи з вище сказаного можна припустити, що перспективні склади дисперсно-зміцнених ВЕС будуть відповідати концентраційній області з порівняно високим вмістом нікелю. Концентрація міді в сплавах не повинна перевищувати 5–10 ат.%. Дані висновки підтверджуються нашими розрахунками. На рисунку 1 показані схеми, побудовані для перетинів $\text{Co}_{0,15}\text{Cr}_{0,15}\text{Fe}_{0,30}\text{Ni}_{0,40}\text{-Cu}$ та $\text{Co}_{0,25}\text{Cr}_{0,10}\text{Fe}_{0,25}\text{Ni}_{0,40}\text{-Cu}$. Виходячи з даних схем можна зробити висновок, що дисперсно-зміцнені ВЕС можуть бути отримані в досить широкій концентраційній області шляхом варіювання вмісту заліза, кобальту, нікелю та хрому щодо еквіатомного складу. Зменшення вмісту хрому і збільшення вмісту нікелю призводять до розширення області гомогенності ГЦК₁ фази. Концентрації кобальту і заліза в ВЕС повинні бути вище вмісту хрому, але менше вмісту нікелю для отримання температурного інтервалу, в якому даний сплав має однофазну кристалічну структуру.

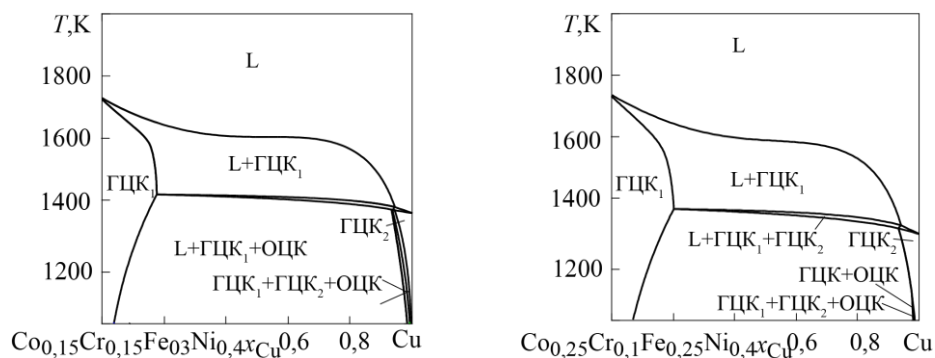


Рисунок 1 – Схеми, що відображають фазові перетворення за участю розчинних фаз в сплавах з високим вмістом нікелю системи Co–Cr–Cu–Fe–Ni

ЛІТЕРАТУРА

1. Senkov, O. N. Accelerated exploration of multi-principal element alloys for structural applications / O. Senkov, J. Miller, D. Miracle, C. Woodward // *Calphad*. — 2015. — Vol. 50. — P. 32–48.
2. Microstructure characterization of $\text{Al}_x\text{CoCrCuFeNi}$ high-entropy alloy system with multiprincipal elements / C.-J. Tong, Y.-L. Chen, J.-W. Yeh [et al] // *Metall. Mater. Trans. A*. — 2005. — Vol. 36, № 4. — P. 881–893.
3. Wang, X. F. Novel microstructure and properties of multicomponent CoCrCuFeNiTi_x alloys / X. Wang, Y. Zhang, Y. Qiao, G. Chen // *Intermetallics*. — 2007. — Vol. 15, № 3. — P. 357–362.

ТЕРМОДИНАМІЧНІ ФУНКЦІЇ ЗМІШУВАННЯ ЕКВІАТОМНИХ РОЗПЛАВІВ СИСТЕМИ Co–Cr–Cu–Fe–Ni

Древаль Л. О. (м. Штутгарт, MSI International GmbH, Германія),
Турчанін М. А., Агравал П. Г. (м. Краматорськ, ДДМА)

Метастабільне розшарування рідкої фази системи Co–Cr–Cu–Fe–Ni, яке було експериментально встановлено в роботах [1, 2], відкриває можливість для створення нових композиційних високоентропійних матеріалів безпосередньо з розплаву. Ефективна розробка таких композитів, а також технологічного процесу їх отримання потребує інформації щодо термодинамічних функцій змішування рідких еквіатомних сплавів.

Термодинамічні властивості еквіатомних розплавів системи Co–Cr–Cu–Fe–Ni були розраховані із використанням власної бази даних. Використана база даних включає в себе інформацію про параметри моделей, що описують термодинамічні функції змішування в десяти двокомпонентних і десяти трикомпонентних системах. Чотири двокомпонентних та шість потрійних систем на основі перехідних металів, характеризуються стабільним або метастабільним розшаруванням рідкої фази – Co–Cu, Cu–Fe, Cu–Ni, Cr–Cu та Co–Cr–Cu, Co–Cu–Fe, Co–Cu–Ni, Cr–Cu–Fe, Cr–Cu–Ni, Cu–Fe–Ni. Всі описи трикомпонентних систем, представлених в базі даних, спираються на загальну базу параметрів для граничних двокомпонентних розплавів, які, таким чином, є самоузгодженими.

Результати розрахунку термодинамічних функцій змішування еквіатомних рідких сплавів системи Co–Cr–Cu–Fe–Ni, проведеного для температур 1873 та 1500 К, представлені в таблиці 1. В таблиці також наведені ідеальні складові ентропії ($\Delta_m S^{id}$) та енергії Гіббса ($\Delta_m G^{id}$) змішування еквіатомних розплавів при відповідних температурах.

Надлишкові інтегральні функції змішування чотирикомпонентних систем з міддю і системи Co–Cr–Cu–Fe–Ni демонструють додатні відхилення від ідеальності, що обумовлено додатними парними взаємодіями мідь–хром в системах Co–Cr–Cu, Cr–Cu–Ni, Cr–Cu–Fe, мідь–залізо в системах Cr–Cu–Fe, Co–Cu–Fe, Cu–Fe–Ni, мідь–кобальт в системах Co–Cr–Cu, Co–Cu–Fe. Поведінка компонентів в системі Co–Cr–Fe–Ni близька до ідеальної. Звертає на себе увагу те, що для чотирикомпонентних систем з міддю подібні властивості для відповідних температур виявляються близькими за значеннями. Надлишкові термодинамічні функції п'ятикомпонентного розплаву мало відрізняються від відповідних значень для чотирикомпонентних рідких сплавів з міддю.

Енергія Гіббса змішування ($\Delta_m G$) еквіатомних рідких сплавів чотирикомпонентних систем з міддю і системи Co–Cr–Cu–Fe–Ni за абсолютним значенням менша ніж ідеальна складова енергії Гіббса змішування. Можна відзначити, що енергія Гіббса змішування п'ятикомпонентного розплаву виявляється менше аналогічної величини для чотирикомпонентних. Очевидною причиною цього є різниця в $\Delta_m G^{id}$, характерна для цих систем. Звертає на себе увагу те, що в чотирикомпонентних системах з міддю і в системі Co–Cr–

Cu–Fe–Ni компенсації додатного вкладу ентропійної складової до $\Delta_m G$ будь-якою з надлишкових складових не відбувається.

Таблиця 1 – Термодинамічні властивості рідких еквіатомних сплавів системи Co–Cr–Cu–Fe–Ni

Сплав	T	$\Delta_m H$	$\Delta_m S^{ex}$	$\Delta_m S^{id}$	$\Delta_m S$	$\Delta_m G^{ex}$	$\Delta_m G^{id}$	$\Delta_m G$
	К	кДж/моль	Дж/(моль К)		кДж/моль			
CoCrCuFe	1873	7,7	1,9	11,5	13,4	4,1	-21,6	-17,5
	1500	8,3	2,3		13,8	4,9	-17,3	-12,4
CoCrCuNi	1873	7,0	1,9		13,4	3,4	-21,6	-18,2
	1500	7,2	2,1		13,6	4,1	-17,3	-13,2
CoCrFeNi	1873	-3,2	-0,5		11,0	-2,3	-21,6	-23,9
	1500	-3,2	-0,5		11,0	-2,5	-17,3	-19,8
CoCuFeNi	1873	5,2	1,3		12,8	2,7	-21,6	-18,9
	1500	5,6	1,6		13,1	3,3	-17,3	-14,0
CrCuFeNi	1873	5,6	1,4		12,9	3,1	-21,6	-18,5
	1500	6,2	1,7		13,2	3,6	-17,3	-13,7
CoCrCuFeNi	1873	4,9	1,4	13,4	14,8	2,3	-25,1	-22,8
	1500	5,2	1,6		15,0	2,9	-20,1	-17,2

Співставлення значень термодинамічних функцій, розрахованих при 1873 К та при 1500 К, температурі при якій спостерігається стабільне розшарування рідких сплавів в системі Cr–Cu–Fe, показали, що зі зниженням температури додатні відхилення від ідеальності надлишкових термодинамічних функцій збільшилися незначно. Разом зі зниженням температури помітно зменшується абсолютна величина ідеального вкладу в енергію Гіббса (таблиця 1). Зростання додатних значень надлишкової енергії Гіббса змішування поряд зі зменшенням абсолютних значень ідеальної енергії Гіббса змішування з пониженням температури призводить до зменшення термодинамічної стабільності рідкої фази, що вказує на схильність рідких еквіатомних сплавів до розшарування. На сьогоднішній час перебігання розшарування рідкої фази експериментально встановлено для еквіатомних сплавів систем Co–Cr–Cu–Fe [3] та Co–Cr–Cu–Fe–Ni [1–2]. Той факт, що найбільше значення функції $\Delta_m G$ відповідає еквіатомному сплаву системи Co–Cr–Cu–Fe, якісно узгоджується зі стабільним розшаруванням саме її розплавів. В системі Co–Cr–Cu–Fe–Ni спостерігаються найбільш слабкі додатні відхилення від ідеальності та найнижчі значення функції $\Delta_m G$ для еквіатомного розплаву, що вказує на його підвищену термодинамічну стабільність у порівнянні з еквіатомним рідким сплавом системи Co–Cr–Cu–Fe. Як наслідок такої взаємодії спільної дії зазначених вище факторів, розшарування в системі Co–Cr–Cu–Fe–Ni має метастабільний характер.

ЛІТЕРАТУРА

1. *Microstructures and liquid phase separation in multicomponent CoCrCuFeNi high entropy alloys* / P. H. Wu, N. Liu, P. J. Zhou [et al] // *Mater. Sci. Tech.* – 2016. – V. 32, No. 6. – P. 576–580.
2. *Liquid phase separation and rapid dendritic growth of high-entropy CoCrCuFeNi alloy* / W. L. Wang, L. Hu, S. B. Luo [et al] // *Intermetallics.* – 2016. – V. 77. – P. 41–45.
3. *Munitz, A., Liquid phase separation in transition element high entropy alloys* / A. Munitz, M. J. Kaufman, R. Abbaschian // *Intermetallics.* – 2017. – V. 86. – P. 59–72.

ОСНОВНІ НАПРЯМКИ ОТРИМАННЯ ЗНОСОСТІЙКИХ ПОКРИТТІВ ПРИ ДИФУЗІЙНІЙ МЕТАЛІЗАЦІЇ НА СТАЛЕВИХ ВИРОБАХ

Дьяченко Ю. Г. (м. Краматорськ, ДДМА)

Процес експлуатації деталей машин і різного інструменту в умовах сухого або рідинного тертя передбачає знос поверхні сполучених деталей. Заміна зношених деталей новими здорожує ремонт і експлуатацію вузлів машин. Тому існує потреба у відновленні машин, що вийшли із ладу деталей, а також їх зміцнення для збільшення терміну експлуатації. Одним з видів зміцнення матеріалів є дифузійна металізація як вид хіміко-термічної обробки.

Зносостійкість виробів після дифузійної металізації визначається твердістю і глибиною шару, а у ряді випадків також твердістю основного металу. Твердість шару визначається видом зносу, а глибина – умовами зносу. Передбачати перспективи раціонального використання того або іншого покриття можна в першу чергу по структурі поверхневого шару на всій його глибині. Щільний шар на невеликій глибині, а потім голкоподібний на всій частині, що залишилася, як, приклад, після борування, можна використовувати для деталей, що працюють в умовах абразивного зносу з невеликими контактними навантаженнями, що виключають продавлювання шару, а також що допускають мікронний знос контактуючих поверхонь. При відносно великому зносі контактуючих поверхонь необхідно збільшити глибину суцільної зони поверхневого шару.

В умовах ударно-абразивного зносу необхідно, щоб шар по всій глибині складався з твердих зносостійких часток, роз'єднаних між собою м'якою складовою.

В умовах рідинного тертя корисною є наявність мікротріщин в твердому поверхневому шарі контактуючої частини втулки або валу для утримання мастила.

При великому питомому тиску в зоні контактуючих поверхонь необхідно, щоб під зносостійким поверхневим шаром основний метал мав високу твердість, достатню для запобігання продавлюванню шару. Високу твердість металу підповерхневого шару можна забезпечити лише гартуванням. При виборі режимів гартування потрібно унеможливити утворення тріщин у поверхневому шарі.

У зв'язку з викладеним, відомі способи борування, хромування і алітування аналізуються з позиції їх зносостійкості, будови отримуваних шарів, вживаної термообробки для зміцнення основного металу.

Висока зносостійкість виробів з вуглецевих сталей, які працюють в умовах абразивних середовищ, насамперед, залежить від структури поверхневого шару металу. Як свідчить світова практика, структура металовиробів, до складу якої входить боридна фаза, забезпечує високі показники зносостійкості виробам з вуглецевих сталей. Комплексне насичення металовиробів бором, хромом та алюмінієм (борохромоалітування) застосовують для захисту сталевих виробів, що працюють в умовах тертя, корозійних середовищ, підвищених температур.

Процеси комплексного насичення сталевих виробів при дифузійній металізації останнім часом знаходять все більше застосування в промисловості у порівнянні з однокомпонентними процесами. Викликано це тим, що при однокомпонентному насиченні важко забезпечити широку сукупність властивостей у виробі, що може бути легко досяжним при комплексному насиченні легуючими елементами. Проведення комплексного легуючого насичення шляхом послідовного багаторазового однокомпонентного насичення, наприклад бором, а потім хромом та алюмінієм, значно збільшує енерговитрати. При цьому застосування легованих, високовуглецевих сталей, а також альтернативних багатоциклових процесів хіміко–термічної і наступної термічної обробки, таких як цементация з наступним гартуванням і відпуском низьковуглецевих сталей, знижує рентабельність виробництва.

Факторами, які ускладнюють рішення поставлених задач, є невизначений температурний режим процесу, невизначені типи структур поверхневих шарів, які забезпечують високі показники зносостійкості шару на виробках з вуглецевих сталей, відсутність інформації про застосування складу і оптимального активатора для інтенсифікації порошкової суміші, можливість застосування зміцнюючої термічної обробки після процесу борохромоалітування. Внаслідок цього ускладнюється одержання якісних борохромоалітованих поверхневих шарів для забезпечення зносостійкості сталевим виробам.

Відомо, що порошкові борохромоалітовані поверхневі шари, забезпечують вуглецевим сталям зносостійкість вищу, ніж при однокомпонентному боруванні або двокомпонентному борохромуванні. При цьому дуже важливими характеристиками, які впливають на формування зносостійких борохромоалітованих поверхневих шарів, є склад насичуючої суміші, температурний режим процесу, застосування постачальника хрому певного хімічного складу. Однак відомі результати по борохромоалітуванню недостатньо обгрунтовані теоретично і практично для широкого впровадження в промисловість. Сьогодні неможливо чітко обгрунтувати, які стали найбільш доцільно піддавати борохромоалітуванню і для яких сталей можлива термічна обробка з метою зміцнення серцевини. Відсутність систематично сформованих результатів досліджень стримує застосування в промисловості оптимальних технологій комплексного насичення бором, хромом і алюмінієм.

ВИСНОВКИ

Аналіз літературних джерел свідчить про те, що дослідження структури і властивостей борохромоалітованих шарів, які формуються на поверхні вуглецевих сталей, в процесі дифузійної металізації у порошкових сумішах, є актуальною задачею. Зокрема, науковий інтерес становить встановлення основних причин виходу з ладу виробів різного призначення, робоча поверхня яких містить В, Сг і Аl, визначення теоретичних закономірностей структуроутворення при роздільному і комплексному насиченні В, Сг і Аl, для одержання зносостійких виробів у абразивних середовищах при нормальних температурах.

ОБҐРУНТУВАННЯ ПАРАМЕТРІВ ОПОРНИХ ЕЛЕМЕНТІВ МОБІЛЬНИХ СТІЛОВИХ КРАНІВ ЗА РІЗНИХ УМОВ РОБОТИ

Єрмакова С. О. (м. Краматорськ, ДДМА)

Актуальність роботи обумовлена підвищенням вимог до стрілових кранів, що пов'язано з особливими умовами їх експлуатації в надзвичайних, або досить складних ситуаціях при відсутності спеціально підготовлених майданчиків.

У даній роботі наводиться методика обґрунтування параметрів опорних елементів аутригерів для роботи крана на «слабих ґрунтах».

При установці самохідного крану в робоче положення необхідно встановити виносні опори на робочий майданчик. У більшості випадків доводиться працювати на відкритих ґрунтах, що мають різні коефіцієнти опору зминанню. «Слабкі ґрунти» сприяють сильному просіданню поверхні виносних опор і нерівності майданчика установки крану, що може привести до втрати стійкості крану і можливого його падіння.

Особливу увагу слід приділити правильному, обґрунтованому вибору параметрів опорних поверхонь аутригерів, в залежності від умов роботи. Для цього можна скористатись відомою теорією обґрунтування параметрів опорних поверхонь фундаментів в залежності від фізико-механічних характеристик ґрунтів [1]. Основні параметри опорної поверхні аутригера залежить від допустимої глибини просідання (занурення) h і питомого опору занурення p_0 , який залежить від фізико-механічних характеристик ґрунту, та фактичного тиску на ґрунт.

Для теоретичних досліджень було прийнято ряд допущень основними із яких є наступні: ґрунти під всіма опорами однакові по природі і мають однаковий опір зминанню; навантаження між опорами носять змінний характер і можуть мати величину від 0 до G_{\max} ; допустима глибина занурення опор не більше 12...15 см.

Знаючи тиск на ґрунт в залежності від сили тяжіння крана за різних положень стріли з вантажем можна визначити фактичну глибину занурення опора крана за залежністю [2], для чого скористаємося даними табл. 1.

$$A = \int_0^h p dh = \int_0^h p_0 h dh = \frac{p_0 h^2}{2}.$$

Визначимо фактичне занурення опори з урахуванням параметрів, її опорної поверхні, та властивостей ґрунтів. Позначивши здеформований об'єм ґрунту через V , отримаємо $G = p_0 V$ або $V = G/p_0$. Повна глибина занурення опори

$$h = kp,$$

де k – коефіцієнт податливості ґрунту, м³/Н; p – тиск опори на ґрунт, Па.

Теоретичні дослідження по визначенню занурення максимально навантаженої виносної опори для різних пологів ґрунтів, при максимальному навантаженні на виносну опору, наприклад для автомобільного крану КС-637 і наведені на рис. 1.

Таблиця 1 – Коефіцієнти опору зминанню p_0 та допускні навантаження на грунт p_D , кН/м^2

Типи «слабких ґрунтів»	Параметри процесу взаємодії опорна поверхня – ґрунт	
	p_0	p_D
Заболочений ґрунт	18-25	20-30
Мокра глина, рихлий пісок, рілля	25-35	300-500
Крупний пісок, волога глина середньої щільності	35-60	400-600
Глина середньої щільності і щільна	50-60	600-700
Щільна глина середньої вологості, мергель і лес вологі	70-100	800-1000
Щільна глина, мергель і лес сухі	110-130	1100-1500

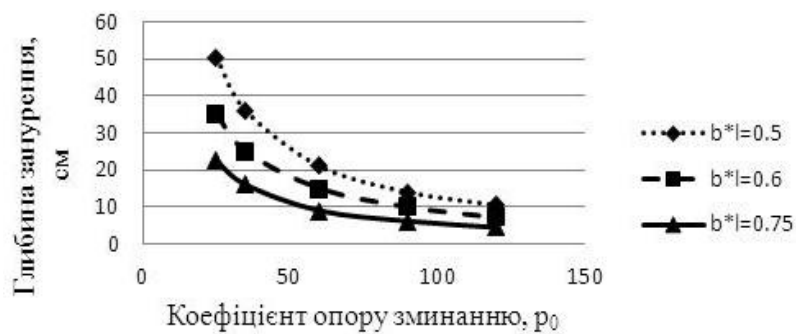


Рисунок 1 – Залежність глибини занурення опори в ґрунт від роду ґрунту при різних розмірах опорної поверхні

Таким чином, глибина занурення виносної опори зростає пропорційно величині фактичного тиску на ґрунт і зменшується при збільшенні коефіцієнта опору тому, що збільшило p_0 і збільшенні площі того, що спирається $b \times l$ виносної опори на ґрунт.

Приведені вище розрахунки показали значне зниження занурення опорних елементів в ґрунт особливо на слабких ґрунтах при збільшенні опорної поверхні. В той же час при роботі стрілових кранів на міцних ґрунтах, бетонних або асфальтобетонних майданчиків опорні поверхні повинні мати спеціальні пристрої, що забезпечать їх постійний контакт з опорою поверхнею майданчиків. Виходячи з цього, для забезпечення безаварійної роботи крану на виносних опорах і стабільній роботі на різних ґрунтах необхідно мати змінні опорні елементи, різних розмірів і конструкцій.

ЛІТЕРАТУРА

1 Назаренко И.И. Основы модернизации строительных машин / И.И. Назаренко, В.А. Пенчук, В.И. Сердюк, Л.А. Хмара. – К.: «МП Леся», 2003. – 14 с.

2 Ермакова С.А. Анализ параметров и нагруженности опорного оборудования самоходных стреловых кранов / Вісник Донбаської державної машинобудівної академії. Випуск № 1 (30) 2013. - Краматорськ. – С. 42–48.

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ЕКЗОТЕРМІЧНОЇ СУМІШІ У СКЛАДІ САМОЗАХИСНОГО ПОРОШКОВОГО ДРОТУ НА ХІМІЧНИЙ СКЛАД НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ

Жаріков С. В., Гринь О. Г., Шахбазян В. Ф., Бурлуцький В. І.
(м. Краматорськ, ДДМА)

Для відновлення і зміцнення штампового інструменту широке застосування знаходять самозахисні порошкові дроти (СПД). Наплавлений метал повинен забезпечувати високу зносостійкість, ударну в'язкість і стійкість до тертя, що залежить від структури і хімічного складу металу. Однак наплавленню порошковими дротами властиво відставання плавлення осердя від оболонки, що призводить до хімічної неоднорідності наплавленого металу і погіршення його властивостей.

Досягнення рівномірності плавлення осердя і оболонки порошкових дротів може бути забезпечене введенням до складу осердя СПД екзотермічних сумішей. В результаті протікання екзотермічної реакції при плавленні дроту виділяється додаткове тепло, яке доповнює тепло дуги і зменшує відставання плавлення осердя від оболонки порошкового дроту. Тому вивчення впливу екзотермічної суміші у складі осердя СПД на хімічний склад і властивості наплавленого металу при відновленні штампового інструменту є актуальним питанням.

Для дослідження впливу екзотермічної суміші на хімічний склад наплавленого металу, були виготовлені СПД з екзотермічною сумішшю окалина-алюміній і сумішшю залізного і алюмінієвого порошоків. Вміст екзотермічної суміші і суміші залізного і алюмінієвого порошоків в шихті осердя СПД становило 40 масових відсотків. СПД забезпечували наплавлений метал, склад якого відповідає сталі 8Х3ГСВ2Ф. Виконувалося наплавлення валиків на пластини зі сталі 45 розміром 10×50×200 мм на режимі $I_{зв} = 380...400$ А, $U_{д} = 29...30$ В, $V_{зв} = 19,3$ м/год. Пластини попередньо підігрівалися до температури 200 °С, а після наплавлення охолоджувалися під шаром флюсу. Визначення хімічного складу наплавленого металу виконували за допомогою оптико-емісійного аналізатора хімічного складу РМІ-MASTER PRO, який дозволяє проводити точний експрес-аналіз складу сплавів, визначає масові частки хімічних елементів у металах і сплавах.

Дослідження показали, що хімічний склад металу, наплавленого експериментальними СПД відповідає сталі 8Х3ГСВ2Ф. При наплавленні СПД з екзотермічною сумішшю вміст силіція, мангана і вуглецю в наплавленому металі менше, в порівнянні з їх вмістом при наплавленні порошковим дротом без екзотермічної суміші. Це обумовлено тим, що алюміній, який вводиться до складу шихти обох порошкових дротів в однакових кількостях, в СПД з екзотермічною сумішшю бере участь в екзотермічній реакції, тоді як в СПД без екзотермічної суміші він є основним розкислювачем і перешкоджає вигоранню інших хімічних елементів.

МЕТОДИКА МОДЕЛИРОВАНИЯ РАБОТЫ МАНИПУЛЯТОРА УКЛАДЧИКА

Заболотный К. С., Типикин А. Н., Панченко Е. В., Жупиев А. Л.
(г. Днепр, НТУ «Днепровская политехника»)

В течение всего периода обучения в университете студенты кафедры горных машин и инжиниринга расширяют свой технический арсенал, изучая инжиниринг современных машин в трехмерных CAD/CAE-технологиях.

При сооружении подкреплений горных выработок активно применяются укладчики тоннельной обделки [1]. Динамические процессы, возникающие в манипуляторе укладчика, могут повлиять на эффективность его работы [2].

Следовательно, моделирования динамических процессов при работе манипулятора укладчика – актуальная техническая задача.

Манипулятор представляет собой телескопическую конструкцию, которая совершает при выдвигании штанги поступательное движение и вращательное движение при монтаже элементов обделки.

Традиционным путем моделирования динамических процессов является создание физико-геометрической твердотельной модели средствами CAD (*SolidWorks*) и конвертацией ее в CAE (*MatLab Simulink*).

На рис.1 представлены схемы перехода от CAD-модели манипулятора тоннельного укладчика к ее моделям CAE: *A* – с динамической моделью элементов манипулятора и *B* – с массой всех подвижных элементов в виде материальных точек.

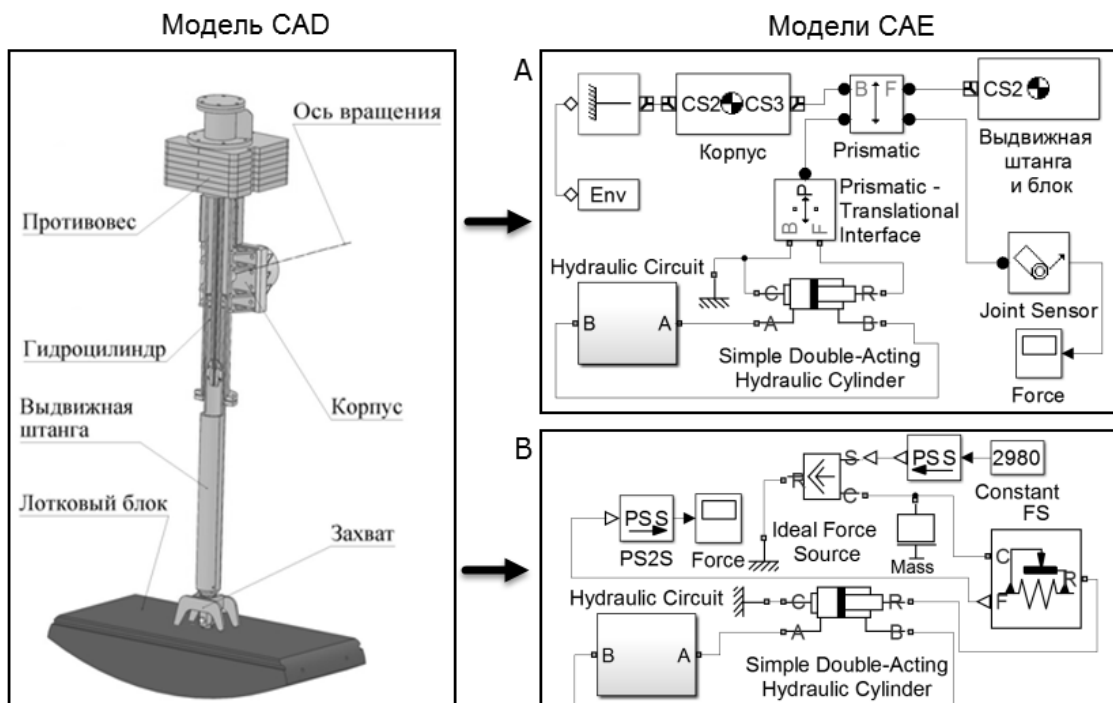


Рисунок 1 – Переход от CAD к CAE: *A* – динамической моделью элементов манипулятора; *B* – тела представлены в виде материальных точек

Для параметров укладчика типа УТК-2 проведена серия вычислительных экспериментов по подъему блоков, в результате которых было установлено, что преобладающим в движении манипулятора с блоком является поступательное перемещение его штанги, колебания блока можно пренебречь.

Для сравнительного анализа моделей *A* и *B* исследуем динамические процессы подъема блока. На рис.2 показана вычисленная на обеих моделях зависимость коэффициента динамичности k в процентах от ускорения свободного падения g относительно времени подъема t .

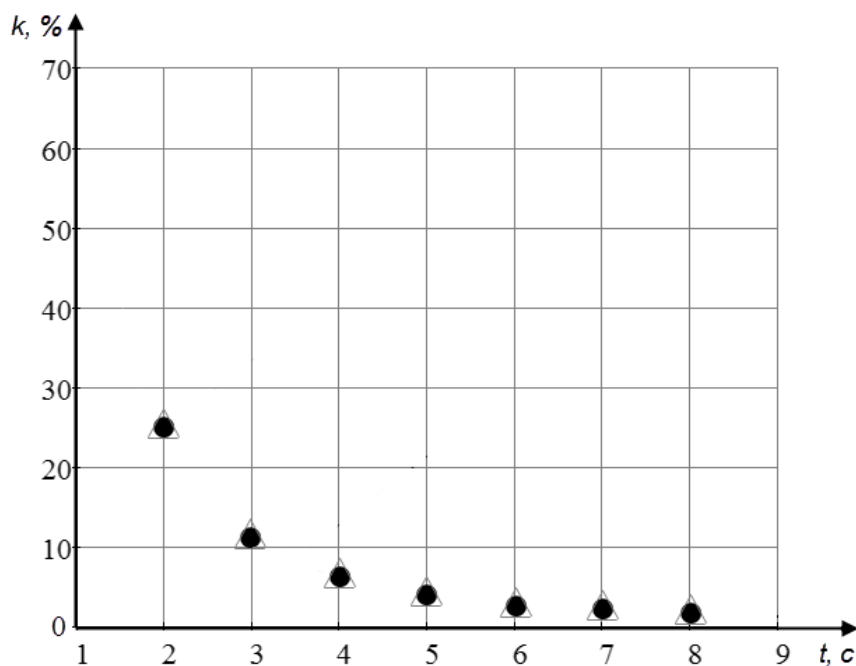


Рисунок 2 – Зависимости коэффициента динамичности k от времени подъема блока t (\triangle – модель *A*; \bullet – модель *B*)

Из сравнения результатов исследования (рис. 2) следует, что максимальная погрешность определения коэффициента динамичности в упрощенной модели *B* по сравнению с *A* – составляет 0,9 %. Это позволяет в качестве модели для исследования динамических процессах в подобных манипуляторах рекомендовать упрощенную модель *B*.

ЛИТЕРАТУРА

1. Декларац. пат. на полезную модель 81120 Украина: МПК E21D 11/00 (2013.01). Устройство для монтажа сборных элементов туннельной обделки / К.С. Заболотный, А.А. Сирченко, Ю.А. Драгоморецький, В.Е. Болотин; заявитель и патентовладелец Нац. горн. университет. – № 201214012; заявл. 10.12.2012 ; опубл. 25.06.2013, Бюл. № 12. – 3 с.
2. Заболотный К.С. Теоретические и компьютерные исследования напряженно-деформированного состояния элементов однорычажного тоннельного укладчика УТК-2 / К.С. Заболотный, А.А. Сирченко, Е.В. Панченко // Математические проблемы технической механики – 2013: матер. наук.-практ. конф., г. Днепропетровск, 15–18 апреля 2013. – Днепропетровск, 2013. – Ч 2. – С. 74–75.

ПРОЕКТИРОВАНИЕ ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКИХ ПРИВОДОВ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ МАШИН С АКТИВНЫМ ДЕМПФИРОВАНИЕМ КОЛЕБАНИЙ УПРУГИХ МЕХАНИЧЕСКИХ ПЕРЕДАЧ

Задорожний Н. А., Задорожня И. Н. (г. Краматорск, ДГМА)

Регулируемый электропривод является основным структурным элементом автоматизации технологических машин.

Фундаментальными задачами автоматизированного электропривода машин, независимо от режимов его работы в технологическом цикле, определены как обеспечение заданной точности движения исполнительных органов и ограничение динамических нагрузок электрического и механического оборудования [1, 2].

Решение этих задач при проектировании высокопроизводительных, надежных и точных машин без учета влияния на динамику электропривода упругих звеньев механических передач физически неправомерно и экономически нецелесообразно.

Наличие упругих звеньев механических передач в переходных процессах привода машин способствует возбуждению колебаний и, соответственно, росту динамических нагрузок и отклонению процессов регулирования координат рабочего механизма от предписанных технологией.

Электропривод в силу физических свойств способен за счет усиления электромеханической связи демпфировать колебательные составляющие сложного движения единой системы [3, 4], что сохраняют гарантированный ресурс и обеспечивает надежность функционирования оборудования при высоком качестве выполнения технологических операций машины.

При проектировании электромеханических приводов технологических машин используются традиционные методы синтеза, которые базируются на задачах оптимизации с целью минимизации реакции электропривода в переходных режимах при действии сил упругой связи как внешнего возмущения (задачи фильтрации, динамическое загроуление, инерционное демпфирование) [5–7].

Более продуктивными методами синтеза систем с точки зрения синергетики являются методы с реализацией активного демпфирования собственно электроприводом упругих механических колебаний на основе особых эффектов резонансного электромеханического взаимодействия [8].

При исследовании класса электромеханических систем с упругими связями и параметрами механической подсистемы (коэффициент соотношения инерционных масс $1,1 < \gamma < 5,0$, частота собственных колебаний $\Omega_{12} = 50\text{--}125 \text{ с}^{-1}$) установлены закономерности предельной степени активного демпфирования электроприводом упругих колебаний. На основании соотношений взаимосвязи показателей динамических свойств электромагнитной и механической подсистем электропривода определены аналитические формулы для расчета оптимальных значений параметров регуляторов и постоянных времени контуров регулирования. Оптимальные параметры системы управления

обеспечивают минимальную колебательность координат электропривода при заданной точности регулирования координат электропривода.

Методы синтеза электроприводов на основе эффектов резонансного электромеханического взаимодействия отвечают положениям системного анализа, так как предложенные соотношения оптимизации учитывают свойства электромагнитной и механической подсистем (конструктивные, механические способы демпфирования), а также требования технологического процесса.

Предлагаемые алгоритмы синтеза после теоретической «шлифовки» проверялись моделированием процессов на ЭВМ при исследовании переходных процессов на лабораторном стенде, а также практически использовались при модернизации и проектировании электроприводов машин на ЧАО «НКМЗ» [9–11].

ЛИТЕРАТУРА

1. Ключев В. И. Ограничение динамических нагрузок электропривода / Ключев В. И. – М.: Энергия, 1971. – 320 с.
2. Борцов Ю. А. Автоматизированный электропривод с упругими связями / Ю. А. Борцов, Г. Г. Соколовский. – СПб.: Энергоиздат, 1992. – 228 с.
3. Земляков, В. Д. О демпфировании электроприводом постоянного тока упругих электромеханических колебаний / В. Д. Земляков, Н. А. Задорожний // Изв. вузов. Электромеханика. – 1984. – № 5. – С. 92–98.
4. Задорожний, Н. А. Анализ демпфирующего действия электропривода с упругими механическими связями при астатическом регулировании / Н. А. Задорожний, А. Н. Беш, И. Н. Задорожня // Електротехнічні та комп'ютерні системи. Тематичний випуск «Проблеми автоматизованого електропривода. Теорія і практика» – Київ : Техніка. – 2011. – Вип. 03(79). – С. 101–104.
5. Башарин, А. В. Управление электроприводами / А. В. Башарин, Г. Г. Соколовский, В. А. Новиков. – Л.: Энергоатомиздат, 1982. – 392 с.
6. Бургин Б. Ш. Анализ и синтез двухмассовых электромеханических систем / Б. Ш. Бургин – Новосибирск : Новосиб. электротехн. ин-т, 1992. – 199 с.
7. Автоматизированные электромеханические системы с модальными регуляторами и наблюдателями состояния // Сб. научных статей под ред. В. Б. Клепикова, Л. В. Акимова. – Харьков : ХГПУ. – 1997. – 89 с.
8. Взаимосвязи и оптимизация параметров двухмассовых электромеханических систем: монография / Н. А. Задорожний, И. Н. Задорожня. – Краматорск : ДГМА, 2015. – 216 с.
9. Ребедак О. А. Оптимизация режимов работы слябового подъемника машины непрерывного литья заготовок с целью ограничения динамических нагрузок / О. А. Ребедак, С. А. Бакан, Н. А. Задорожний // Електромех. і енергозберігаючі системи. – 2012. – Вип. 3. – С. 439–444.
10. Задорожний, Н. А. Особенности работы механизма подачи глубокорасточного станка КЖ-1910 в режиме низких скоростей / Н. А. Задорожний, О. А. Ребедак, И. Н. Задорожня // Вісник Національного технічного університету ХПІ. – Харків : НТУ ХПІ, 2013. – № 36(1009) – С. 209–210.
11. Ребедак О.А. Особенности работы многодвигательных электроприводов кранов металлургических электрических литейных / О.А. Ребедак, Н.А. Задорожний, В.П. Верешко, С.А. Бакан // Вісник Національного технічного університету «ХПІ». – Харків: НТУ «ХПІ», 2015. – №12. – С. 190–194.

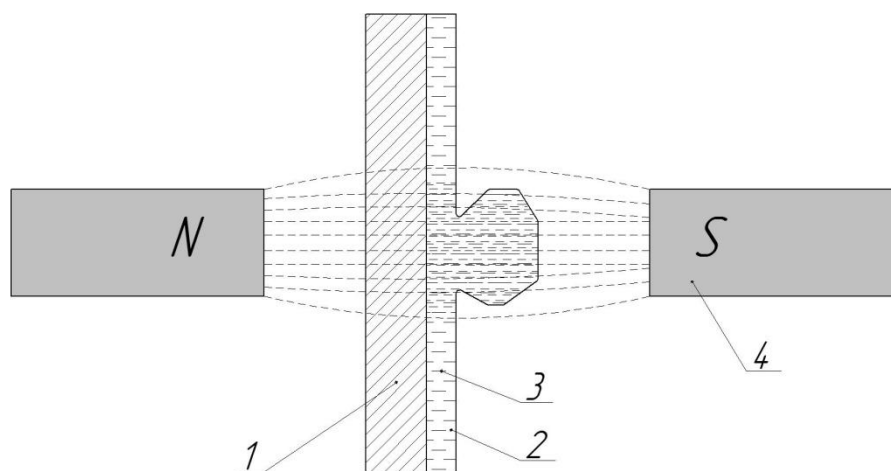
РЕГУЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ ОБЛИЦОВАННОГО СЛОЯ ИЗ РЕЗИНЫ ПРИ ПОМОЩИ МАГНИТНОГО ПОЛЯ

Замятин Н. И., Замятин В. Н., Ермоленко Т. А. (г. Одесса, ОНПУ)

При литье художественных отливок особое внимание уделяется качеству поверхности. Одним из методов, позволяющим получать качественные отливки с рельефной поверхностью является литье в облицованный кокиль с облицовкой из высокотемпературной силиконовой резины.

Для регулирования теплофизических параметров облицовочного слоя из силиконовой резины применяли порошки различных металлов. Порошки вводили в резину при смешивании исходных компонентов для химической вулканизации. При таком методе изготовления оболочкового слоя наблюдается частичное осаждения порошка металла в нижние области литейной формы. Это приводит к изменению теплофизических параметров отдельных участков формы и к браку отливок. При литье художественных отливок с развитой рельефной поверхностью и различной толщиной стенки отливки возникает необходимость в зональном управлении теплофизическими параметрами литейной формы.

Для решения данных проблем предложено воздействие на частички металла магнитного поля, что позволяет регулировать распределение частиц металла по объему покрытия в зависимости от технологических потребностей (рис. 1).



1 – металлический кокиль, 2 – силиконовая резина, 3 – металлический порошок, 4 – магнит

Рисунок 1 – Воздействие магнитного поля на облицовку кокиля

Под действием магнитного поля частицы металла равномерно распределяются по объему покрытия, что позволяет с заданной точностью устанавливать теплофизические параметры в конкретном месте покрытия.

РОЗРОБКА НАПЛАВНИХ МАТЕРІАЛІВ З ЕФЕКТОМ САМОЗМІЦНЕННЯ

Зусін А. М., Дем'яненко А. О., Узун М. Р. (м. Маріуполь, ДВНЗ «ПДТУ»)

Ресурсозбереження є одним із головних завдань, в умовах сучасних підприємств, адже постійне зростання цін на сировину та інші матеріали призводять до підвищення вартості кінцевої продукції і зниження конкурентоспроможності. Електродугова наплавка є одним з найбільш широко застосовуваних способів відновлення деталей і інструментів в промисловості. Наплавлювальні матеріали часто не забезпечують належних показників довговічності, а також містять в своєму складі чималу кількість дорогих легуючих елементів таких як: нікель, молібден, титан і ін. Це призводить до підвищення вартості робіт.

Одним з головних напрямків при створенні наплавлювальних матеріалів є отримання в наплавленому шарі металу метастабільною структури, здатної адаптуватися до умов зовнішнього впливу при експлуатації за рахунок самоорганізації. Дана особливість дозволяє істотно підвищити довговічність деталей машин і конструкцій і ефективно вирішувати проблему ресурсозбереження. Важливим напрямком в розробці наплавлювальних матеріалів є забезпечення отримання в структурі поряд з іншими фазами метастабільного аустеніту, здатного при експлуатації зазнавати мартенситні перетворення. Поряд з високими експлуатаційними властивостями, їм притаманний ряд недоліків. До них відносяться: важка оброблюваність різанням наплавленого металу різанням, його недостатня корозійна стійкість. Зазначені причини обмежують застосування раніше розроблених наплавлювальних матеріалів.

Поведені роботи по розробці складу флюсу для наплавлення хромомарганцевих порошкових дротів. За рахунок використання розроблених складів флюсів, отримана можливість регулювання хімічного складу наплавленого металу, використовуючи один лише дріт ПП-Нп-12Х12Г12СТ, за рахунок зміни змісту тих чи інших компонентів в складі флюсу. Усе це дозволило отримувати необхідні експлуатаційні показники наплавленого шару.

УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ НАПЛАВЛЕННЯ ОБОЙМ ШЕСТЕРЕННОГО НАСОСУ НШ-К

Зусін В. Я., Паназдирь О. Д., Кришов М. І.
(м. Маріуполь, ДВНЗ «ПДТУ»)

При наплавленні зношених поверхонь обойм шестеренних насосів одним з основних факторів, що визначають щільність наплавленого металу, є якість підготовки поверхні основного металу. Важливість цього питання обумовлена тим, що поверхні обойм, що сполучаються з цапфами і зубами шестерень, насичуються органічними і неорганічними відкладеннями, які з продуктів термічного розкладання, окислення і полімеризації масла, металевих частинок зносу і оксидів металу обойм і шестерень, пилу і піску. Тому були проведені різні способи підготовки поверхні відновлюваних обойм шестеренних насосів НШ-К для визначення найбільш простого і економічного методу, що забезпечує отримання достатньої щільності наплавлення.

Після розбирання насосів проводилася очистка поверхні обойм від забруднень і масла шляхом послідовної промивки обойм в розчині лобоміда при температурі 60–70 °С, потім в теплій і холодній проточній воді. В процесі подальшої наплавленні спостерігалася «кипіння» зварювальної ванни і утворення великих пір.

Травлення поверхні обойм в лузі з подальшим висвітленням у розчині азотної кислоти також, не забезпечує високої щільності наплавленого металу.

Для видалення накопичених дефектів поверхонь обойм, що утворюються в процесі експлуатації насосів, проводилася чорнова механічна обробка обойми на глибину 0,5– 1,0 мм. Видалення наклепаного шару металу призвело до певного зниження пористості.

З метою подальшого зменшення обсягу водню, що надходить в зварювальну ванну з поверхні основного металу, проводилася під чистове механічна обробка зношених поверхонь обойм під наплавку по 7 - 8 класу чистоти. Дослідження наплавленого металу при даному способі підготовки поверхні показало його високу щільність. Пори в наплавленого металу були відсутні.

ЧУГУННЫЕ ВАЛКИ С ПОВЫШЕННЫМИ СЛУЖЕБНЫМИ СВОЙСТВАМИ

Иванова Л. Х., Колотило Е. В. (г. Днепр, НМетАУ)

Улучшение качества продукции литейного производства, повышение ее надежности и долговечности является насущным требованием нашего времени. Подавляющая часть отливок изготавливается из чугуна, поэтому совершенствование его физико-механических свойств и эксплуатационных характеристик служит важным резервом в деле экономии энергетических и материальных ресурсов и интенсивного развития промышленности.

Чугунные прокатные валки являются сложными отливками, в которых поверхностный рабочий слой представлен белым (или половинчатым с шаровидным или пластинчатым графитом), а сердцевина – серым чугуном с графитом таких же форм [1]. Качество литых чугунных валков, их служебные свойства зависят от многих факторов, но, главным образом, от физико-химических свойств применяемых расплавов и процессов.

В последние годы возрос интерес к применению для массивных отливок чугуна с вермикулярной формой графитных включений. Этот чугун по сравнению с чугуном с шаровидным графитом обладает более высокими теплопроводностью и термостойкостью, низким модулем упругости. Механические свойства такого чугуна приближаются к свойствам чугуна с шаровидным графитом, а литейные – к свойствам чугуна с пластинчатым графитом. Таким образом, сочетание высоких механических и литейных свойств с высокими теплофизическими характеристиками отвечает требованиям к материалу прокатных валков, работающих в условиях больших циклических нагрузок и термосмен.

Анализ показал, что более 60% валков исполнения СШХН-47 серийного производства имели большой спад твердости по глубине рабочего слоя, величина которого составляла 10...15%, а твердость на глубине 50 мм от поверхности бочки валков до 48 HSD.

Целью работы было усовершенствование технологии получения валкового чугуна с повышенными служебными свойствами.

Результаты исследований. Установлено, что графитные включения приобретали вермикулярную форму при остаточном содержании РЗМ в пределах 0,045...0,125%, причем с увеличением остаточного содержания РЗМ уменьшалось количество свободного графита. Ввод в расплав титана способствовал расширению области остаточного содержания РЗМ, обеспечивавшего образование вермикулярного графита, в пределах 0,01...0,176%. Оптимальная концентрация титана составляла 0,3...0,5%. При меньшем содержании титана имело место снижение физико-механических свойств чугуна. Для полной перлитизации металлической матрицы, подавления выделения феррита в чугун дополнительно вводили медь в количестве более 0,3%.

В результате исследований установлено, что лучшее сочетание свойств валкового чугуна с вермикулярной формой графита достигается при легировании чугуна медью (0,3...0,5%), титаном (0,3...0,5%) и модифицировании расплава модификатором, состоящим из смеси лигатур железо-кремний-магний (КМг9)

и железо-кремний-РЗМ (ФС30РЗМ30), при этом остаточное содержание магния должно быть в пределах 0,01...0,02%, а РЗМ 0,020...0,025%.

Комплексное легирование и модифицирование чугуна обеспечивало получение графитных включений вермикулярной формы при небольшом количестве компактных графитных включений. Перлит в рабочем слое в основном - тонкопластинчатого строения. Дисперсность перлита находилась на уровне ПД0,5-ПД1,0 по ГОСТ 3443-87. Количественный состав структурных составляющих в рабочем слое валков на расстоянии 30 мм от поверхности изменялся в пределах, %: графит – 2,7...3,6, цементит – 30,5...35,0, перлит – 57...62 и феррит – 0,4...4,2. В шейках валков графит был вермикулярной формы, матрица – перлитно-ферритная с небольшими включениями карбидной фазы.

В структуре материала рабочего слоя валков серийного производства исполнения СШХН-47 дисперсность перлита соответствует баллам ПД1,0-ПД1,4. Количество структурных составляющих, %: графит – 2,5...4,0, цементит – 20...24, перлит – 56...60 и феррит – 8...15.

Анализ твердости рабочего слоя на глубине 50 мм от поверхности показал, что комплексное легирование и модифицирование чугуна обеспечивает получение валков с более высоким ее уровнем. Спад твердости, определяемый отношением разности между твердостью на глубинах 50 и 75 мм к твердости на глубине 50 мм, в 71,6% валков составлял до 5% и в 28,4% валков – более 5 (до 7,7%).

Механические свойства валков из комплекснолегированных и модифицированных чугунов характеризуются данными: предел прочности при растяжении – 292...318, предел прочности при изгибе – 430...460 МПа.

В процессе отработки технологии комплексного легирования и модифицирования установлена нецелесообразность применения вторичного модифицирования расплава в ковше молотым или дробленным ферросилицием, так как это приводит к снижению твердости в рабочем слое валков. Кроме того, устранение вторичного модифицирования способствует более стабильному получению твердости в указанных пределах.

Оценку стойкости валков производили по количеству прокатанного металла на одном калибре за одну установку. Результаты испытаний показали повышение стойкости валков из комплекснолегированных и модифицированных чугунов до 55% по сравнению с валками серийного производства.

ВЫВОД

Установлено положительное влияние комплексного легирования и модифицирования валковых расплавов на служебные свойства прокатных валков. Показано, что в целях повышения служебных свойств валков рекомендуется для валков черновой группы клетей в чугун вводить 0,3...0,5% меди, 0,3...0,5% титана и для модифицирования применять комплексный модификатор, состоящий из лигатур КМг9 и ФС30РЗМ30.

ЛИТЕРАТУРА

1. Кривошеев, А.Е. *Литые валки (теоретические и технологические основы производства) / А.Е.Кривошеев. -М.: Металлургиздат, 1957. – 360 с.*

ДОСЛІДЖЕННЯ СТІЙКОСТІ БАШТОВИХ КРАНІВ З УРАХУВАННЯМ РОЗПОДІЛУ НАВАНТАЖЕНЬ НА ОПОРИ

Іваненко О. І. (м. Харків, ХНАДУ),
Крупко І. В., Ермакова С. О. (м. Краматорськ, ДДМА)

Розвиток і подальше удосконалення вітчизняних баштових кранів у наш час неможливе без ретельного дослідження навантажень, діючих на кран, обґрунтування конструкцій опор баштових кранів за різних умов роботи, без вивчення фактичних режимів використання кранів у будівництві, без розробки прогресивних методів розрахунку стійкості, розрахунку навантажень на опори, що виникають у основі крана при довільних положеннях стріли, вильоті й вантажу на гаку. Виконання цих умов розвитку баштових кранів має велике практичне значення, адже забезпечення безпеки при їх експлуатації завжди залишається актуальною проблемою.

Аналіз конструкцій, способів установки і умов експлуатації баштових кранів та методик розрахунку їх стійкості показує, що останнім часом виникає необхідність в установці таких вантажопідйомних кранів, які б забезпечували навантажувально-розвантажувальні роботи в умовах обмежених майданчиків. При цьому виникає питання, у якому важливим чинником становиться стійкість кранів при різних умовах роботи та різних вітрових навантаженнях. У цьому випадку на перший план виходить правильний вибір опорного контуру, для чого дуже важливим є визначення навантажень на опорні елементи та розробка конструкції самих опорних елементів.

Метою дослідження є підвищення безпеки експлуатації баштових кранів на основі обґрунтування навантажень та конструкції опорного контуру з урахуванням умов роботи, а предметом дослідження – процес навантаження і визначення розподіл навантажень між опорними елементами будівельного баштового крану.

Під час досліджень було проведено: аналіз конструкцій, засобів установки баштових кранів з урахуванням можливих навантажень на кран та опори за різних умов роботи; складено структурну схему та розроблено математичну модель процесу взаємодії опорних елементів крану з ґрунтом для визначення навантажень на опорну частину кранів; розроблено методику розрахунку навантаження опорних елементів баштових кранів з урахуванням лінійних розмірів машини і просторового характеру дії навантажень, а також проведені теоретичні дослідження на основі розробленої математичної моделі по визначенню навантажень на кожному із опор крана при різних положеннях стріли і вантажу, установлені можливі максимальні навантаження, що виникають у процесі роботи крану на кожному з опор.

Питання стійкості баштових кранів досить повно розглянуті в роботах Вайнсона А.А., Невзорова Л.О., де представлені основні способи визначення коефіцієнтів стійкості при різних умовах роботи. Ураховуючи приведені методики в цій роботі передбачається розробка методики на основі структурування та накопичення навантаження на опорну частину крану та на кожному з опор.

На основі аналізу довідкових даних була складена структурна схема та розроблена математична модель, яка враховує можливі навантаження на кран, різні умови обпирання, жорсткість опорної площини. Структурна схема дає змогу розглянути взаємодію складових елементів крану та розробити математичну модель для розрахунків навантажень на опорні елементи машини.

Розроблена програма розрахунку дозволяє простежити вплив різних факторів на навантаженість опорних точок з обліком просторового характеру навантаження машини і застосування розробленої математичної моделі.

Розроблений алгоритм розрахунку навантажень на опори крану на основі математичної моделі дозволяє провести розрахунковий експеримент, визначити величину і характер зміни навантажень на опори крану за різних умов роботи: при різних вантажах та змінних вильотах, вітрових навантаженнях.

Установлено, що навантаження опорних елементів крану носить коливальний характер. Навантаження, виникаючі в опорах крану, змінюються у широких межах в залежності від положення елементів крану. Деякі опорні точки мають як позитивне, так і негативне навантаження при повороті крану. Коливання навантажень на ці точки мають амплітуду близько 200 кН.

Для дослідження навантажень на опорні елементи крану за розробленою методикою при різних режимах роботи була розроблена програма у пакеті Maple, де в якості моделі для досліджень був взят баштовий кран КБ-100. Усі подальші теоретичні і експериментальні дослідження виконувались на цій моделі крану.

Для порівняння вказаних досліджень також було проведено комп'ютерне моделювання визначення і розподілу навантажень на опори, яке показало коливання розбіжності дослідження математичної та комп'ютерної моделі в межах 5%, що дозволяє вважати математичну модель адекватною.

ЛІТЕРАТУРА

1. Невзоров Л.А., Зарецкий А.А., Волин Л.М. и др. Башенные краны. – М.: Машиностроение, 2010. – 292 с.
2. Єрмакова С.О., Крупко В.Г. Основні шляхи підвищення безпеки і надійності експлуатації стрілових кранів. Вісник ХНАДУ. – 2014. – Вип. 65-66. – с. 189 – 192.
3. Булатов Б.Л., Синельщиков А.В. Расчет устойчивости башенных кранов на основе определения реакций в опорах. Вест. Астрахан. гос. техн. ун-та, 2011. – № 2 (52). – с. 27-30.
4. Тарасова Т.В. Исследование устойчивости башенных кранов при воздействии ветровых нагрузок. Современные научные исследования и инновации. 2016. № 6 [Электронный ресурс]. URL: <http://web.snauka.ru/issues>.
5. Синельщиков А.В., Булатов Б.Л. Устойчивость башенных кранов при переменных эксплуатационных состояниях. Вест. Астрахан. гос. техн. ун-та, 2012. – № 2 (54). – с. 41–43.

ШЛЯХИ ПІДВИЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ У ВИЛИВКАХ, ОДЕРЖУВАНИХ ЗА ЛГМ

Калюжний П. Б. (м. Київ, ФТІМС НАНУ)

Лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), – процес одержання високоточних литих заготовок, який представляє собою технологію 21 століття. Перевага даного методу перед іншими способами лиття в тому, що він дає можливість виготовити фасонні виливки будь-якої конфігурації та практично з будь-яких сплавів: сталі, чавуну, алюмінієвих та мідних сплавів. Однак для певних виливків та сплавів даний метод не застосовується. Так відносно низька міцність алюмінієвих виливків, отриманих у піщаних формах, не дозволяє в повному обсязі використати їхні можливості. Зазвичай, виливки, одержані гравітаційним литтям в пісок (в тому числі за моделями, що газифікуються), мають високу пористість та крупнозернисту структуру. Через це їхні механічні властивості є невисокими. В зв'язку з цим актуальним є покращення якості та властивостей виливків із алюмінієвих сплавів, виготовлених за моделями, що газифікуються.

Одержання дрібнозернистої та щільної структури алюмінієвих сплавів можливе за рахунок прикладення зовнішнього впливу на метал, що кристалізується. Одним з таких способів є накладення механічної вібрації на ливарну форму при заповненні її металом та кристалізації сплаву. Результати досліджень показують, що вібрація може значно покращити заповнюваність алюмінієвого сплаву при ЛГМ [1]. Крім того вібрація, накладена під час кристалізації сплаву, підвищує механічні властивості та щільність алюмінієвого сплаву [2].

Позитивні результати дає і лиття під низьким газовим тиском. Крім того, що ЛГМ під низьким тиском сприяє кращому заповненню форми при нижчій температурі перегріву металу, встановлено [3, 4], що збільшується щільність металу та дещо підвищуються механічні характеристики алюмінієвих сплавів: твердість, міцність та пластичність.

Більш значного підвищення механічних властивостей у алюмінієвих виливках можна досягти при ГАМОДАР-процесі – технології отримання виливків за моделями, що газифікуються, з кристалізацією під високим тиском. Його принциповою відмінністю є операція пресування металу, яка розпочинається при досягненні металом температури кристалізації і продовжується до завершення кристалізації виливка.

Однак лиття під низьким газовим тиском та ГАМОДАР-процес потребують спеціального устаткування, застосування якого є не завжди виправданим. Через це був розроблений більш простий спосіб впливу на властивості алюмінієвих виливків, одержуваних за ЛГМ. Сутність його полягає в інтенсифікації процесів кристалізації та охолодження виливка аеродинамічним переміщенням сухого піску в ливарній формі. Простота способу полягає в тому, що аеродинамічний рух частинок досягається при продуванні шару

формувального матеріалу стисненим повітрям через пористе дно контейнеру, яке зазвичай використовується при ЛГМ для вакуумування форми під час заливання. Дослідні випробування виливків виготовлених з алюмінієвих сплавів АК9, АК7, АК5М2 показали, що межа міцності та пластичність при застосуванні аеродинамічного переміщення зростає в 1,5 рази в порівнянні з базовою технологією [5]. При цьому скорочується технологічний цикл виробництва за рахунок «швидкого» охолодження вилівка в формі.

Проведений аналіз свідчить про технологічний прогрес ЛГМ та можливість розширення свого застосування за рахунок усунення проблем, що виникають при виготовленні виливків із алюмінієвих сплавів. Постає необхідність у дослідженні комплексних впливів тиску, вібрації, вакууму, аеродинамічного переміщення формувального матеріалу та модифікування алюмінієвих сплавів на якість виливків, виготовлених за моделями, що газифікуються.

ЛІТЕРАТУРА

1. Zhao, Z., Fan, Z. (2012). *Influence of Vibration on the Heat Transfer of Lost Foam Casting Filling*. *Advanced Materials Research*, 418-420, 1618-1621. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.418-420.1618
2. Jiang, W., Chen, X., Wang, B., Fan, Z. & Wu, H. (2016). *Effects of vibration frequency on microstructure, mechanical properties, and fracture behavior of A356 aluminum alloy obtained by expendable pattern shell casting*. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 83, 167-175. DOI: 83. 10.1007/s00170-015-7586-0.
3. Li, J., Zhao, Z., Fan, Z., Jia, Z., Liu, W., Liu, L. (2012). *Determination of Optimal Temperature for Defect-Free Casting of Aluminium in the LP-LFC Process*. *Applied Mechanics and Materials*. 101-102, 934-937.
4. Niakan, A. A., Idris, M.H., Karimian, M., Ourdjini, A. (2012). *Effect of Pressure on Structure and Properties of Lost Foam Casting of Al-11Si Cast Alloy*. *Applied Mechanics and Materials*. 110-116, 639-643. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.110-116.639.
5. Шинский, О.И., Марукович, Е.И., Дорошенко, В.С., Калюжный, П.Б. (2017). *Регулирование свойств литых конструкций интенсификацией теплообмена в литейной форме с газифицируемой моделью*. *Литье и металлургия*. 4, 60-67. DOI: 10.21122/1683-6065-2017-4-60-67.

ПРИМЕНЕНИЕ УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩИХ ДОБАВОК В ПЕСЧАНО-ГЛИНИСТЫЕ СМЕСИ ДЛЯ УСТРАНЕНИЯ ПРИГАРА И ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА ЧУГУННОГО ЛИТЬЯ

Каргинов В. П. (г. Днепр, ООО «НПП "СОЮЗ"»),
Иванов В. Г. (г. Запорожье, НУ «Запорожская политехника»)

Применение в составе песчано-глинистых формовочных смесей углеродсодержащих веществ позволяет существенно улучшить качество поверхности чугунных отливок за счет устранения пригара. Традиционно такой добавкой в литейных цехах служит молотый уголь. Однако зачастую его применение не имеет требуемой эффективности, что связывают с недостаточным количеством в его составе «блестящего» углерода, т. е. компонента, в конечном итоге определяющего эффективность добавки.

Исследовали возможность применения углей украинских месторождений (Донецкой, Днепроградской и Львовской областей) в качестве противопригарной добавки. Оценивались угли по необходимым требованиям: показателям выхода блестящего углерода, содержания летучих веществ, серы, зольности, толщины пластического слоя, температурного интервала размягчения и др. Особый интерес представляло определить выход блестящего углерода, так как данный показатель является основным фактором, оказывающим влияние на пригар чугунных отливок. Этот показатель не определяется в практике отечественного литейного производства из-за отсутствия принятой методики его определения. Эффективность противопригарных добавок в литейных цехах обычно оценивают по показателям потерь при прокаливании формовочных смесей, которая должна находиться в пределах 4–6 %. Остальные показатели углей обычно имеются в сертификатах генетических, технологических и качественных характеристик на угольную продукцию, которые выдаются соответствующими лабораториями.

Для экспериментов использовали ускоренную методику определения блестящего углерода и твердого остатка, принятую в Германии и Польше известной как MERKBLATT P-85, а также определяли потери при прокаливании формовочных смесей с данными углями. Дополнительно оценивали величину пригара на чугунных образцах, отливаемых в песчано-бентонитовые формы с добавкой исследуемых углей.

Установлено, что образцы углей украинских месторождений удовлетворяют необходимым требованиям не в полной мере. Если показатели содержания летучих (30–40 %), серы (1,0–1,6 %) и зольности (10–20 %) находятся практически в приемлемой зоне, то значение выхода блестящего углерода (не более 3–5 %) не соответствуют необходимому уровню. Потери при прокаливании формовочных смесей с данными углями составляли более 7,0%, а все чугунные образцы, отлитые в песчано-бентонитовые формы с добавкой этих углей, отличались значительным пригаром.

Поэтому для обеспечения высоких противопригарных свойств угли необходимо подвергать существенной доработке: модифицировать компонентами, повышающими выход блестящего углерода, поверхностную прочность и другие необходимые показатели, не ухудшая при этом физико-механических характеристик формовочной смеси.

ООО «НПП "СОЮЗ"» была разработана специальная синтетическая комплексная противопригарная добавка, получившая название МК10ЛА «Контрасанд», которая удовлетворяет всем необходимым требованиям к таким материалам и не уступающая импортным аналогам. Выход блестящего углерода находится в пределах 10...13%, содержание летучих – до 40%. По гранулометрическому и химическому составу «Контрасанд» – аналог зарубежных премиксов «КАРБОЛУКСОН», «АНТРАПУР», «НАЙВОК» и др.

Добавка МК10ЛА «Контрасанд» прошла промышленные испытания на ряде отечественных предприятий и показала свою эффективность: снизила или полностью устранила пригар, ужимины, ситовидную пористость, сократила время дробеметной очистки; упростила технологию ввода добавки (развес добавки фасуется в соответствии с объемом смесителя заказчика).

Таким образом, противопригарная добавка МК10ЛА «Контрасанд» является одним из резервов повышения качества поверхности чугуновых отливок, улучшения ее товарного вида, снижения расходов на финишные операции и, в конечном итоге, повышения конкурентоспособности литейной продукции.

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ ОТЛИВОК ПРИ ЛЕГИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТИ

Ковальчук А. Г., Ямшинский М. М., Федоров Г. Е.
(г. Киев, НТУУ «КПИ» им. И. Сикорского)

Для достижения высоких поверхностной прочности и износостойкости литых деталей в машиностроении используют различные виды обработки: химико-термическую, лазерную и др., а также электрохимические покрытия и специальные наплавки [1...3].

Перспективным направлением развития технологии получения отливок с дифференцированными свойствами является поверхностное легирование, которое заключается в применении красок и паст, наносимых на поверхность литейной формы перед заливкой ее углеродистым расплавом.

Поверхностное легирование позволяет существенно повысить, например, износостойкость отливок в результате управления процессами структурообразования в поверхностном слое [1, 2].

Авторами [1] исследованы процессы износостойкого поверхностного легирования с использованием некоторых ферросплавов, в состав которых входят карбидообразующие элементы. Такие исследования дали положительные результаты и подтвердили целесообразность использования ферросплавов в качестве наполнителей легирующих покрытий. Это позволило продолжить исследования в этом направлении [4...5].

Теоретический и практический интерес представляют исследование кривых охлаждений не дорогих ферросплавов с целью определить возможность их использования для поверхностного легирования. Анализом кривых охлаждений установлено, что использование данных ферросплавов целесообразно для поверхностного легирования. Для всех компонентов очевидное их расплавление под действием температуры расплава, поскольку их температуры плавления значительно ниже температуры плавления железа. Расплавление легирующих покрытий подтверждено визуальным анализом полученных образцов. В соответствии с содержанием углерода температура плавления ферромарганца 1200 °С для ФМн78 и 1240 °С – ФМн1,5. Аналогичная ситуация и с феррохромом: 1580°С – ФХ800 и 1620°С – ФХ015. Анализ кривых охлаждения подтверждает предыдущие данные авторов работы относительно толщины легированного слоя от материала покрытия в зависимости от температуры плавления покрытия.

С увеличением размеров фракции количество легирующего покрытия, которое не расплавилось, увеличивается, а толщина легированного слоя уменьшается.

Таким образом, для полного расплавления легирующего покрытия на основе марганца необходимо повышать температуру расплава до $1620 \pm 10^\circ\text{C}$ и увеличивать скорость заполнения литейной формы для сохранения его теплосодержания.

Установлено, что повышение гранулометрического состава легирующего покрытия способствует уменьшению толщины легированного слоя для всех компонентов. Наилучшие результаты получены после использования ферромарганца ФМн78, несколько ниже – марганца Мн965, а наименьшая толщина легированного слоя имеет место при использовании ферромарганца ФМн1,5. Для всех компонентов очевидное их расплавление под действием температуры расплава, поскольку их температуры плавления значительно ниже. Однако теплосодержания жидкого металла не хватает для полного расплавления легирующих покрытий, приготовленных на основе более крупных фракций. Это подтверждено визуальным анализом полученных образцов.

Установлено, что наибольшую толщину легированного слоя можно получить при использовании высокоуглеродистого ферромарганца ФМн78 в качестве наполнителя легирующего покрытия. При толщине легирующего покрытия 7 мм толщина легированного слоя достигает 12 мм.

Такой же характер изменения толщины легированного слоя от толщины легирующего покрытия сохраняется и для других компонентов. Однако толщина легированного слоя уменьшается, хотя остается достаточно высокой (10,6 мм для Мн965 и 9,5 мм – для ФМн1,5 при толщине покрытия 7 мм). Таким образом, для износостойкого поверхностного легирования с экономической точки зрения целесообразно использовать дешевый высокоуглеродистый ферромарганец ФМн78, который обеспечивает стабильность процесса поверхностного легирования и способствует образованию легированного слоя достаточной толщины. Распределение Mn и Fe показывает, что в легированном слое образовывается достаточное количество карбидов Mn, что подтверждает повышение твердости легированного слоя до 3 мм (см. рис.4). Далее в глубине слоя твердость падает вследствие малой диффузии марганца в структуре железа, образуя только твердый раствор, вследствие пропитки жидким металлом.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є. Методи підвищення литих жаростійких деталей // Наукові вісті Національного технічного університету «КПІ». – 2004, №4. – С. 98–104.
2. Борщ В.Г. Получение композиционных отливок с качественной поверхностью при использовании металлокерамических оболочек: Автореферат диссертации канд. технических наук. – КПИ, 1981. – 20с.
3. Богачев В.М. Грузин В.Г. Легирование поверхности отливок при затвердевании // Литейное производство, 1957, №5. С. 29–30.
4. Тихий В.Л. Исследование механизма и разработка технологии процессов поверхностного легирования отливок (Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук, 1975).
5. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є., Платонов Є.О. Сучасні технологічні аспекти виготовлення виливків із диференційованими властивостями поверхні // Наукові вісті Національного технічного університету «КПІ». – 2004, №6 – С. 69–75.

ПЕРСПЕКТИВЫ ВНЕДРЕНИЯ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Кожуховский Е. (3D SMARTPRINT),
Фесенко М. А. (г. Киев, НТУУ «КПИ» им. И. Сикорского)

В настоящее время аддитивное производство (известное под названием 3D печать) стало незаменимым помощником для многих отраслей. Возможности изготовления уникальных изделий сложнейших форм и фактур, с тонкими сечениями стенок, снижение производственных расходов, экономия времени на производство деталей и людских ресурсов, таковы основные преимущества аддитивного производства, за счет которых предприятия могут получать, весомый экономический эффект. При этом конструктора и технологи могут легко вносить изменения в 3D-моделях на любом этапе работы, что открывает дополнительные возможности для изготовления опытных образцов измененной конструкции за короткое время.

Литейное производство применяется в большинстве отраслей промышленности (машиностроение, приборостроение, авиация, автомобильная индустрия, судостроение, нефть и газ, изготовление медицинского инструмента и техники, протезирования, ювелирных украшений). Поэтому применение аддитивных технологий в литейном производстве является одним из приоритетных направлений.

Совмещение аддитивного производства с литейными технологиями уже зарекомендовало себя в Германии, Польше, Соединенных Штатах Америки, Японии при изготовлении широкой номенклатуры изделий из различных сплавов. С использованием таких технологий изготавливаются сложные по конфигурации детали, например, «Крыльчатка», «Каркас сидений самолета», «Сложный импеллер», «Коробка передач» и т. п.

На сегодняшний день на Украине внедрение аддитивных технологий в литейной отрасли находится лишь на этапе экспериментального опробования или же при изготовлении литых деталей небольших серий. Поэтому дальнейшей задачей является расширение и внедрение в отечественное производство литья инновационных технологий и комплексных ноу-хау аддитивного производства.

Компания 3D SMARTPRINT является ведущей компанией в Украине сервиса 3D печати и специализируется на изготовлении высокоточных моделей для специальных способов литья (по выжигаемым моделям в оболочковые формы, по выплавляемым моделям), элементов литейных форм (стержней), а также готовых под заливку форм из силикатного песка для изготовления деталей из железо-углеродистых и цветных сплавов. Предоставляет широкий выбор 3D оборудования, расходные материалы, услуги по производству пресс-форм, моделей для литья металла по чертежам заказчика. Кроме того, сотрудниками компании проводятся исследовательские работы по изучения материалов отечественного производства и разработкам технологий 3D печати с их использованием.

Приглашаются к сотрудничеству заинтересованные компании и предприятия, которые после внедрения данных наработок и технологий смогут выпускать литейную продукцию мирового качества.

СТРУКТУРА ТА ФАЗОВИЙ СКЛАД ЛИТИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al–Cr–Co В ОБЛАСТІ СКЛАДІВ 0–70% (АТ.) Al

Корнієнко К. Є., Крикля Л. С., Петюх В. М., Тіхонова І. Б.
(м. Київ, ІПМ НАНУ), Соболев В. Б. (Технічний центр НАНУ)

Сплави системи Al–Cr–Co є перспективними для застосування у сучасній техніці, зокрема, в умовах високих температур, коли необхідна висока корозійна стійкість — у двигунах внутрішнього згорання в якості лопатей або матриць для дисперсійно–зміцнених сплавів. Вони мають високу стійкість до окиснення завдяки швидкому утворенню тонкого захисного оксидного шару, що складається, головним чином, з сесквіоксиду алюмінію Al_2O_3 при високій температурі витримки [1]. Іншою важливою причиною інтересу до сплавів системи Al–Cr–Co є належність сполуки $AlCrCo_2$ до фаз Гейслера, яким притаманно багато цікавих властивостей (магнітооптичні і магнітокалоричні, ефект пам'яті форми, поляризація спина, термоелектричні властивості та інші). Сплави Гейслера на основі сполуки $AlCrCo_2$ також рекомендовані як один з найкращих потенційних кандидатів в якості електродів у пристроях на основі гігантського магнетоопору з геометрією підключення струму перпендикулярно до площини (СПП–ГМО) завдяки високій температурі Кюрі, високій поляризації спина та великій намагніченості.

Нами проводяться дослідження характеру фазових рівноваг у потрібній системі Al–Cr–Co в області складів 0–70% (ат.) Al, результати яких стануть внеском у створення наукового базису для пошуку та дизайну нових функціональних матеріалів на основі сплавів названої системи. У даній роботі представлено результати дослідження сплавів з даної області у литому стані, на базі яких з використанням літературних даних побудовано робочу модель діаграми плавкості системи Al–Cr–Co в області складів 0–70% (ат.) Al.

Згідно з літературними даними, дослідження фазових рівноваг у потрібній системі Al–Cr–Co проводяться протягом тривалого часу, починаючи з 50-х років, проте вони стосуються переважно рівноваг при певних температурах у широкому інтервалі (від 1527 до 700 °C). Щодо рівноваг при кристалізації сплавів, то вони представлені лише окремими елементами проєкції поверхні ліквідуса [2, 3]. Автори [4] повідомляли, що структура сплаву, який містить близько 20% (ат.) Cr, 61% (ат.) Co та 19% (ат.) Al, складається з евтектики складу $Al_{13,2}Cr_{21,3}Co_{65,5}$ (у % (ат.)) та невеликої кількості первинної фази $\langle\alpha Co\rangle$, проте даний факт суперечить запропонованій будові поверхні ліквідуса. Тому нами було поставлено завдання більш докладного вивчення характеру фазових рівноваг у системі Al–Cr–Co в області рідко–твердого стану.

Сплави для дослідження 19 складів виплавляли з вихідних компонентів дуговою плавкою з вольфрамовим електродом, що не витрачається, у середовищі аргону, гетерованого титаном. У литому стані сплави досліджували методами мікроструктурного (МСА) та локального рентгеноспектрального (ЛРСА) аналізів. Зйомку мікроструктури проводили на приладі Superprobe–733

фірми JEOL (Японія). в режимі відбитих електронів, а ЛРСА сплавів виконували на приладі Superprobe JXA-8200 фірми JEOL (Японія).

Будову діаграм стану обмежуючих подвійних систем Al–Cr, Al–Co та Cr–Co прийнято за даними з даними термодинамічного опису [5], критичного огляду [6] та термодинамічного опису [7] відповідно. Згідно з побудованою нами робочою моделлю діаграми плавкості системи Al–Cr–Co в області складів 0–70% (ат.) Al, у системі мають місце три нонваріантні чотирифазні рівноваги за участю рідини — одна евтектична за участю твердих розчинів на основі α -модифікацій хрому і кобальту та фази AlCo, а також дві перехідних відповідно до рівнянь $L + \langle \alpha\text{Cr} \rangle \rightleftharpoons \gamma_3 + \langle \text{AlCo} \rangle$ та $L + \langle \text{AlCo} \rangle \rightleftharpoons \gamma_3 + \gamma_1$ (де γ_3 та γ_1 є відповідно високо- та низькотемпературною модифікаціями фази на основі сполуки Al₈Cr₅). Розчинність хрому в фазі $\langle \text{AlCo} \rangle$ при субсолідусних температурах не перевищує 17% (ат.), у той час як максимальна розчинність кобальту в фазах γ_3 та γ_1 становить близько 8% (ат.). Існування переходу 2-го роду $\langle \alpha\text{Cr} \rangle / \langle \text{AlCo} \rangle$, про яке повідомлялося в літературі [8], є малоімовірним.

Таким чином, з використанням даних щодо структури та фазового складу литих сплавів, нами вперше встановлено характер фазових рівноваг при кристалізації сплавів та побудовано робочу модель діаграми плавкості системи Al–Cr–Co в області складів 0–70% (ат.) Al. Дослідження системи буде продовжено.

ЛІТЕРАТУРА

1. Lowell C.E. *Thermal Expansion in the Ni–Cr–Al and Co–Cr–Al Systems to 1200°C Determined by High–Temperature X–Ray Diffraction* / C.E. Lowell, R.G. Garlick, B. Henry // *Metall. Trans.* — 1976. — Vol.7A, № 5. — P. 655–660. — doi: 10.1007/BF03186796.
2. Chart T.G. *Calculated Phase Diagrams for Superalloys and Stainless Steels* / T.G. Chart, A.T. Dinsdale // *National Physical Laboratory Report DMA (c)*. — 1983. — Vol.23.
3. Barry T.I. *A Thermodynamic Approach to the Possibilities for Replacing Expensive Elements in High–Temperature Alloys* / T.I. Barry, T.G. Chart // *Contr. No 1989-82-11 EDISPF, SGTE Ref. 5-3/82, Division of Materials Applications National Physical Laboratory Teddington*. — 1985. — P. 1–40.
4. *New Eutectics Based on Fe, Co, and Ni. II. Co–Base Eutectics* / G. Haour, F. Mollard, B. Lux, I.G. Wright // *Z. Metallkd.* — 1978. — Vol.69, № 2. — P. 69–74.
5. *Thermodynamic Re-modelling of the Ternary Al–Cr–Ti System with Refined Al–Cr Description* / V.T. Witusiewicz, A.A. Bondar, U. Hecht, T.Ya. Velikanova // *J. Alloys and Compounds*. — 2015. — Vol.644. — P. 939–958. — doi: 10.1016/j.jallcom.2015.04.231.
6. Grushko B. *Al–Co Binary Phase Diagram Evaluation [Електронний ресурс]* / B. Grushko, G. Cacciamani // G. Effenberg (ed.), *MSI Eureka, MSI, Materials Science International, Stuttgart*. — 2010. — Document ID: 20.10235.1.5. — Режим доступу: http://www.msi-eureka.com/preview-html/20.10235.1.5/Al-Co_Binary-Phase-Diagram-Evaluation. — Заголовок з титул. екрану.
7. Kusoffsky A. *A Thermodynamic Evaluation of the Co–Cr and the C–Co–Cr Systems* / A. Kusoffsky, B. Jansson // *Calphad*. — 1997. — Vol.21, № 3. — P. 321–333. — doi: 10.1016/S0364-5916(97)00033-3.
8. *Phase Equilibria and Stability of the BCC Aluminide in the Co–Cr–Al System* / K. Ishikawa, M. Ise, I. Ohnuma *та ін.* // *Ber. Bunsen-Ges. Phys. Chem.* — 1998. — Vol.102, № 9. — P. 1206–1210. — doi: 10.1002/bbpc.19981020924.

КОМПЛЕКС ІННОВАЦІЙНИХ ТЕХНІЧНИХ РІШЕНЬ ДЛЯ ВПРОВАДЖЕННЯ В КОВАЛЬСЬКО-ПРЕСОВОМУ ВИРОБНИЦТВІ

Корчак О. С. (м. Краматорськ, ДДМА)

Сучасне ковальсько-пресове виробництво для підвищення енергоефективності реалізації технологічних процесів постійно потребує впровадження комплексу технічних рішень, що охоплює широкий спектр інновацій, пов'язаних з удосконаленням конструкцій, режимів роботи та принципів функціонування ковальсько-пресового обладнання (КПО) та систем його керування.

До першої групи інноваційних технічних рішень, тобто спрямованих на удосконалення конструкцій КПО, можна віднести наступні:

- системи керування з підвищеним коефіцієнтом щільності потужності;
- конструкції базових вузлів машин;
- рішення, спрямовані на збереження характеристик міцності несучої конструкції машин та її відновлення після подовженої експлуатації;
- методики оцінки потенційної необхідності, періоду та напрямку переоснащення й оновлення базових вузлів машин;
- системи безвідмовної експлуатації металоконструкцій обладнання з безперервним діагностуванням системою автоматичного керування їх технічного стану, визначенням ступеня фізичного зносу та перерозподілом робочого навантаження між базовими елементами машини для досягнення їх рівномірності;
- основні принципи розведення комунікацій уздовж несучої конструкції машини, розташування джерел енергоносіїв та розподільної апаратури для зменшення загального рівня опорів та втрат;
- конструкції дросельних регулювальних, наповнювально-зливних, розвантажувальних й інших клапанів систем керування з високими показниками кавітаційної та вібраційної стійкості;
- методи досягнення необхідних конструктивних і швидкісних характеристик клапанів керування переміщенням інструменту під час реалізації технологічного процесу обробки тиском;
- способи та засоби монтажу й демонтажу обладнання;
- системи змащення базових вузлів машин, способи та засоби зменшення величини зношення з можливістю досягнення ефекту беззношуваності.

Інноваційні технічні рішення з удосконалення режимів роботи КПО, що працює в межах автоматизованих комплексів, наступні:

- способи регулювання швидкості переміщення рухомих частин машин й інструменту із застосуванням засобів регулювання та контролю на базі взаємопов'язаних регулювальних клапанів системи керування та пристроїв гальмування виконавчих механізмів або дросельних елементів;
- режими гальмування інструменту на заданому розмірі заготовки, що забезпечують досягнення високої точності здійснення технологічного процесу у поєднанні з підвищеною енергоефективністю відповідно до закладених

в систему автоматичного керування алгоритмів та математичних моделей основних етапів машинного циклу обладнання;

- методи обробки заготовок, виходячи із умов розрахункової міцності інструмента, матеріалу й інтенсивності знеміцнення заготовки, графіку технологічного навантаження та жорсткості конструкції машини;

- рекомендації з вибору темпу кування (штамбування) в залежності від показників енергоефективності приводу;

- режими спрацьовування дросельних регулювальних клапанів при здійсненні обладнанням розгону та гальмування рухомих частин, а також декомпресії силових циліндрів від високого тиску зі збереженням заданого високого темпу кування (штамбування).

Удосконалення принципів функціонування КПО здійснюється впровадженням наступних інноваційних технічних рішень:

- системи регулювання швидкості переміщення рухомих частин машин й інструменту на базі програмно пов'язаних датчиків тиску, засобів регулювання й контролю регулювальних клапанів системи керування та пристроїв зміни параметрів руху плунжерів гідравлічних циліндрів;

- методи визначення базових параметрів систем керування та окремих етапів машинного циклу обладнання для використання у закладених в систему автоматичного керування алгоритмах та математичних моделях;

- методики створення систем керування КПО з необхідними швидкісними, кінематичними та динамічними параметрами;

- провідні тенденції з конструювання гідроліній та їх розведень в системах керування гідравлічними пресами з урахуванням коефіцієнту якості гідросистеми та зведеної жорсткості трубопроводів;

- способи живлення обладнання енергоносіями;

- методики контролю частки зведеного коефіцієнта гідравлічного опору регулювальних клапанів, що приходиться на одиницю зусилля машини, із застосуванням фактора вагомості клапана;

- способи прискорених заповнення силових циліндрів рідиною низького тиску та декомпресії від високого тиску після деформування заготовки.

Застосування пропонованого комплексу інноваційних технічних рішень дозволить суттєво підвищити енергоефективність та надійність КПО.

У наведеному матеріалі використані дані відповідно до описів технічних рішень згідно патентів України 58132, 59091, 59092, 59107, 59108, 59241, 59244, 59245, 59247, 59250, 59319, 61408, 61520, 61521, 64921, 64933, 64956, 64960, 64962, 65320, 65407, 65417, 65642, 69050, 69054, 69056, 69313, 70738, 79281, 79282, 79283, 79284, 79289, 79294, 79295, 79840, 88583, 91504, 91505, 93951, 94656, 94657, 94658, 98717, 98722, 102251, 105610, 106817, 107808, 107809, 107949, 107951, 107953, 108570, 108595, 108953, 108954, 111156, 116016, 116045, 116201, 116202, 116542, 116543, 116544, 116816, 116973, 116975, 117177, 117735, 117752, 117754, 118079, 118081, 118084, 118085 (заявник та патентовласник – Донбаська державна машинобудівна академія).

ЗАХОДИ ЗБІЛЬШЕННЯ РЕСУРСУ БЕЗВІДМОВНОЇ РОБОТИ СИЛОВИХ ЦИЛІНДРІВ ГІДРОПРЕСОВОГО ОБЛАДНАННЯ

Корчак О. С. (м. Краматорськ, ДДМА),
Біленець К. Є. (м. Краматорськ, НКМЗ)

При роботі силових циліндрів пресів відмови можуть наступати як наслідок зношення поверхонь до граничного стану; значної зміни коефіцієнта тертя та різкого його збільшення; кавітаційного руйнування; похибок монтажу тощо.

При дослідженні ресурсу безвідмовної роботи базових вузлів гідропресового обладнання та послідуєчій розробці відповідних заходів для зменшення зношення необхідно базові вузли машини – силові циліндри та елементи станини – розглядати не окремо один від одного, а застосовувати системний підхід, який передбачає врахування їх взаємодії та взаємного впливу під час експлуатації. Зазначені базові елементи гідравлічних пресів взаємопов'язані між собою:

- конструктивно – робочі циліндри встановлені у верхню нерухому поперечину та своїми плунжерами спираються на рухому поперечину, а колони своїми кінцями затиснуті у верхню нерухому поперечину та взаємодіють з рухомою поперечною по напрямним;

- так і функціонально – під час навантаження гідравлічного преса при реалізації технологічних процесів формозмінення заготовки замикання зусиль, що розвиваються, відбувається саме на станині преса, до складу якої входять всі ці базові вузли.

Зазор між плунжером та внутрішньою порожниною корпусу робочого циліндра встановлюється, виходячи з умов його вільного переміщення в корпусі та відсутності перетискання робочої рідини в цьому зазорі. Внутрішня порожнина корпусу схильна кавітаційно зношуватися. Крім того в зазначеному зазорі розміщено напрямну втулку, яка запобігає перекосу плунжера при переміщенні рухомої поперечини. Антифрикційні властивості втулки та можливість підведення до неї системи змащення дозволяють значно подовжити строк експлуатації плунжера, особливо, коли до складу матеріалу втулки входить мідь. В цьому випадку окрім зниження тертя створюються умови для виникнення вибіркового переносу. Експлуатаційні умови сполучення «плунжер – напрямна втулка» порушуються, як правило, з причини виникнення корозійного та абразивного зношення. Перший вид зношення розвивається внаслідок старіння робочих рідин, а другий – внаслідок їх недостатньої фільтрації. Тому якість робочої рідини має вирішальне значення при запобіганні зношенню пар тертя силових циліндрів. Крім того, ресурс безвідмовної роботи силових циліндрів залежить від застосованих конструкцій трубних з'єднань, які сполучають циліндри з джерелами високого та низького тисків. Низька довговічність й надійність трубних з'єднань внаслідок підвищеного зношення ущільнювальних елементів, їх ненадійної фіксації та виникнення витоків внаслідок перепадів тисків в трубопроводі, коливальних та гідроударних явищ призводять до передчасних відмов силових циліндрів. Тому при конструюванні трубних з'єднань намагаються зменшити ступень їх кавітаційного зносу та подовжити термін експлуатації.

ОЦІНКА МІЦНІСНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СТАНИН ГІДРАВЛІЧНИХ ПРЕСІВ КОЛОННОГО ТИПУ

Корчак О. С., Бочковой Д. О. (м. Краматорськ, ДДМА)

Станини колонного типу широко застосовуються в гідпропресобудуванні, адже їх конструкція відносно проста та має достатню жорсткість і міцність. До складу станин колонного типу входять наступні базові елементи:

- нижня нерухома поперечина, що відіграє роль опори преса;
- верхньої нерухомої поперечини, в якій розміщують робочі циліндри;
- колони, що утворюють замкнену рамну конструкцію та виконують роль напрямних для рухомої поперечини.

Станину колонного типу умовно можна розділити на зони, де технологічне навантаження чинить вплив на базові елементи від мінімального до максимально припустимого. Так, нижня нерухома поперечина, будучи опорою, встановлюється на фундаменті, має габарити й жорсткість більшу, ніж верхня нерухома поперечина, та крім технологічних навантажень сприймає загальну вагу машини. Пружно-деформований стан верхньої нерухомої поперечини визначається схемою навантаження в залежності від зусилля робочих циліндрів та його розподілення за ступенями зусиль преса. Немаловажним є також спосіб кріплення робочого циліндра до верхньої нерухомої поперечини та спосіб затискання різьбових кінців напрямних колон.

Під час реалізації технологічного процесу в елементах станини можливе виникнення як нормальних напружень, що не перевищують припустимі значення, так і небезпечних. Для колон преса нормальними можна вважати напруження розтягнення, які гарантують збереження заданого коефіцієнту запасу міцності. З появою згинаючих напружень – внаслідок ексцентричного прикладення технологічного навантаження або розбіжності (несиметричності) заповнення робочих циліндрів рідиною високого тиску – пружно-деформований стан колон та верхньої нерухомої поперечини свідчить про появу яскраво виражених зон втрати міцнісних властивостей конструкції.

Всі напруження, що виникають в елементах станини преса, мають циклічний характер, тому спричиняють появу напружень від втомленості, які згодом викликають появу тріщин – перш за все в місцях сполучення поверхонь контакту базових елементів та в межах концентраторів напружень.

Накопичення напружень від втомленості з одночасною втратою міцнісних властивостей при перекосах рухомої поперечини призводить до передчасних відмов базових елементів станин, втрати конструкцією стійкості через надмірне її розгойдування та порушення герметичності трубних розведень.

При проектуванні станин гідравлічних пресів колонного типу обов'язковим є закладення в конструкцію комплексу параметрів, завдяки яким на протязі всього періоду експлуатації будуть зберігатися відповідні міцнісні властивості всіх базових елементів.

МЕТОДИ МОДУЛЬНОЇ КОМПЛЕКТАЦІЇ ЛИВАРНИХ РОТОРНО-КОНВЕЄРНИХ КОМПЛЕКСІВ

Кравченко В. П., Дорошенко В. С., Шинський В. О. (м. Київ, ФТІМС НАНУ)

Проблема автоматизації та підвищення продуктивності ливарного виробництва потребує досліджень, зокрема, в напрямку створення роторно-конвеєрних комплексів (РКК), як технологічних систем, що здатні на основі ресурсоефективності реалізувати резерви збільшення випуску ливарної продукції, поліпшення її якості та умов праці при зменшенні трудовитрат. Створення таких комплексів пов'язано як з розробкою технологічних рішень, що укладаються в роторні модульні технологічно-виробничі пристрої, так і з оптимальним розміщенням у просторі ливарного цеху цих модульних пристроїв чи установок, що пов'язують окремі процеси (моделювання виливків, виготовлення форм, їх заливання, охолодження виливка та його вибивання, регенерацію формувальної суміші тощо) в цілий ливарний процес з виробничими операціями і рухом у просторі від сировини до продукції.

У постановці проблеми комплектації РКК ключовою проблемою є задача оптимізаційного геометричного моделювання в просторі високої розмірності. Її можна розглядати як задачу дискретної оптимізації, якщо використовувати принцип пооб'єктного розміщення, коли на кожному кроці проводити деякі геометричні перетворення, наприклад, зміни координат розміщення і кута повороту об'єктів системи РКК в просторі. Таким чином, систему РКК можливо розглядати, як клас задач розміщення об'єктів, що можуть бути використані для оптимізації розташування модулів і деталей РКК з урахуванням геометричних і механічних обмежень [1]. В якості геометричних обмежень враховують мінімально допустимі відстані між деталями РКК, обмеження на можливу орієнтацію деталей чи на параметри розміщення чи руху та змінні метричні характеристики складових модулів РКК. Доцільні дослідження задач розміщення складових об'єктів РКК, пошук допустимих і оптимальних класів розміщення і оптимізація допустимого компоновання модулів в просторі РКК; оптимізація параметрів, які задають розміри елементів обладнання; можливість додавання нового обладнання в допустиму архітектуру і компоновку системи вузлів і модулів РКК. Разом з тим реалізація високоефективного обладнання за принципом РКК у ливарних цехах досі не досягла значних успіхів вірогідно тому, що створення таких комплексів потребує нових покрокових техпроцесів формоутворення виливка, які дозволять узгодити їх з зазначеними принципами побудови РКК. На основі цих принципів комплектації РКК проходить підбір і корекція таких процесів для вирішення важливої задачі конструювання РКК.

ЛІТЕРАТУРА

1. *Оптимизация компоновки узлов и деталей бронетанковой техники / К.В. Аврамов, И.В. Гребенник, А.В. Панкратов, Т.Е. Романова. // Тези доп. I Міжнар. науково-техн. конф. – Харків: Інститут проблем машинобудування ім. А.М. Підгорного НАН України, 2018. – С. 81.*

СТАТИСТИЧЕСКИЙ КОНТРОЛЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ФАСОННОГО ПРОКАТА

Краев М. В. (г. Днепр, ЧАО «ДМЗ»)

Статистический метод контроля механических свойств проката применяется на предприятии более 10 лет. Метод позволяет в несколько раз сократить время аттестации проката, что предотвращает задержку отгрузки произведенной продукции.

Применение статистического контроля механических свойств допускается для фасонного проката по ДСТУ 4484–2005 (ГОСТ 535–2005). Его применение также согласовано с Engineering Bureau Franke International. Статистическим методом рассчитываются следующие показатели: предел текучести, предел прочности, относительное удлинение, ударная вязкость, работа разрушения при ударном изгибе.

Метод разработан на основе стандартных статистических методов контроля качества продукции [1–3].

Алгоритм разработки статистической модели:

- Выборка эмпирических данных механических свойств проката и химического состава стали. Промежуток времени производства не менее полугодя. Минимальный объем данных – 100 плавок.

- Представление значения показателя механического свойства \hat{y} в виде уравнения линейной множественной регрессии: $y = a + b_1x_1 + \dots + b_px_p$, где a, b_1, b_2, \dots, b_p – коэффициенты уравнения; x_1, x_2, \dots, x_p – значения содержания химических элементов в стали.

- Расчет компонентов уравнения с использованием метода наименьших квадратов.

- Расчет коэффициентов множественной корреляции и детерминации. Оценка их значений.

- Проверка статистической значимости регрессионной модели с использованием критерия Фишера.

- Проверка выборки на достаточность ее объема.

- Расчет значений верхнего и нижнего приемочных чисел.

- Оценка уровня показателя механического свойства требованиям нормативно-технической документации.

- Оценка надежности прогнозирования методом контрольных карт.

Разработано программное обеспечение для автоматизации расчета и визуализации проверки качества статистической модели.

ЛИТЕРАТУРА

1. ДСТУ 3514–97 *Статистические методы контроля и регулирования. Термины и определения.*

2. СОУ МПП 19.100–056:2004 *Статистический приемочный контроль качества металлопродукции по корреляционной связи между параметрами.*

3. ДСТУ ISO 7870-2:2016 (ISO 7870-2:2013, IDT). *Статистический контроль. Карты контрольные. Ч2. Карты Шухарта.*

КРИСТАЛІЗАЦІЯ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Hf–Rh–Ir

Крикля Л. С., Корнієнко К. Є., Хоружа В. Г. (м. Київ, ІПМ НАНУ)

Дослідження системи Hf–Rh–Ir розпочато нами у зв'язку з вивченням фазових рівноваг у чотирикомпонентних системах перехідних металів IV групи з тугоплавкими металами групи Платини. Дана система є однією з обмежуючих для четверної системи Hf–Ru–Rh–Ir, для якої відповідні потрійні системи були побудовані нами раніше [1–3]. Сплави гафнію з переліченими металами, окрім інтересу з наукової точки зору, є також перспективними як жароміцні конструкційні матеріали, каталізатори, адсорбенти водню; їх пропонують використовувати для покриттів деталей газових турбін [4] та в напівпровідниковій техніці [5].

Потрійна система Hf–Rh–Ir вивчається вперше. Сплави, виплавлені з компонентів у електродуговій печі, були досліджені в литому стані методами диференційного термічного (ДТА), мікроструктурного (МСА), рентгенівського фазового (РФА) та локального рентгеноспектрального (ЛРСА) аналізів.

За результатами дослідження вивчені процеси кристалізації сплавів системи Hf–Rh–Ir і побудована проекція поверхні ліквідуса на концентраційний трикутник. Потрійні сполуки в системі при субсолідусних температурах (на 20–30 °С нижчих за температури початку плавлення сплавів) не виявлені.

Встановлено, що поверхня ліквідуса системи Hf–Rh–Ir складається з поверхонь первинної кристалізації твердих розчинів на основі β -гафнію і фаз на основі бінарних сполук, що існують в обмежуючих системах Hf–Rh і Hf–Ir — Hf_5Ir_3 (структура Mn_5Si_3 -типу, η -фаза) і Hf_3Rh_5 (Ge_3Rh_5 -тип, θ -фаза), а також чотирьох неперервних рядів твердих розчинів між ізоструктурними фазами на основі сполук Hf_2Rh і Hf_2Ir (структурний тип Ti_2Ni , γ -фаза), ізоструктурними (типу CsCl) фазами на основі високотемпературних модифікацій сполук HfRh і HfIr (δ -фаза), між ізоструктурними фазами на основі сполук HfRh_3 і HfIr_3 (тип AuCu_3 , ϵ -фаза) та між ізоструктурними компонентами родієм та іридієм $\langle \text{Rh}, \text{Ir} \rangle$.

Слід зазначити, що найбільші за площею поверхні ліквідусу мають δ -фаза (за гафнієм її протяжність перевищує 30% ат.) і ϵ -фаза, найменші — η - і θ -фази. У системі мають місце конгруентні процеси $L \rightleftharpoons \gamma + \langle \beta\text{-Hf} \rangle$, $L \rightleftharpoons \delta + \epsilon$, $L \rightleftharpoons \epsilon + \langle \text{Rh}, \text{Ir} \rangle$, що протікають уздовж моноваріантних кривих, які беруть початок в обмежуючій системі Hf–Ir при 1460, 2050 і 2250 °С відповідно, а також $L \rightleftharpoons \delta + \gamma$, $L \rightleftharpoons \epsilon + \theta$, що виходять із нонваріантних точок U (чотирифазних рівноваг $L_U + \eta \rightleftharpoons \delta + \gamma$ та $L_U + \delta \rightleftharpoons \epsilon + \theta$) і завершуються в системі Hf–Rh при 1350 і 1450 °С відповідно. Процес $L \rightleftharpoons \delta + \gamma$, що відбувається вздовж моноваріантної кривої, змінює свій характер на інконгруентний при наближенні цієї кривої до точки p (яка відповідає складові рідини, що бере участь у процесі $L + \delta \rightleftharpoons \gamma$) системи Hf–Rh.

Визначено, що з обмежуючої системи Hf–Ir від температур 1920 та 1730 °С, відповідно, у потрійну систему спрямовані інконгруентні процеси

$L + \delta \rightleftharpoons \eta$ і $L + \eta \rightleftharpoons \gamma$, а з обмежуючої системи Hf–Ir від температури 1940 °C — процес $L + \delta \rightleftharpoons \theta$. Найвищою температурою на поверхні ліквідуса системи Hf–Rh–Ir є температура 2470 °C конгруентного плавлення сполуки HfIr₃, а найнижча відповідає температурі 1350 °C евтектичного процесу $L \rightleftharpoons \gamma + \langle \beta\text{-Hf} \rangle$ у подвійній системі Hf–Rh.

ЛІТЕРАТУРА

1. Еременко В.Н. Структура сплавів і діаграма фазових рівноваг системи Hf–Ru–Ir. IV. Схема кристалізації і політермічні сечення в області Hf–HfRu–HfIr / В.Н. Еременко, Л.С. Крикля, В.Г. Хоружая // Порошкова металургія. — 1992. — № 4. — С. 66–71.
2. Структура сплавів і діаграма фазових рівноваг системи Hf–Ru–Rh. IV. Поверхність ліквідуса і діаграма плавкості частинної системи Ru–HfRu–HfRh–Rh / Л.С. Крикля, К.Е. Корниєнко, В.Г. Хоружая та ін. // Порошкова металургія. — 2016. — № 3/4. — С. 97–108.
3. Крикля Л.С. Кристалізація сплавів системи Ru–Rh–Ir / Л.С. Крикля, К.Е. Корниєнко, В.Г. Хоружая // 6-я Міжнародна Самсоновська конференція «Матеріалознавство тугоплавких сполук», присвячена 100-літтю з дня народження Григорія Валентиновича Самсонова. 22–24 травня 2018 р., Київ, Україна. — С. 24.
4. 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.
5. 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.

ДОСЛІДЖЕННЯ МЕХАНІЧНИХ СИСТЕМ ТЕХНОЛОГІЧНИХ МАШИН ЗА ДОПОМОГОЮ МОДЕЛЕЙ

Крупко В. Г., Єрмакова С. О., Федін Д. О. (м. Краматорськ, ДДМА)

Сучасний промислово-господарський комплекс України базується на наступних основних напрямках, а саме: на гірничій промисловості (видобуток, транспортування і переробка корисних копалин); металургійній і машинобудівній галузях; будівництво (цивільне, промислове та дорожнє). Всі наведені напрямки потребують комплексів технологічних машин, які здатні виконувати різноманітні роботи від видобутку корисних копалин до отримання готової продукції. Під терміном «технологічні машини» розглядається цілий ряд підйомно-транспортних, землерийних і будівельних машин, що забезпечують виробничі процеси у названих сферах, до яких відносяться: вантажопідйомні крани, екскаватори, перевантажувачі та інші види спеціальної техніки.

Одним із напрямків забезпечення ефективної і надійної роботи технологічних машин є підвищення їх продуктивності і терміну роботи шляхом удосконалення систем за рахунок зниження динамічних характеристик робочого обладнання та підвищення працездатності окремих вузлів механізмів, що неможливо без всебічних теоретичних і експериментальних досліджень цих машин.

На кафедрі ПТМ ДДМА протягом багатьох років проводяться такі дослідження для вантажопідйомних кранів.

Методика досліджень включає наступні основні етапи:

- розробка структурних схем кранів, екскаваторів і окремих механізмів з метою виявлення взаємозв'язку між окремими елементами систем і системами механізмів;
- визначення силових і кінематичних параметрів систем, розробка еквівалентних схем і математичних моделей окремих механізмів та уточнення їх ролі в роботі машини;
- розробка математичних (динамічних) і імітаційних моделей з послідовними теоретичними дослідженнями окремих систем;
- обґрунтування визначальних параметрів цих систем та подальшому комп'ютерному моделюванню їх окремих елементів;
- фізичне моделювання механічних систем технологічних машин та зовнішнього середовища з яким вони взаємодіють з послідовними експериментальними дослідженнями;
- перевірка адекватності теоретичних і експериментальних досліджень та розробці відповідних рекомендацій для проектування і експлуатації. Тобто, дослідження механічних систем технологічних машин проводились у відповідності з вимогами теорії подібності і моделювання [1,2] з виконанням таких умов як: відображення (виконується умова подібності між моделлю і оригіналом); репрезентація (заміна оригінала моделлю); екстраполяція (отримання нової інформації про поведінку оригінала).

Таким чином загальну схему досліджень механічних систем технологічних машин можна представити у вигляді слідкуючої схеми: структура механічної системи → математичні моделі → імітаційні моделі → комп'ютерні моделі окремих елементів → фізичні моделі → результат.

Моделювання є нероздільним сполученням науки і мистецтва (рис. 1).

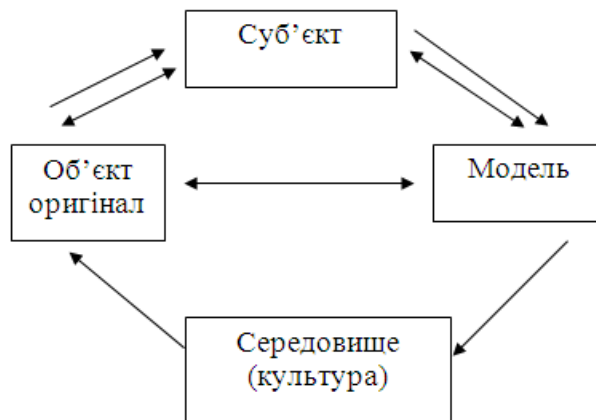


Рисунок 1 – Схема моделювання

Згідно представленої схеми нами розроблені математичні, комп'ютерні, імітаційні і фізичні моделі для дослідження: стрілових систем кранів і екскаваторів; динамічних навантажень на виконавчі механізми кранів і екскаваторів; стійкості стрілових кранів; енергоємності процесів взаємодії робочих органів землерийних машин з ґрунтом; працездатності окремих вузлів машин; нових конструкцій крокуючих і гусеничних рушіїв машин.

Проведенні дослідження дали змогу знайти цілий ряд нових технічних рішень в розробці механічних систем приводів механізмів, що дозволяє підвищити ефективність і удосконалити роботу технологічних машин за рахунок: зменшення динамічних навантажень на робоче обладнання, поворотну платформу, механізми пересування; зниження енергоємності робочих процесів механічних лопат і драглайнів та процесів їх пересування; підвищення працездатності механізмів та екскаваторів, стійкості стрілових кранів [3,4].

ЛІТЕРАТУРА

1. Баловнев В.И. Модели процессов взаимодействия со средой рабочих органов дорожно-строительных машин. – М.: Высш. шк., 1981 – 335с.
2. Седов Л.И. Метода подобия и размерности в механике. – М.: Наука, 1972 – 476с.
3. Крупко, В. Г. Розробка та дослідження засобів комплексного моделювання навантажень на механічні системи землерийних машин / В. Г. Крупко, В. В. Проць, В. А. Койнаш // Підйомно-транспортна техніка. – 2014. – № 1 (41). – С. 48–58.
4. Крупко В. Г., Єрмакова С. О. Моделювання систем підвісу стріл однокішшових екскаваторів та самохідних кранів // Науково-технічний та виробничий журнал «Підйомно-транспортна техніка» Одеський національний політехнічний університет, Підйомно-транспортна академія наук України. №3(59). – Одеса. - 2018 - С. 93-99. ISSN 2311-0368.
5. Крупко В.Г., Єрмакова С.О. Дослідження динамічних навантажень в балочній стріловій підвісі універсальних екскаваторів та кранів // Наукові вісті Далівського університету №15 – 2018.

УДОСКОНАЛЕННЯ МЕТОДІВ РОЗВИТКУ ТА ПЕРСПЕКТИВИ РОЗВИТКУ КРОКУЮЧИХ РУШІВ ПОТУЖНИХ ЕКСКАВАТОРІВ

Крупко І. В., Держинська О. В. (м. Краматорськ, ДДМА)

Видобуток корисних копалин відкритим способом залишається на Україні і країнах СНД одним із перспективних напрямків функціонування гірничої промисловості, тому постійне удосконалення екскаваторної техніки, розробка нових конструкцій виконавчих механізмів, є досить актуальною.

Сучасні потужні однокошові екскаватори є основним видом техніки, що забезпечує процес екскавації і перевантаження гірничих порід.

Як відомо такі екскаватори випускають з гусеничними і крокуючими механізмами пересування, при цьому слід ураховувати, що ефективність цих механізмів залежить від багатьох факторів, а саме від надійності механізмів, енергоємності процесів пересування.

Аналіз технічного рівня механізмів пересування показав, що перспективним є застосування чотирьох-опорного крокуючого механізму, але конструкція привода таких механізмів потребує подальшого удосконалення, що можливо на теоретичному і економічному рівнях [1].

Для проведення теоретичних досліджень можливо застосувати сучасну методика, яка повинна враховувати процес взаємодії і функціонування системи «машина – зовнішнє середовище».

Основними складовими цієї системи являються такі підсистеми як «виконавчі механізми» – механізм пересування, робоче обладнання – «зовнішнє середовище (вибій)».

Структурну схему такої системи можна представити в загальному вигляді (рис. 1).

Розрахунки окремих структурних елементів наведеної схеми можна представити у вигляді послідовно з'єднаних між собою функціонально закінчених елементів (ФЗЄ) [2].

$$f_i = (X, P, Y) = 0,$$

де X – вектор вхідних параметрів в системі «машина – зовнішнє середовище»;

P – вектор структури і параметрів машини;

Y – вектор вихідних параметрів, що характеризує ефективність роботи машини і окремих елементів структур.

При розрахунках крокуючих механізмів за представленою схемою і методикою, як поступально рухому масу (ПРМ), що можна представити в загальному вигляді. [3]. Це дозволяє виконувати опис крокуючих механізмів, як сукупності взаємопов'язаних окремих структурних функціонально закінчених елементів.

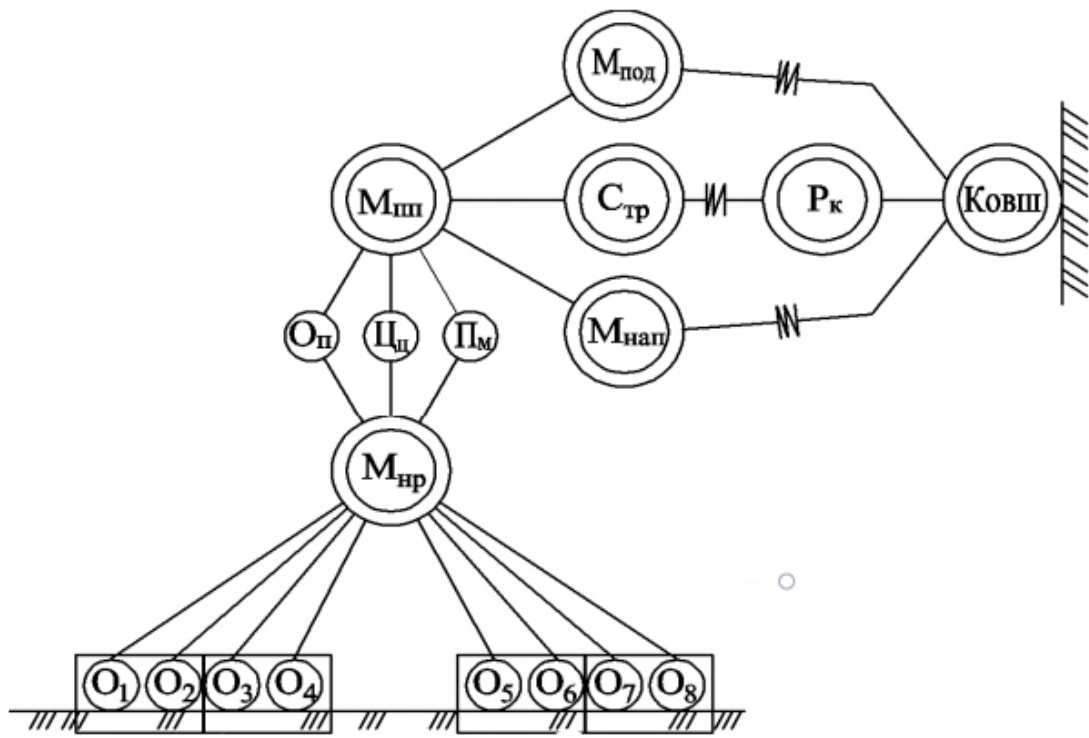


Рисунок 1 – Структурна схема екскаватора

Дана методика розроблена на кафедрах ПТМ ДДМА і гм ДонНТУ дозволила встановити характер взаємодії окремих елементів крокуючих механізмів та знайти шляхи їх удосконалення основними з яких є: розробка керованих систем управління, крокуючих механізмів; пошук оптимальних параметрів і форм опорних елементів лиж з метою покращення їх взаємодії з ґрунтом [4]; пошук шляхів зниження енергоємності процесів пересування з застосуванням енергосберігаючих або накопичувальних енергетичних систем.

ЛІТЕРАТУРА

1. Крупко И. В. Исследование силовых и кинематических параметров в четырехопорном шагающем движителе экскаватора / И. В. Крупко // Сборник научных трудов. – Алчевск : ДГТУ, 2010. – № 1. – 592 с.
2. Семенченко А. К. Теоретические основы анализа и синтеза горных машин и процесса их восстановления как динамических систем / Семенченко А. К., Кравченко В. М., Шабаев О. Е. – Донецк : РВА ДонНТУ, 2002. – 302 с.
3. Семенченко А. К. Обоснование силовых и кинематических параметров в четырехопорном шагающем движителе экскаватора / А.К. Семенченко, И. В. Крупко // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії – Краматорск : 2010. - № 1 (22). – 128–133с.
4. The influence of the constructive parameters of the supporting surface of the skis on the operation of the walking crane /I. Krupko, Dzerzhinska O.// Scientific Journal «Paradigm of knowledge». –Muscat. – 2018. – № 32. – P. 5–15.

ОБҐРУНТУВАННЯ РОБОЧОГО ОБЛАДНАННЯ ДРАГЛАЙН ІЗ ПРИЦІЛЬНИМ ВИВАНТАЖЕННЯМ КОВША

Крупко І. В., Ушакова Т. Г. (м. Краматорськ, ДДМА)

Аналіз технологічних пошуків показує, що з появою драглайнів, в основному, призначених для без транспортної системи розробки, мали місце спроби їхнього застосування на розробці більш високих уступів з навантаженням гірської маси в засоби кар'єрного транспорту. Екскаватор обладнається додатковим пристроєм з розвантажувальним канатом, що забезпечує, на відміну від умов розвантаження ковша в голови стріли, примусову прицільне його розвантаження в транспортні засоби у заданій точці уздовж майже всієї довжини стріли екскаватора. Прицільне розвантаження ковша у машин цього типу здійснюються через його передню кромку за рахунок повороту ковша у вертикальній площині навколо цієї, нерухомої при розвантаженні, кромки.

Застосування екскаваторів драглайнів з прицільним вивантаженням ковша в кар'єрний транспорт дозволить: побудувати технологічні схеми розкривної зони зі збільшеними по висоті робочими уступами, що відпрацьовують нижнім черпанням (стосовно до створення ділянок); провести заміну екскаваторів типу ЭКГ і автомобільного транспорту на виймально-навантажувальні драглайни, що здійснюють навантаження видобувної гірської маси на залізничний транспорт, розташований на покрівлі уступу; використати виймально-навантажувальні драглайни для виробництва добувних робіт з розташуванням транспортних комунікацій на покрівлі шару корисної копалини. Технічне переобладнання виконавчих механізмів драглайнів з прицільним вивантаженням, потребує додаткового механізму, який забезпечить утримання розвантажувального канату в потрібній зоні.

Привод розвантажувального канату є одним з основних елементів системи прицільного навантаження. Цей привод повинен забезпечувати: автоматичну підтримку в розвантажувальних канатах заданого зусилля натягу. Незалежно від напрямку й швидкості переміщення ковша (режим синхронізації); створення в розвантажувальних канатах заданих зусиль і швидкості руху для перекидання (повороту) ковша в процесі навантаження гірської маси в транспортні засоби (режим прицільного навантаження); зупинку перекидання ковша при будь-якій його положенні в процесі навантаження в транспортний засіб (режим фіксації) і наступний запуск системи; повернення ковша у вихідне положення після закінчення процесу навантаження.

ЛІТЕРАТУРА

1. Ветров, Ю. А. *Машины для земляных работ* / Ю. А. Ветров. – Киев: Вища школа, Головное изд-во, 1981. – 384 с. – ISBN 000-000-000-000-0.
2. Подэрин, Р.Ю. *Горные машины и комплексы для открытых работ* / Р.Ю. Подэрин, М.: «Недра», 1971. – 456 с.
3. Гуценко В.В. *Обоснование технологии отработки и рекультивации месторождений песчано - гравийной смеси в поймах рек: автореф. дис. на со-иск. уч. ст. канд. техн. наук.* Иркутск: Иркутский государственный технический университет, 2013. 19 с.

ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Ni–Mo–V У НІКЕЛЕВОМУ КУТІ

Кублій В. З., Уткін С. В., Бондар А. А., Ремез М. В.
(м. Київ, ІПМ НАНУ)

На основі системи Ni–Mo–V розробляються тверді сплави, які за твердістю і міцністю не поступаються сплавам на основі WC. Це сплави із двофазної області (Ni) + Mo₂NiB₂, леговані хромом, ванадієм або марганцем [1–4]. Добавки хрому і ванадію приводять до зміни кристалічної структури потрійного бориду Mo₂NiB₂ та морфології сплаву: Mo₂NiB₂ із ромбічною структурою та крупними прямокутними зернами перетворюється на борид (Mo,Cr)₂NiB₂ або (Mo,V)₂NiB₂ із тетрагональною структурою і дрібними, округлими, рівномірно розподіленими у матриці зернами. Добавки марганцю не змінюють кристалічну структуру бориду, але приводять до подрібнення його зерен. Фазові рівноваги в системі Ni–Mo–V, зокрема, в області сплавів із вмістом бору до ~50 % (ат.), вивчені досить добре у широкому температурному інтервалі (до температур плавлення) [5–7].

У цій роботі представлено результати тестування на стиск зразків сплаву із номінальним складом 81Ni–13Mo–6B, % (ат.), проведеного на машині «Ceram test». Встановлено температурну залежність пластичності та міцності сплаву в інтервалі від 20 до 700 °C. Сплав виплавлено із лігатур у дуговій печі з вольфрамовим електродом на мідному поді в середовищі аргону, гетерованого плавленням титану. Лігатури готували із аморфного бору (вміст вуглецю 0,02–0,05 % (мас.)) та переплавлених молібдену (99,97 % (мас.)) і електролітичного нікелю. За даними металографії, рентгенівського фазового і локального рентгеноспектрального аналізів (РФА та ЛРСА) досліджений сплав містив фазу на основі молібдену (Mo) та борид Mo₂NiB₂.

Як видно із рис. 1, пластичність дослідженого сплаву (ϵ) низька і становить 10,5 % при кімнатній температурі. З підвищенням температури вона ще більш зменшується і становить 6,5 % при 500 °C. Міцність сплаву (рис. 2) є досить високою і при кімнатній температурі, і при підвищеній: границя міцності (σ_{\max}) знижується від 1700 до 1600 МПа при нагріванні до 600 °C (рис. 2, крива *a*), а границя плинності (σ_{02}), відповідно знижується від 1100 МПа до 850 МПа (рис. 2, крива *b*). Тобто, з підвищенням температури до 600 °C сплав не зазнає суттєвого знеміцнення.

Таким чином, сплави системи Ni–Mo–V із області фазових рівноваг (Ni) + Mo₂NiB₂ від кімнатної температури до 700 °C мають низьку пластичність ($\epsilon = 10,5\text{--}6,5\%$). Разом з тим, міцність сплавів є досить високою і суттєво не знижується з підвищенням температури до 700 °C ($\sigma_{\max} = 1700\text{--}1600$ МПа; $\sigma_{02} = 1100\text{--}850$ МПа). За отриманими показниками міцності сплави можна віднести до категорії жароміцних.

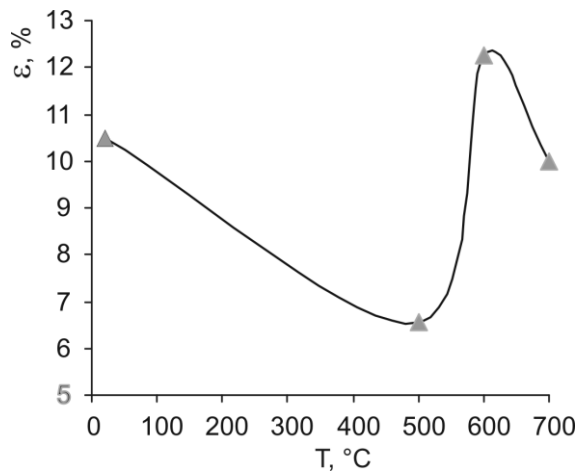


Рисунок 1 – Залежність пластичності сплаву 81Ni–13Mo–6B від температури в інтервалі від 20 до 700 °С

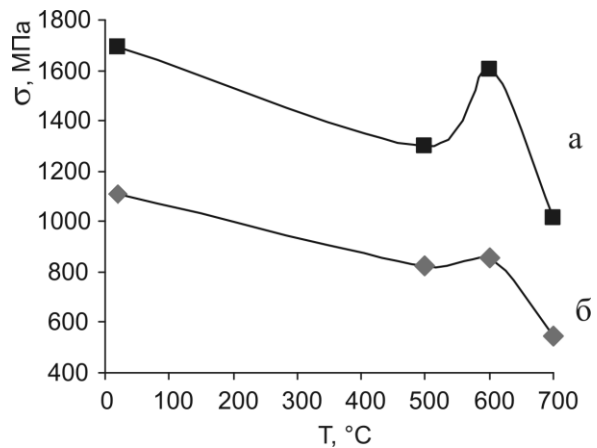


Рисунок 2 – Залежність міцності сплаву 81Ni–13Mo–6B від температури в інтервалі від 20 до 700 °С
(а – границя міцності σ_{max} ;
б – границя плинності σ_{02})

ЛІТЕРАТУРА

1. Komai M., Yamasaki Y., Takagi K. Effects of Cr content on properties of (Mo, Ni) boride-base hard alloys // *J. Japan Inst. Metals.* – 1993. – 57, No. 7. – P. 813–820.
2. Takagi K. Effect of Mn on the mechanical properties and microstructure of reaction sintering Mo₂NiB₂ boride-based cermets // *Met. Mat. Intern.* – 2003. – 9, No. 5. – P. 467–471.
3. Yamasaki Y., Nishi M., Takagi K. Development of very high strength Mo₂NiB₂ complex boride base hard alloy // *J. Solid State Chem.* – 2004. – 177. – P. 551–555.
4. Кублій В.З., Бондар А.А., Уткін С.В., Петюх В.М., Лисенко С.І., Мініцький А.В., Яковенко Р.В., Маслюк В.А., Великанова Т.Я. Структура та властивості сплавів на основі комплексного бориду (Mo, Ni, Cr)₃B₂ // *Современные проблемы физического материаловедения.* Київ: ІПМ НАН України, 2006. – Вип. 15. – С. 84–92.
5. Кузьма Ю. Б. Рентгеноструктурное исследование систем Ti-Ni-B, Mo-Ni-B и W-Ni-B / Ю. Б. Кузьма, М. В. Чепига // *Порошковая металлургия.* – 1969. – № 10. – С. 71–75.
6. Omori S. Phase Relationships in Ni–Mo–B and Ni–W–B Systems at 1223 K / S. Omori, K. Koyama, Ya. Hashimoto, M. Yamashita // *J. Japan Inst. Metals.* – 1984. – Vol. 48, No. 7. – P. 682–687.
7. Уткін С.В. Поверхня солідуса системи Mo–Ni–B / Уткін С. В., Кублій В. З., Слєпцов С. В., Бондар А. А., Левченко П. П., Осокін Г. А., Великанова Т. Я. // *Надтверді матеріали.* – 2019. – № 5 (у друці).

ТЕРМОДИНАМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al-Ce-Ni

Кудін В. Г., Макара В. А., Шевченко М. О.
(м. Київ, КНУ ім. Т. Шевченка, ІПМ НАНУ)

Сплави системи Al-Ce-Ni у широкій області складів утворюють кристалічні, квазікристалічні та об'ємні аморфні матеріали, а в збагаченій нікелем — поглинають значну кількість водню. Щоб встановити причини і механізм аморфізації таких матеріалів, необхідно вивчити фізико-хімічні властивості сплавів цієї системи в твердому і рідкому станах, а також температури фазових перетворень у них. На даний час досліджені ізотермічні перерізи системи Al-Ni-Ce в декількох роботах, напр. [1, 2]

Для створення нових матеріалів необхідне фундаментальне дослідження енергії міжатомної взаємодії в металічних розплавах, кількісною мірою якої є значення термодинамічних параметрів. Термодинамічні властивості розплавів системи Al-Ni-Ce важливі для розуміння та кількісного опису їх тенденції до склоутворення, яка встановлена для сплавів систем Al-Ni-RE (RE = La, Ce, Pr, Nd, Y) та детально досліджена для системи Al-La-Ni.

Ми вперше дослідили термохімічні властивості розплавів системи Al-Ni-Ce вздовж чотирьох променевих перерізів з $X_{Al}/X_{Ce} = 0,4/0,65; 0,55/0,45$ при $T = 1800$ К; $X_{Ni}/X_{Ce} = 0,45/0,55$ при $T = 1430$ К і $X_{Al}/X_{Ni} = 0,73/0,27$ при $T = 1957$ К. Встановлено, що розплави всіх перерізів утворюються з виділенням теплоти. Це корелює з тим, що в даній системі утворюється велика кількість потрійних інтерметалідів.

Ми також розрахували ентальпії, енергії Гіббса і ентропії змішування, активності компонентів вивчених рідких сплавів Al-Ni-Ce за моделлю Редліха-Кістера, використовуючи аналогічні дані для обмежуваних підсистем, рис. 1.

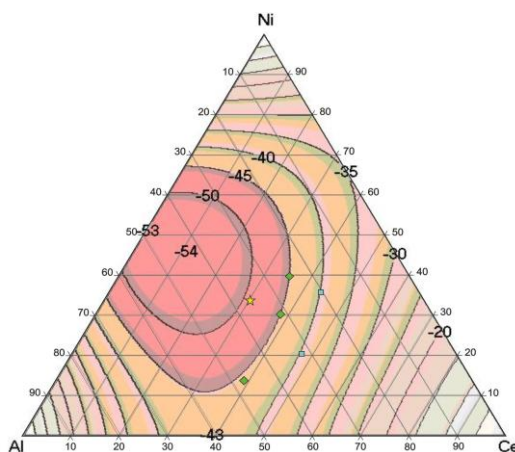


Рисунок 1 – Ізоентальпії змішування розплавів системи Al-Ni-Ce при 1770 К (лінії – розрахунок за моделлю Редліха – Кістера, точки – наші експ. дані)

Видно, що розраховані і експериментально визначені ентальпії змішування вивчених розплавів добре узгоджуються між собою. Це свідчить про те, що врахування потрійної взаємодії дозволило одержати добре співпадання

з експериментальними результатами, які визначені при не дуже високих температурах (1400–1770 К). Показано, що мінімум ΔH даних для потрійних розплавів припадає на область концентрацій сплавів, що знаходяться поблизу сполуки NiAl. Мінімальне значення ентальпій змішування розплавів становить 54 кДж/моль при складі $\text{Al}_{0,45}\text{Ce}_{0,1}\text{Ni}_{0,45}$.

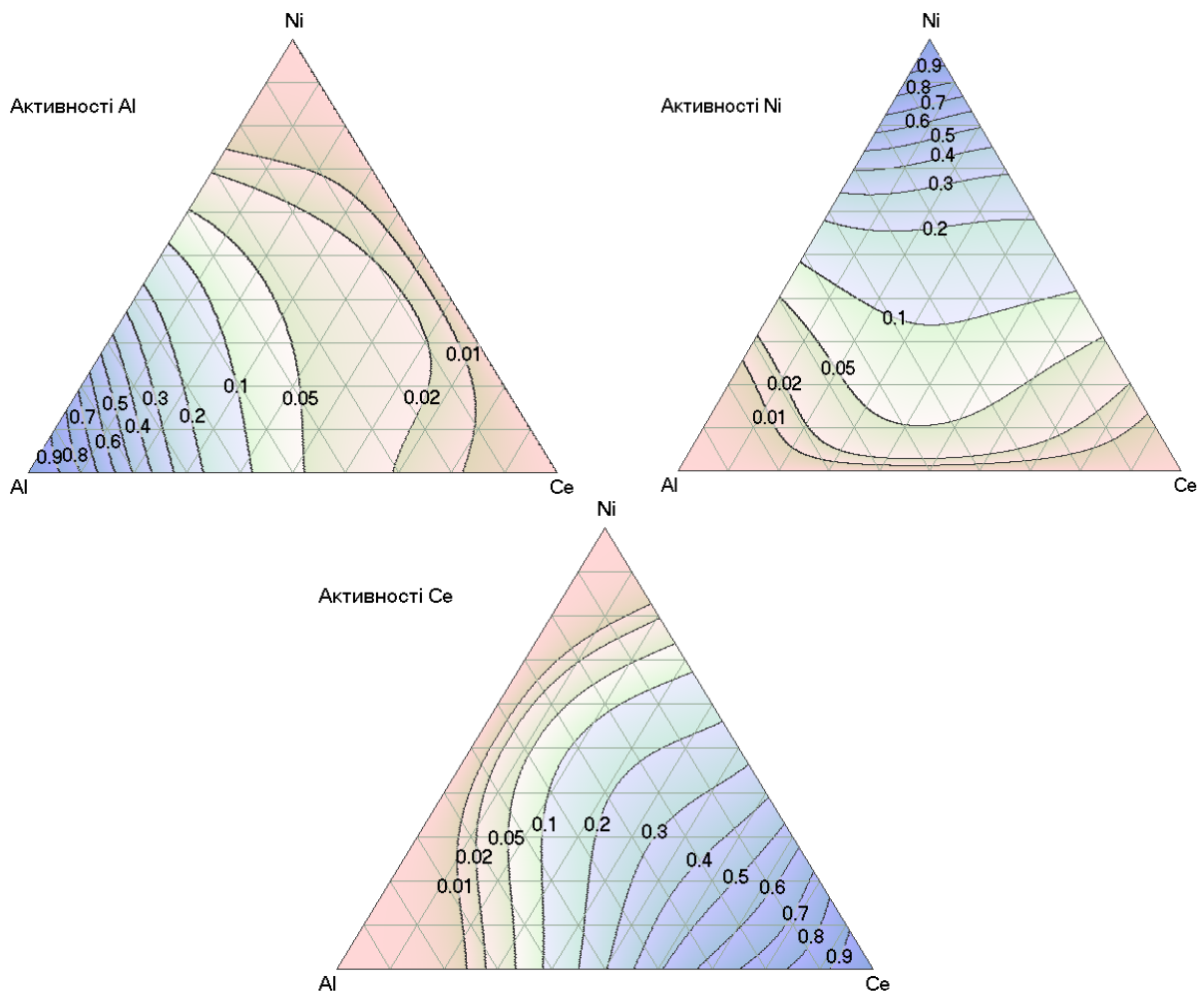


Рисунок 2 – Активності компонентів розплавів системи Al-Ni-Ce при 1800 К, розраховані за моделлю Редліха – Кістера – Муджіану

Як і слід було очікувати, активності компонентів рідких розплавів системи Al-Ni-Ce проявляють дуже великі від’ємні відхилення від ідеальних розчинів. Мінімум $\Delta G = -40$ Дж/моль, $\Delta S = -6$ Дж/моль·К. Ясно, що розплави системи Al-Ni-Ce характеризуються сильною енергією взаємодії між різноіменними компонентами.

ЛІТЕРАТУРА

1. Tang C., Du Y., Zhou H. The phase equilibria of the Al–Ce–Ni system at 500 °C *J. Alloys and Compounds*. 2009.- V. 470.- P. 222–227.
2. Tang C. Du Y., Zhou H., Xu H.H., Xiong W., Zhang L.J., Zheng F. Experimental investigation of the Al-Ce-Ni system at 800 °C *J. Intermetallics* 2008. – V.16.- P. 432–439

ОПЫТ ПОЛУЧЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ ЧУГУНОВ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ НАПЛАВКОЙ В ТОКОПОДВОДЯЩЕМ КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ

Кусков Ю. М., Биктагиров Ф. К., (г. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ),
Фесенко М. А. (г. Киев, НТУУ «КПИ» им. И. Сикорского)

Чугун является одним из основных конструкционных материалов, обладающих рядом ценных эксплуатационных свойств [1]. Определенные виды чугунов, в частности белый чугун, имеют высокую износостойкость и используются в качестве покрытий поверхностей, подвергающихся различного вида изнашиванию. В литейной технологии сплав железа с углеродом со структурой белого чугуна получают за счет регулирования скорости охлаждения при кристаллизации металла либо за счет легирования и модифицирования серого чугуна [2,3].

Одним из методов получения на изделиях защитных покрытий, в том числе износостойких, является электрошлаковая наплавка в токоподводящем кристаллизаторе (ЭШН ТПК) [4]. Конструкция ТПК представляет собой медный цилиндрической формы водоохлаждаемый кристаллизатор с изолированными друг от друга по высоте двумя или тремя секциями. К его верхней секции подводится электрическое напряжение и ток протекает через слой шлака между этой секцией и наплавляемым изделием. Наличие свободной от токоподводящих элементов зеркала шлаковой ванны и интенсивное электромагнитное ее вращение в горизонтальной плоскости позволяет плавить в ТПК сыпучий дискретный материал. Особенно эффективно с экономической точки зрения использованием в качестве наплавляемого материала отходов в виде стружки.

Задача получения износостойкого чугуна путем ЭШП ТПК с применением присадки обычного серого чугуна ранее не рассматривалась, хотя хорошо известны возможности электрошлаковой плавки по получению качественного металла путем его рафинирования и модифицирования.

Исследования выполнялись с использованием флюса АНФ-29 в токоподводящем кристаллизаторе диаметром 180 мм. В качестве переплавляемой присадки использовали стружку чугуна СЧ-20, полученную при механической обработке изделий.

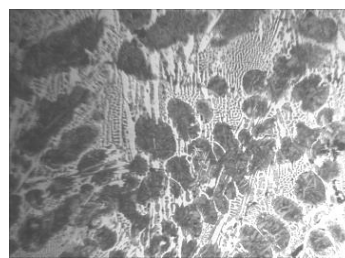
Выполненные эксперименты показали, что при наплавке серым чугуном твердость наплавленного слоя находится в пределах НВ 140-170. Т.е. несмотря на интенсивный отвод тепла в стенки водоохлаждаемого кристаллизатора, имеющейся скорости кристаллизации металла недостаточно для предотвращения графитизации цементита. Охлаждение слитка с наплавленным слоем непосредственно после наплавки водой не отразилось на изменении твердости чугуна. Поэтому в дальнейшем эксперименты проводили с использованием модифицирующей добавки.

В качестве такого модификатора был использован теллур. Он был выбран исходя из имеющегося опыта производства прокатных валков с модифицированием расплава нелегированного или низколегированного чугуна небольшими присадками этого элемента [4,5]. При ЭШП ТПК модифицирующие и легирующие добавки для лучшего их усвоения предпочтительно подавать по ходу плавки в виде погружаемой в шлаковую ванну порошковой проволоки. Такой прием использовался и при наплавке серым чугуном с одновременной подачей в шлаковой ванну порошковой проволоки диаметром 2,5 мм, содержащей в качестве шихты порошок теллура.

Исследования наплавленных образцов показали, что при модифицировании теллуrom обеспечивается получение в наплавленном слое структуры белого чугуна с перлитно-цементитной структурой и достаточно высокой твердостью металла HRC 48–50 (рис. 1, б). При этом ввиду сильного модифицирующего действия теллура даже сравнительные небольшие его присадки (по расчету 0,2 % от массы наплавляемого чугуна) позволяют достичь требуемого результата и такой технологический прием может быть перспективным для получения износостойких покрытий.



а



б

Рисунок 1– Микроструктура серого чугуна (а) и наплавленного слоя из чугуна после модифицирования Те (б) ($\times 100$)

ЛИТЕРАТУРА

1. Худокормов Д.Н. Производство отливок из чугуна / Д.Н. Худокормов. – Мн.: Высшая школа, 1987. – 197 с.
2. Гарбер М.Е. Г20 Износостойкие белые чугуны: свойства, структура, технология, эксплуатация / М.Е. Гарбер. – М.: Машиностроение, 2010. – 280 с.
3. Кусков Ю.М. Наплавка в токоподводящем кристаллизаторе – перспективное направление электрошлаковой технологии // Автоматическая сварка. 1999. – № 9. – С. 76–80.
4. Ширяев В. В. Технологические особенности производства биметаллических (многослойных) отливок повышенной износостойкости / В. В. Ширяев, О. А. Пеликан, И. О. Шинский, Д. В. Глушков, Ю. Н. Романенко // Металл и литье Украины, 2009. – №7–8. – С. 52-55.
5. Цыпин И. И. Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства / И.П. Цыпин – М.: Металлургия. – 1983. – 176 с.

МОДЕЛЮВАННЯ ЛИТИХ ХУДОЖНІХ ВИРОБІВ ЗА ДОПОМОГОЮ CAD-СИСТЕМИ SOLIDWORKS

Лапченко О. В., Шевчук Д. С. (м. Краматорськ, ДДМА)

Друга половина ХХ століття ознаменувалася справжньою революцією в дизайні, яка залишила яскравий слід в автомобілебудуванні, авіації, звичайно ж, у виробництві товарів народного споживання. Невід'ємною атрибутикою й основними робочими інструментами дизайнера в той час були олівець, папір і інші матеріали, що дозволяли швидко й наочно представляти дизайнерські задуми. Ці ж засоби успішно використовувалися й у процесі наступного конструкторського пророблення виробів і застосовувалися при побудові інженерних креслень, які, у свою чергу, лягали в основу підготовки виробничого процесу. Однакові робочі інструменти конструктора й дизайнера дозволяли застосовувати дизайн-ескізи для первинних креслярських побудов і, таким чином, відштовхуватися від концептуальних ідей при проектуванні конструкції майбутнього виробу.

Ситуація змінилася, коли почали з'являтися засоби автоматизованого проектування. Для реалізації ідей конструкторів і дизайнерів була розроблена велика кількість спеціалізованого програмного забезпечення. Наприклад, у теперішній час для дизайнерів найбільш широке поширення мають такі програми як: Rhinoceros 3D, ArtCAM, Autodesk 3ds Max, а для конструкторів: SolidWorks, AutoCAD, Компас 3D.

Дизайнерські й конструкторські групи програмного забезпечення мають істотні відмінності як в інтерфейсі, так і в ідеології конструювання. Дизайнери в основному займаються поверхневим моделюванням, а інженери – твердотільним. Однак існують такі види проектування, у яких необхідна комбінація елементів дизайнерської й конструкторської діяльності.

Специфікою моделювання художніх литих виробів є необхідність комбінування поверхневого й твердотільного методу. Якщо модель розробляється для серійного виробництва, то процес проектування включає велику кількість етапів, у які, крім створення моделі виробу, також входять розробка технології й оснащення для виробництва виробу, створення креслярсько-конструкторської документації й моделювання процесу лиття. У такому випадку більш доцільно використовувати конструкторське програмне забезпечення. Це дозволить уникнути помилок, які можуть виникнути при експорті-імпорті геометрії з одних програм в інші.

Мета даної роботи – продемонструвати можливість реалізації такого підходу за допомогою інженерної CAD системи на прикладі широко поширеної програми для 3D моделювання SolidWorks.

Крім стандартних інструментів твердотільного моделювання ця система має модуль поверхневого моделювання, що дозволяє створювати гібридні моделі, які містять як поверхневу, так і твердотільну геометрію. У зв'язку

із цим можна стверджувати, що SolidWorks є єдиною інтегрованою системою, у якій можуть повноцінно працювати як конструктор, так і дизайнер.

Використовуючи SolidWorks, конструктор може використовувати модель, створену дизайнером, для проектування виробу, причому зі збереженням асоціативного зв'язку, що забезпечує оновлення кожної з моделей при внесенні змін у конструкцію.

Вибір тих або інших способів побудови цілком і повністю залежить від користувача; висока функціональність системи дозволяє ту саму геометрію отримати різними методами, що підвищує комфортність роботи й робить SolidWorks гнучким засобом 3D моделювання.

Базовими засобами SolidWorks для роботи з поверхнями можна створювати наступні типи поверхонь:

- плоска поверхня;
- поверхня витяжки;
- поверхня обертання;
- поверхня по траєкторії;
- поверхня по перетинах;
- еквідистантна поверхня;
- серединна поверхня;
- імпортована поверхня.

Усі перелічені типи поверхонь, крім імпортованих, є параметричними й можуть бути відредаговані шляхом зміни розмірів. Крім цього, з поверхнями можна виконувати такі операції, як подовження, обрізка, зшивка, спряження (зкруглення), зашиття отворів, переміщення, копіювання, видалення й т.п. Поверхні SolidWorks відмінно працюють у комбінації із твердотільними елементами і можуть бути перетворені в суцільну твердотільну модель.

Таким чином, базовими засобами SolidWorks можна побудувати геометричну модель практично будь-якої форми. Якщо ж стандартної функціональності недостатньо, можна використовувати ряд спеціалізованих модулів, таких як GeometryWorks, ShapeWorks, SurfaceWorks і т.п., що надають користувачеві потужні інструменти для створення й редагування складних поверхонь. Спеціальні модулі знаходять застосування у всіляких областях: автомобільної й аерокосмічної промисловості, кораблебудуванні, проектуванні технологічного оснащення та ін.

МЕТОДИ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ТОВСТОСТІННИХ ВИЛИВКІВ, ОТРИМАНИХ ЛИТТЯМ ПІД ТИСКОМ

Лисенко Т. В., Ясюков В. В., Крейцер К. О., Козишкурт Є. М.,
Пономаренко Ю. Д. (м. Одеса, ОНПУ)

Завдяки технології лиття під високим тиском можливо отримувати виливки зі складною рельєфною поверхнею і товщиною стінки від 0,8 мм і іншими перевагами (якість поверхні, однорідність структури, висока продуктивність і т.д. [1]). Однак через необхідне швидке заповнення форми уприскуванням під високим тиском з'являється проблема захоплення повітря, і навіть при вдосконаленому процесі спостерігається деяка пористість в центрі виливки.

Одним з методів підвищення якості товстостінних щільних виливків, отриманих литтям під високим тиском, є модернізація існуючого обладнання [2].

Розроблено робочий проект системи вакуумування прес-форми. Проект передбачає можливість використання системи вакуумування для прес-форм на машинах 160 – 1000 тз замикавання. Створена система дозволяє роботу на алюмінієвих, цинкових і магнієвих сплавах.

Призначення системи:

- оптимальне усунення повітря зі всіх порожнеч прес-форми;
- постійне відсмоктування газів та парів впродовж усього періоду заповнення форми сплавом;
- придатність для відливок, які призначені для термічної обробки та зварювання;
- усунення пористості;
- виключення пазирів;
- поліпшення чистоти поверхні відливки;
- зниження динамічних та термічних навантажень на прес-форми.

Система вакуумування містить у собі спеціальний нормально-закритий клапан, який керується пневмоциліндром. Охолодження клапану здійснюється холодною водою. Управління клапаном здійснюється електрокеруємим пневморозподільвачем. Система обладнана датчиком абсолютного тиску, ресивером вакууму, вакуумним шлангом з внутрішнім діаметром 50 мм.

Вакуумна система з'єднується з цеховим колектором через локальний ресивер, а автоматичний режим роботи забезпечується системою керування машиною лиття під тиском.

ЛІТЕРАТУРА

1. Антипов, В.В. *Стратегия развития титановых, магниевых, бериллиевых и алюминиевых сплавов* / В.В. Антипов // *Авиационные материалы и технологии*. - 2012. - №5. - С. 157–167.
2. Лисенко Т.В, Тур М.П., Козишкурт Є.М., Мосейчук М.В. *Методи збільшення продуктивності установок лиття під низьким тиском* // *ЛИТЬЕ. Металлургия*. - 2017. - С. 158–160.

АКТУАЛЬНІ ПРОБЛЕМИ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

Лютий М. М., Костик К. О. (м. Харків, НТУ «ХПІ»)

Ливарне виробництво є основною заготівельною базою машинобудування. Слід зазначити, що частка литих заготовок в загальній масі виробів значна: автомобілебудування – 8–10%; тракторобудування – 15–18 %; сільгоспмашинобудування – 15–20 %; двигунобудування – 70–80 %. Крім того, на частку литих деталей в середньому припадає 20% вартості виробів. Як правило, литі деталі несуть високі навантаження в машинах і механізмах і визначають їх експлуатаційну надійність, точність і довговічність. Тому технічний рівень даних виробів безпосередньо залежить від якості, фізико-механічних властивостей, розмірної точності і вартості литих заготовок.

На сьогоднішній час актуальною проблемою залишається створення і розвиток технологій та обладнання для одержання литих заготовок для автомобільної, тракторної промисловості, сільськогосподарського машинобудування та інших галузей народного господарства.

Головною умовою підйому ливарного виробництва є його технологічне переоснащення, яке забезпечує поліпшення якості і підвищення конкурентоспроможності виливків.

Для досягнення означеної мети розробляють комплекс нових технологій та обладнання для виробництва високоякісних виливків, розробляють нові технології лиття у вертикально-стопочні форми, що дозволяє економити трудові, матеріальні та енергетичні ресурси. Також створюють різні модифікації формувального устаткування для цехів з одиничним і масовим характером виробництва – від машин автономного дії до комплексних автоматичних ліній.

Для виробництва більш великого лиття розробляють формувальні машини імпульсно-пресового ущільнення, особливістю конструкції якої є принцип почергового виготовлення напівформ низу і верху. Поряд з цим розробляють формувальне обладнання для технічного переоснащення ливарних цехів. Це універсальні формувальні машини з відкидною, поворотною і накатною траверсою і на їх базі формувальні лінії. Крім того, розробляють гаму обладнання для виробництва точної литої заготовки. Це одне -, дво -, а також багатопозиційні машини з електричним і газовим нагрівом для виготовлення оболонкових форм, а також технологія і обладнання для виготовлення виливків в облицьованих і необлицьованих кокилях.

Тривають розробки технологій і обладнання для виготовлення виливків відцентровим способом – одно-, двороторні, а також многороторные карусельні машини з автоматизованим циклом виготовлення литої заготовки з чорних і кольорових сплавів.

МЕТАЛУРГІЯ І МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО – ОСНОВА ЕКОНОМІКИ УКРАЇНИ

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

Україна – найбільша за площею країна Європи. Основу її валового внутрішнього продукту (ВВП) складають агропромисловий комплекс (близько 30%) і металургійна галузь (близько 25%). Але навіть цю продукцію Україна примудряється імпортувати. Що вже казати про інші товари і тим більше сучасні технології?

У світі давно існує переконання, що рівень української освіти й науки низький, і саме у цьому основна причина занепаду базових галузей промисловості. Куди ж поділася країна Патона і Сікорського?

Розглянемо причини системної кризи української економіки.

Стабільну економічну модель будь-якої держави можна представити у вигляді піраміди (рис. 1).

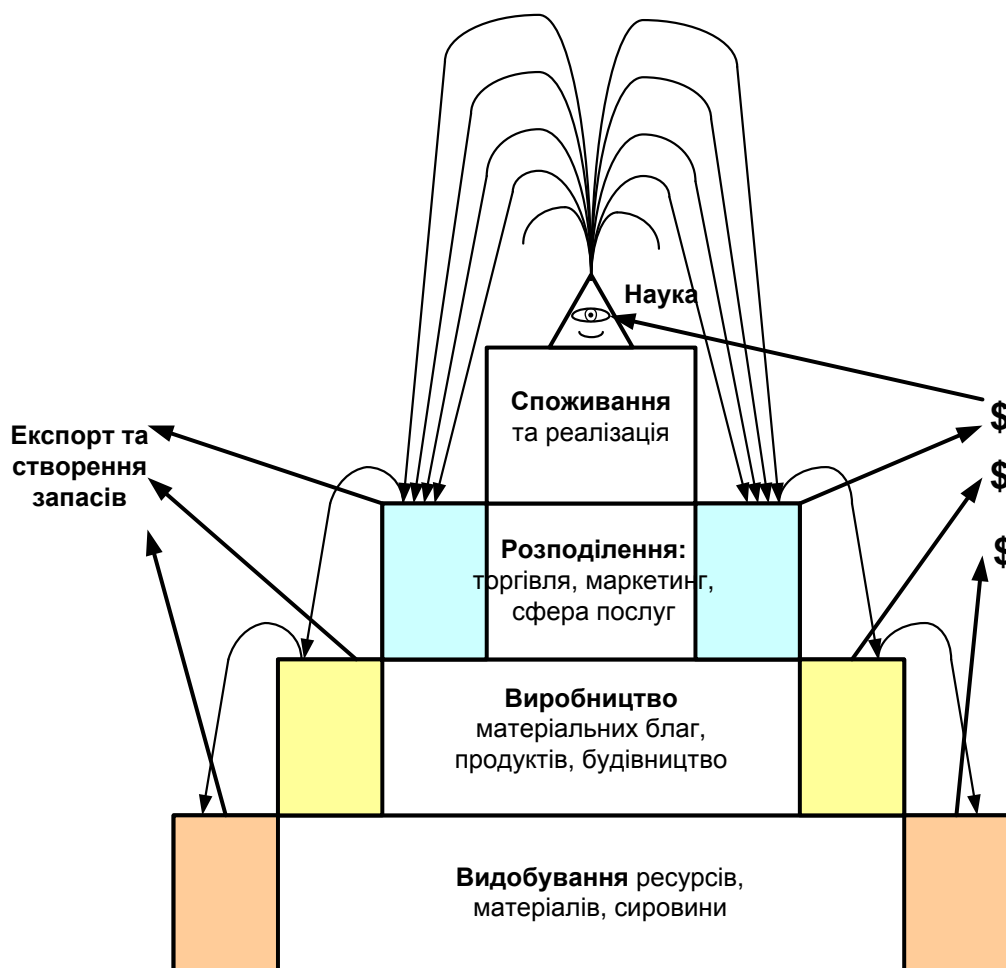


Рисунок 1 – Стабільна економічна модель держави

Вона має базуватися на галузях, які забезпечують отримання і відтворення ВВП, тобто видобування і перероблення ресурсів. До таких ресурсів

відносяться вугілля, газ, метал, інші корисні копалини, сільськогосподарські культури.

На наступному щаблі піраміди розташовано виробництво, яке використовує первинну сировину, перетворюючи її на готовий товар. У внутрішнє виробництво має залучатися не уся видобута сировина, з тим щоб частина її йшла на експорт – на створення запасів, які приносять державі фінансові прибутки.

У свою чергу, частина вироблених благ та продукції також відправляється на експорт, приносячи додатковий дохід. Решта розподіляється всередині держави, для цього існує сфера розподілення та різноманітних послуг.

Відповідно, споживання матеріальних благ, їжі, палива, витратних матеріалів тощо відбувається у межах їх існуючої (виробленої і розподіленої) кількості. У такому разі сфери обслуговування і споживання гармонійно співіснують із промисловістю і виробництвом.

Наука, як об'єднавча ланка, вивчає усі ступені цієї умовної піраміди, зв'язки між ними, удосконалює їх та отримує достатнє фінансування.

Натомість економіка України нагадує перевернуту піраміду (рис. 2): коли сфера споживання займає найбільший сегмент ринку, а промислове виробництво не забезпечує і на чверть споживчих потреб. Нестачу ресурсів кожного року заповнюють за рахунок кредитів.

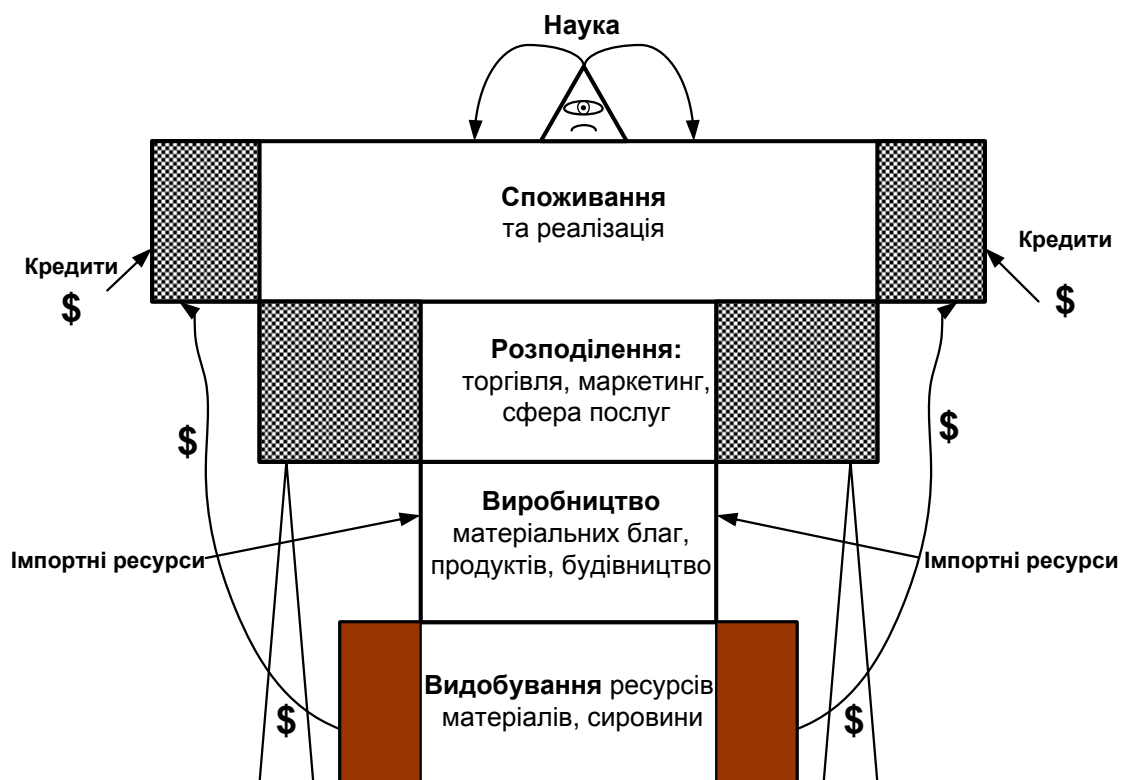


Рисунок 2 – Економічна модель України

Видобування сировини та матеріалів знаходиться на достатньому рівні, але їх подальше використання здійснюється за нелогічними схемами.

Частину власних природних ресурсів продають, гроші вкладають у споживання, а для виробничого сегменту додатково закупають більш дорогі імпортні ресурси.

Сфера розподілення, обслуговування і послуг займає небачено великий об'єм. Кожного дня нам намагаються продати щось непотрібне, нагодувати кредитами, акціями від Інтернет- і мобільних провайдерів тощо. Частина громадян перетворилась на торговельних агентів, які цілодобово шукають своїх клієнтів і активно воюють за них.

Сфера споживання також непропорційно збільшена. Будучи в цілому бідним народом, українці примудряються витратити у рази більше, ніж виробляють і створюють.

А наука, у свою чергу, працює тільки на споживчий сегмент.

Які у нас найпопулярніші наукові проекти? Мобільний додаток для замовлення піци, для поливання квітів, система «Розумний будинок», програмне забезпечення для створення комп'ютерних ігор, для розширення інформації в соціальних мережах. Жодного натяку на створення нового матеріального продукту.

Як висновок слід визнати, що піраміда, яку зображено на рис. 2, не завалюється тільки через підставлення опор у вигляді багатомільйонних валютних кредитів. Без розвитку нижніх двох фундаментальних щаблів (видобування та виробництво) споживання завжди буде переважати, а наука залишатиметься ізольованою від реальних завдань.

Основою розвитку будь-якої цивілізації є металургія і матеріалознавство. Але ці галузі виробництва дуже залежні від природних ресурсів. Україні пощастило в тому, що вона здатна видобувати значну кількість металевих руд, вугілля, ряд інших важливих матеріалів. Крім цього, пощастило ще й тому, що ми маємо достатню кількість визначних вчених, які знають, як виправити ситуацію.

Науково-технічний потенціал у світі розвинений дуже високо. Але завжди вибір залишається за найкращими: ноу-хау, нанотехнологіями, новими матеріалами. Наш науковий потенціал дає змогу сьогодні інтегрувати науку у виробництво: об'єднати ці дві сторони медалі, вибрати найбільш прогресивні технології, запровадити їх у промисловість, захистити при цьому екологію. Досягнення наших учених дають змогу конкурувати на міжнародній арені в галузі ливарного виробництва, металургії і матеріалознавства. Незважаючи на відсутність фінансування, рівень нашої технічної науки забезпечує можливість обмінюватися досягненнями із провідними світовими лідерами у цій галузі і презентувати потенціал України на міжнародній арені.

Додавши до цього високий рівень освіти, яку надають в університетах, особливо у технічній галузі, перспективи розвитку України за умови вірного розставлення пріоритетів є безумовно позитивними.

НОВІ МАТЕРІАЛИ ДЛЯ ЛИВАРНИХ ФОРМ

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

У технології виготовлення переважної більшості литих деталей із будь-яких сплавів передбачено використання формувальних і стрижневих сумішей, які багато в чому визначають якість готової продукції. Сьогодні широко використовується обмежене коло сумішей, в основному із вмістом органічних смоляних зв'язувальних матеріалів.

Подальше зростання обсягів литва у світі потребує залучення більшої кількості формувальних матеріалів, що, у свою чергу, негативно впливає на екологію. Більшість країн обмежує використання піщано-смоляних сумішей та синтез компонентів до них.

Вказані об'єктивні причини призвели до активного пошуку нових матеріалів для виготовлення форм і стрижнів. У першу чергу, даними питаннями зайнялись вчені країн, які стрімко розвиваються і потребують термінового впровадження розробок у виробництво.

Протягом 2015–2018 років з'явився ряд винаходів у Китаї [1–5], Республіці Корея [6, 7], США [8–10], об'єктами яких є неорганічні, екологічно безпечні зв'язувальні матеріали. Крім традиційного використання для сумішей холодного або теплового зміцнення, вчені цих країн роблять спроби адаптувати свої розробки до альтернативних ультрасучасних технологій: 3D-друку, фотополімерного або мікрохвильового зміцнення тощо [3, 11].

Установлено, що переважна більшість винаходів стосується зв'язувальних компонентів силікатної (близької до рідкого скла) і фосфатної природи. Ці матеріали не можна назвати принципово новими у ливарному виробництві. Скоріше за все, до них підходить термін «Інновація». Інновація, згідно літературного словника – запровадження у широке використання давно забутого слова, терміну, матеріалу, процесу, технології тощо. Таким чином, поява у 70-х рр. попереднього сторіччя фосфатних зв'язувальних компонентів для стрижневих сумішей і подальше їх майже повне витіснення синтетичними смолами з початку 90-х рр. і призвело до можливості їх «інноваційного» повернення.

Кафедра ливарного виробництва КПІ ім. Ігоря Сікорського багато в чому випередила найсучасніші світові розробки, адже аналогічні або близькі за хімічним складом і властивостями матеріали створювались нами починаючи з 2010 року. На сьогодні вже пройшли лабораторну перевірку і можуть бути рекомендовані до застосування зв'язувальні матеріали фосфатного класу для теплового зміцнення стрижнів, холодного зміцнення стрижнів, лиття за моделями, що витоплюються. Фізико-хімічні процеси зміцнення і способи сумішопріготування більш прості у порівнянні з аналогами.

Першу групу стрижневих сумішей складають ті, які зміцнюються внаслідок безпосередньої хімічної взаємодії ортофосфорної кислоти

з вогнетривкими наповнювачами: кварцовим, цирконовим, алюмосилікатним. Взаємодія відбувається виключно при нагріванні, тому суміш є стабільною у сирому стані.

Друга група – суміші, які містять ортофосфорну кислоту і неорганічні солі металів (алюмінію, натрію, марганцю, калію, заліза, магнію). До їх зміцнення призводять фізико-хімічні процеси, які не було досліджено і реалізовано у жодній галузі техніки, включаючи хімію неорганічних сполук.

Третя група сумішей містить попередньо синтезовані фосфатні або комплексні зв'язувальні компоненти з високою питомою міцністю, які забезпечують теплове зміцнення ливарних стрижнів.

Область використання розроблених матеріалів – стрижні для виготовлення литих деталей із чавуну і сталі. Проводяться також дослідження щодо можливостей їх застосування для кольорового литва.

ЛІТЕРАТУРА

1. Пат. 108907069 Китай, МПК В 22 С 1/18. Фосфатне в'язуче, модифіковане сульфатом заліза, і спосіб його отримання / Чжан Юшу, Лю Донг, Хіа Лу, Рен Янжен, Цай Пенг, Чжоу Лей. – заявл. 27.07.18, опубл. 30.11.18.
2. Пат. 106734858 Китай, МПК В 22 С 1/02, В 22 С 1/18, В 22 С 9/02. Спосіб приготування модифікованої жароміцної фосфатної литої піщаної форми / Ян Ян. – заявл. 25.12.16, опубл. 31.05.17.
3. Пат. 2017036316 Китай, МПК В 22 С 1/18 ; В 33 Y 70/00. Неорганічне композитне фосфатне в'язуче для 3D-друку з піском і спосіб його отримання / Сін Цзиньлун, Хан Вен. – заявл. 19.08.16, опубл. 09.03.17.
4. Пат. 105964891 Китай, МПК В 22 С 1/18. Високотекучий фосфатний неорганічний зв'язувальний пісок і спосіб його приготування / Ліанг Ханхе, Сяо Донгмей, Ган Манін. – заявл. 20.05.16, опубл. 28.09.16.
5. Пат. 102085561 Китай, МПК В 22 С 1/18. Композитний затверджувач для в'язучого і спосіб виготовлення композитного затверджувача / Юшу Джанг, Лу Ся, Гонгфей Шанг, Цзинь Хуан, Синьян Лі. – заявл. 04.12.09, опубл. 08.06.11.
6. Пат. 20180017400 Корея, МПК В 22 С 1/20, В 22 С 3/00, В 22 С 9/06. Спосіб підготовки лиття з високою міцністю з використанням тернарного неорганічного в'язучого / Джан Сон Гіл, Кім Сун Хі, Ву та Кван, Лі Же Хун. – заявл. 09.08.16, опубл. 21.02.18.
7. Пат. 20090058977 Корея, МПК С 09 J 1/00, С 09 J 11/04. Спосіб підготовки лиття з високою міцністю з використанням тернарного неорганічного в'язучого / Кім Джай Ха, Хур Янг Вук, Сон Сан Хань, Чу Киян. – заявл. 05.12.07, опубл. 10.06.09.
8. Пат. 2014175323 США, МПК С 04 В 28/34. Термоізоляційні і термопровідні бетони на основі алюмінофосфатного в'язучого / Алфер'єв Сергій (Росія), Поляков Валерій (Росія) – заявл. 05.10.13, опубл. 26.06.14.
9. Пат. 4209056 США, МПК В 22 С 1/18, С 04 В 35/63. Зв'язувальна композиція фосфата алюмінія, зміцнена аміаком і амінами / Гардайкс Джон, Тейніскутер Річард – заявл. 18.09.78, опубл. 24.06.80.
10. Пат. 6139619 США, МПК В 22 С 1/18, В 22 С 9/02. В'язуче для стрижнів і форм / Зарецький Леонід, Меннінг Роберт, Це Квок-Туен – заявл. 29.02.96, опубл. 31.10.00.
11. Пат. 58187232 Японія, МПК В 22 С 1/18, В 22 С 1/00. Матеріал лиття для мікрохвильового нагрівання / Сасакі Хіроши, Фуруя Таміо – заявл. 26.04.82, опубл. 01.11.83.

ЗАСТОСУВАННЯ ПІНОКЕРАМІЧНИХ ФІЛЬТРІВ ПРИ ОТРИМАННІ ДЕТАЛЕЙ ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ

Максюта І. І., Квасницька Ю. Г., Михнян О. В., Нейма О. В.
(м. Київ, ФТІМС НАНУ)

Підвищення рівня фізико-механічних властивостей литих лопаток ГТД з жароміцних сплавів може бути здійснено за рахунок зниження засмічення деталей неметалевими включеннями. Одним з перспективних способів вирішення такого завдання є рафінування за допомогою фільтруючих вузлів з пінокерамічними фільтрами з пористістю до 90 % і розміром пор 0,5 – 5,0 мм. Ефективність очищення обумовлена, перед усім, силами адгезії (велика питома поверхня, хороша змочуваність), а також внутрішньою лабіринтною структурою фільтру, яка здатна забезпечити високий коефіцієнт масообміну поміж розплавом та поверхнею фільтру.

Дослідження, які протягом багатьох років здійснюються у ФТІМС НАН України (відділ фізико-хімії ливарних процесів, д.т.н., проф. Шинський О.Й.), з розробки технології отримання складнопрофільних виливків з жароміцних сплавів, зосереджені як на оптимізації складу нових сплавів для таких деталей ГТД, як робочі та соплові лопатки, так і на вдосконаленні нового покоління більш хімічно- та термічностійких вогнетривів з моно- та комплексним модифікуванням керамічної основи (у даному випадку корунду), дисперсними порошками металів з метою утворення більш стійких сполук. Це дало змогу значно покращити експлуатаційні властивості форм, тиглів, стержнів та фільтраційних вузлів пінокерамічного типу.

Автори представленої роботи при виборі матеріалу для фільтруючих пінокерамічних вузлів, що застосовувалися для жароміцних сплавів на основі заліза, нікелю, кобальту, керувалися факторами, що визначають, перед усім, термо- та хімічну стійкість, механічні характеристики, пропускну здатність.

Метою запропонованої у ФТІМС НАН України розробки було підвищення міцності пінокерамічних фільтрів нового складу та їх хімічної стійкості в умовах впливу високотемпературного розплаву, який містить, у випадку розглянутих жароміцних сплавів, такі активні елементи, як алюміній, хром, титан. В якості матеріалу фільтрів було використано розроблений за участю авторів новий склад вогнетриву на основі корундового наповнювача, модифікованого дисперсними металевими порошками алюмінію та кремнію.

Пористі керамічні фільтри виготовляли шляхом нанесення керамічної пульпи (шлікеру) на органічну пінну основу, що має повністю сітчасту структуру. Керамічний шлікер гомогенізували, заповнювали ємність із заготовкою з органічної піни, проводили просочення заготовки в режимі циклічної деформації до повного поглинання керамічного шлікеру. Сушку та випалення виробів проводили при температурах не менш температури експлуатації фільтрів, тобто в даному випадку при температурі більш ніж 1550 °С,

при якій проводили заливання розплаву розроблених жароміцних сплавів зі збільшеною кількістю тугоплавких елементів.

Посилаючись на результати попередніх досліджень, максимальну ефективність фільтрації досягали, регулюючи товщину, площу фільтра, діаметр пор при постійній питомій поверхні фільтру і масі сплаву. Для експерименту використовували фільтри різної товщини (20–40) мм та з різним діаметром пор (1–5) мм.

Технологічно найбільш ефективним є проведення процесу фільтрації при невисокій швидкості подавання розплаву, зберігаючи ламінарний режим. У розглянутих технологічних умовах найбільш оптимальною виявилася швидкість до 0,01 м/с при максимальному діаметрі пор 5 мм, але при такому діаметрі пор найменші за величиною неметалеві включення мають можливість попадання до ливарної форми. Збільшення швидкості подавання розплаву виявилось менш ефективним з точки зору адгезійного вловлювання неметалевих включень, таких, як оксинітриди, наприклад.

Найбільш суттєвим чинником, який впливає на швидкість протікання розплаву, як показали досліди, є розмір пор фільтра. Так, при проходженні металу через фільтр з діаметром пор 2 мм спостерігали різке падіння швидкості, тому цей розмір пор слід вважати критичним, оптимальним діаметром пор для досліджених сплавів слід вважати 3–5 мм. При таких параметрах спостерігається мінімальна кількість неметалевих включень та газів у дослідних литих зразках. Було встановлено, що при товщині фільтру 40 мм на поверхні пор після використання фільтру для найбільш високотемпературного сплаву типу ЧС 104, додатково легованого танталом та ренієм, спостерігається мікропрошарок неметалевих включень з оксидів, нітридів, оксинітридів, що призводить до досить скорого заростання каналів в процесі заливання. При товщині 20–30 мм та діаметрі пор від 1 до 5 мм розплав досить вільно проходив через фільтр. Дійсно, зі збільшенням товщини фільтру поступово зростає в'язкість розплаву, що протікає, причиною чого є падіння температури металу та, як наслідок цього, знижується швидкість фільтрації. Так як значний перегрів металу може викликати випаровування таких необхідних елементів сплавів, як хром, титан, алюміній, то важливу роль грає температура підігріву самого фільтруючого вузла. Експериментально встановлено, що для розглянутих сплавів оптимальною є температура підігріву фільтра до 950–1000°C.

За результатами роботи встановлено, що застосування фільтрів з розробленої комплексномодифікованої кераміки дозволило як диспергувати неметалеві включення, так і зменшити у дослідних литих зразках їх кількість у 2–3 рази, як у поверхневому шарі виливків, так і в середині, що, у свою чергу, знизило трудомісткість фінішної обробки деталей у 2–3 рази за рахунок уникнення ливарних дефектів.

МАТЕМАТИЧНЕ ПЛАНУВАННЯ ЕКСПЕРИМЕНТІВ ПРИ ВИЗНАЧЕННІ ПАРАМЕТРІВ РОЗЧИНЕННЯ ПІНОПОЛІСТИРОЛОВИХ МОДЕЛЕЙ

Максюта І. І., Квасницька Ю. Г., Нейма О. В., Михнян О. В.
(м. Київ, ФТІМС НАНУ)

Основними фізико-хімічними факторами, що визначають інтенсивність процесу розчинення пінополістиролових (ППС) моделей, є густина пінополістиролу та температура використовуваних розчинників. Також важливу роль відіграє кількість використаного розчинника в залежності від об'єму моделей за один цикл розчинення, так званий витратний коефіцієнт. Для дослідження взаємного впливу вказаних факторів на кінетичні показники розчинення ППС моделей та для побудови математичної моделі було використано метод математичного планування експериментів. Доцільним було застосування повного факторного експерименту типу 2^k , де 2 – кількість рівнів варіювання параметрів процесу, k – кількість факторів, за якими буде проводитись оптимізація.

При цьому, отримані значення коефіцієнтів регресії, дозволять дати окрему та комплексну оцінку ступеню впливу на швидкість розчинення вивчених факторів в залежності від їх кількості.

Приймаємо таке позначення факторів:

x_1 – густина пінополістиролових моделей, $x_1 = 25\text{--}35$ кг/м³;

x_2 – температура розчинника, $x_2 = 20\text{--}40$ °С;

x_3 – витратний коефіцієнт розчинника в залежності від об'єму використаної моделі, $x_3 = 1/3\text{--}3/3$ (10–30 мл);

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

Була проведена серія експериментів по визначенню впливу наведених факторів на кінетичні характеристики процесу розчинення. Для отримання зразків використовували автоклавний метод із застосуванням установок виготовлення моделей УПІМ-100, які створені у ФТІМС НАН України на основі стерилізатора медичного типу ТК-1003М. Зразки виготовляли з ливарного ППС фірми STYROCELL Nova Chemicals (Нідерланди) марки D833, в спеціальній алюмінієвій прес-формі циліндричної форми діаметром 20 мм, густиною 25 і 35 кг/м³. Висота зразків (88 і 81 мм) підбиралася таким чином, щоб їх маса дорівнювала 1,0 г. В якості розчинника використовували живичний скипидар (ГОСТ 1571-82). Досліди проводилися в інтервалі температур розчинника 20 – 40 °С, що унеможливило загоряння. За отриманими значеннями часу була розрахована середня питома вагова швидкість розчинення ν_p , г/хв. Для перевірки достовірності результатів кожний дослід виконували три рази, тобто кількість паралельних дослідів становить – $m = 3$, див. таблицю.

За розрахованими значеннями коефіцієнтів регресії будемо поліном:

$$Y = 8,368 + 1,47x_1 - 3,613x_2 - 0,715x_3 - 1,115x_1x_2 + 0,083x_1x_3 - 0,105x_2x_3 + 0,078x_1x_2x_3 \quad (1)$$

Для кожного рядка матриці планування обчислюємо дисперсію дослідів (табл. 1).

Таблиця 1 – Матриця експерименту типу 2³

Номер досл.	$\rho_{\text{пм.}}$ кг/м ³	$T_{\text{розч.}}$ °C	Ко- еф.	Час розчинення зразків t_p , хв				Швидкість розч. v_p , г/хв	Дисперсія дослідю
				t_1	t_2	t_3	$t_{\text{ср}}$		
1	25	20	1/3	10	9,92	10,12	10,01	0,099	0,0101
2	35	20	1/3	14,75	15,58	15,17	15,17	0,066	0,1722
3	25	40	1/3	5,33	5,42	5,38	5,38	0,186	0,002
4	35	40	1/3	5,67	5,92	5,72	5,77	0,173	0,0175
5	25	20	3/3	8,75	8,92	8,67	8,78	0,114	0,0163
6	35	20	3/3	13,67	14,25	13,95	13,96	0,072	0,0841
7	25	40	3/3	3,33	3,42	3,52	3,42	0,292	0,01
8	35	40	3/3	4,42	4,30	4,62	4,45	0,225	0,0261

При однаковій кількості повторних дослідів у кожному рядку та у випадку, коли одна дисперсія значно перевищує інші, однорідність дисперсій було перевірено за допомогою критерію Кохрена, що визначається відношенням максимальної дисперсії до суми всіх дисперсій:

$$G_{f_1; f_2}^p = \frac{0,1722}{0,0101 + 0,1722 + 0,002 + 0,0175 + 0,0163 + 0,0841 + 0,01 + 0,0261} = 0,509 \quad (2)$$

Табличне значення критерію Кохрена при $f_2 = N = 8$, та $f_1 = n - 1 = 2$ становить $G = 0,515$.

Дисперсії є однорідними за умови того, що розраховане значення критерію Кохрена не перевищує табличного для заданого рівня значущості $\alpha = 0,05$. Якщо дисперсії є однорідними, то їх можна усереднювати. Тоді дисперсія параметра оптимізації розраховується за формулою

$$S^2(y) = \frac{0,0101 + 0,1722 + 0,002 + 0,0175 + 0,0163 + 0,0841 + 0,01 + 0,0261}{8} = 0,0423 \quad (3)$$

Значущість отриманих коефіцієнтів регресії перевіряємо за допомогою побудови довірчих інтервалів. При повторенні дослідів матриці планування, дисперсія коефіцієнтів рівняння регресії обчислена за формулою

$$S^2(b_j) = \frac{0,0423}{8 \cdot 3} = 0,0018 \quad (4)$$

а довірчий інтервал (при 90 % рівні значимості) буде розрахований за формулою

$$\Delta b_j = 4,3 \cdot \sqrt{0,0018} = 0,182 \quad (5)$$

Коефіцієнти рівняння регресії вважаються значимими, якщо їх абсолютне значення більше за довірчий інтервал. Порівнявши значення коефіцієнтів регресії з довірчим інтервалом отримуємо наступне рівняння регресії:

$$Y = 8,368 + 1,47x_1 - 3,613x_2 - 0,715x_3 - 1,115x_1x_2 \quad (6)$$

Отримане рівняння регресії показує, що основними чинниками, які впливають на кінетичні показники процесу розчинення ППС моделей є густина самої моделі та температура підігріву розчинника. При збільшенні густини моделей час їх розчинення збільшується. Найвагомим фактором прискорення кінетичних характеристик розчинення виступає збільшення температури розчинника. Визначено, що збільшення витратного коефіцієнту також прискорює процес розчинення, проте не в такій значній мірі, як температура.

ВИКОРИСТАННЯ CAD/CAE-ТЕХНОЛОГІЙ ПРИ ШТУЧНОМУ ТА МАЛОСЕРІЙНОМУ ВИРОБНИЦТВІ ДЛЯ ОТРИМАННЯ МОДЕЛЕЙ, ЩО ВИПАЛЮЮТЬСЯ

Мариненко Д. В., Русабров А. Є., Пономаренко О. І.
(м. Харків, НТУ «ХПІ»)

Розвиток тривимірних CAD / CAM / CAE-технологій призвело до істотної модернізації сучасного ливарного і, в першу чергу, дослідного виробництва. Мета цієї модернізації у створенні умов для повноцінної реалізації принципу «безпаперових» технологій протягом всього процесу побудови нового виробу – від проектування і розробки CAD-моделі до кінцевого продукту – бути невідривної частиною циклу проектування і виготовлення виробів різного призначення з широкою номенклатурою застосовуваних матеріалів. Для цього ливарні цехи і ділянки оснащують новим обладнанням, що дає широкі можливості, але вимагає освоєння нових знань.

Ливарне виробництво - одна з галузей промисловості, в якій адитивні технології знайшли практичне застосування в самій ранній стадії свого становлення. З середини 90-х років АМ (адитивні моделі) технології стали використовуватися в дослідному і малосерійному виробництві, і до теперішнього часу саме ця ніша виявилася найбільш сприятливою для подальшого розвитку АМ-технологій як самих по собі, так і в поєднанні з традиційними технологіями лиття. Як показав досвід, саме таке поєднання дає максимальний економічний ефект. Використання АМ-технологій дозволяє створити дуже компактні виробничі ділянки, які не потребують великих виробничих і допоміжних площ, численного персоналу. Застосування АМ-технологій дозволяє мінімізувати або зовсім виключити працю модельника, формувальника в звичному розумінні. Ручна праця значною мірою витісняється кваліфікованим інтелектуальною працею конструкторів-технологів, операторів 3D-принтерів і ЧПУ-верстатів, які розробляють програмні засоби для управління обладнанням. За кордоном динамічний розвиток отримали так звані сервіс-бюро або Центри адитивних технологій, частина з яких орієнтована на виготовлення продукції з активним застосуванням адитивних технологій. Це не означає, що такий центр оснащений виключно АМ-машинами. Це означає, що ключовою технологією, що дозволяє досягти конкурентної переваги, є технологія пошарового синтезу в тому чи іншому її вигляді.

В таких центрах адитивні і традиційні технології доповнюють один одного і підсилюють комерційний ефект. Таким чином вже організовано виробництво в умовах ТОВ «Центр Індустріальних Розробок» м. Харків.

ДОСЛІДЖЕННЯ КІНЕТИКИ ЖИВЛЕННЯ УСАДКИ ЧАВУННИХ ВАЛКІВ МАСОЮ 8860 КГ ІЗ ВИСОКОМІЩНОГО ЧАВУНУ

Меняйло О. В., Пройдак Ю. С., Хричиков В. Є. (м. Дніпро, НМетАУ)

У вальцеливарному цеху АТ «Дніпропетровський завод прокатних валків» живлення усадки масивних виливків виконують за технологією електро-дугового-електрошлакового обігріву надливу, яка розроблена кафедрою ливарного виробництва НМетАУ. Досліджували вплив процесу обігріву на кінетику переміщення розплаву з наливу у виливок масою 8860 кг з високоміщного чавуну. Маса металу, який перемістився з надливу для компенсації усадки виливка, визначали перемножуванням розміру переміщення електро-доутримувача з точністю $\pm 0,25$ мм на площу надливу і щільність рідкого чавуну, яку приймали $\approx 6900 \text{ кг/м}^3$. Такий підхід полягав у припущенні, що дзеркало металу у надливці пласке і без настилів затверділого шару металу на її стінках. Підтвердженням цього є торець надливу валка на рис. 1.

Основні розміри литої заготовки валка масою 8,86 т склали: бочка $\text{Ø}744 \times 1710$ мм, нижня шийка $\text{Ø}455 \times 1400$ мм, верхня шийка з надливом $\text{Ø}454 \times 1210$ мм. Внутрішня поверхня кокілі вкрита шаром теплоізоляції завтовшки 8...9 мм згідно технологічним інструкціям ДЗПВ. Плавлення металу виконували у 30-т індукційній печі, хімічний склад чавуну, мас.%,: С-3,00; Si-1,43; Mn-0,68; P-0,036; S-0,012; Cr-0,51; Ni-2,53; Mo-0,45; Cu-0,30; V-0,004; Mg-0,043. На вимогу замовника валки виконання СШХНМ-51 (креслення 1-168093-2) повинні мати твердість робочого шару 49-55 HSD (336...381 НВ) зі спад твердості по глибині робочого шару не більше 7 HSD.

Дослідження показало, що загальна маса чавуну, яка перейшла з надливу у виливок, склала 363 кг, об'ємна усадка $\approx 4,1\%$, а рівень розплаву зменшився на 210 мм.

Час просування межі виливання у центр бочки валка масою 8,86 т за розрахунками становить 113 хв. Це відповідає переміщенню 347 кг розплаву з надливу у виливок, або 95,6%. Зіставлення тривалості твердіння межі виливання нижньої шийки і бочки свідчить о їх спрямованому і послідовному твердінні. Але у верхній шийці межа виливання досягне центру виливку через 92 хв, що на 21 хв раніше, ніж у бочці.

Виведені формули для встановлення загальної тривалості обігріву при мінімальній силі току обігріву і першого етапу обігріву надливу з максимальною потужністю ЕШО, який відповідає часу досягнення межі виливання центральної зони бочки валка. УЗК контроль системою DATAMES COMBI показав відсутність усадкових дефектів у бочки і шийках після ЕШО.



Рисунок 1 – Торець надливу валка після ЕШО

БЕЗРЕНИЕВЫЙ ЖАРОПРОЧНЫЙ НИКЕЛЕВЫЙ СПЛАВ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОТЛИВОК С НАПРАВЛЕННОЙ И МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

Милонин Е.В. (г. Запорожье, АО «Мотор Сич»),
Наумик В.В. (г. Запорожье, НУ «Запорожская политехника»)

В данной работе разработан состав экономнолегированного безрениевого жаропрочного никелевого сплава, для изготовления ответственных отливок с направленной и монокристаллической макроструктурой для агрегатов наземного базирования, с повышенной структурной и фазовой стабильностью при сохранении свойств прочности на уровне серийного жаропрочного сплава ЖС32-ВИ, разработке технологии его изготовления и обоснованному выбору режима термической обработки.

На базе анализа современного состояния вопроса разработки экономнолегированных жаропрочных никелевых сплавов определены пути обеспечения необходимого в условиях их эксплуатации уровня прочностных свойств при существенном снижении себестоимости.

Исследованиями установлено, что механические и жаропрочные свойства материала образцов, отлитых методом высокоскоростной направленной кристаллизации (ВНК) на установке УВНК-9А из опытного жаропрочного никелевого сплава на базе ЖС32-ВИ, с повышенным содержанием Та, при пониженном содержании С, после термообработки по режиму, предусмотренному для сплава ЖС32-ВИ, удовлетворительные и соответствуют требованиям ТУ для сплава ЖС32-ВИ (ВНК). При испытании при температуре 975 °С и напряжении 250 МПа длительная прочность опытного сплава более чем в 3 раза превышает средние значения для сплава ЖС32-ВИ.

Приведенные данные подтверждают положительное влияние повышенного содержания Та на жаропрочность и возможность разработки сплава для стационарных установок вообще не содержащего рений, заменив его другими элементами – например Та и W.

Проведены комплексные расчетные исследования по разработке оптимального состава нового отечественного литейного жаропрочного никелевого безрениевого сплава, предназначенного для изготовления рабочих лопаток методом направленной (моно) кристаллизации для стационарных газотурбинных установок.

Для каждой исследовательских композиций предложенного сплав были выполнены прогнозирующие расчеты параметров структурной стабильности в регрессионной модели комплексной расчетно-аналитической методики, по сравнению с аналогичными показателями для сплава ЖС32-ВИ и сплава ЖС26-ВИ при среднем содержании легирующих элементов.

Спрогнозированы важнейшие параметры, определяющие работоспособность опытного экономнолегированного безрениевого литейного жаропрочного никелевого сплава и показано, что разработанный сплав по расчетным

параметрам не уступает широко распространенному и гораздо более дорогому (за счет 4%-го содержания Re) ЖС32-ВИ.

Предложенному сплаву, не содержащему в своем составе дорогостоящего и дефицитного импортного рения, присвоено марку ЗМИ-М5. Сплав содержит легирующие компоненты, в следующем соотношении, % по массе: С – 0,06...0,12; Cr – 4,5...5,5; Со – 5,0...6,0; W – 8,0...9,0; Мо – 0,4...1,0; Al – 5,7...6,3; Та – 8,0...9,0; В – 0,005...0,015; Се – 0,005... 0,015; Y – 0,005...0,015; Ni – основа.

Были проведены опытные плавки по изготовлению опытного жаропрочного никелевого безрениевого сплава ЗМИ-М5.

Провели исследования структуры и свойств сплава ЗМИ-М5 после различных режимов термической обработки.

Проведение термообработки по различным режимам способствовало некоторому уменьшению структурной неоднородности вследствие выравнивания химического состава в пределах дендритной ячейки.

В структуре образцов, термообработанных по режиму, предусмотренному для сплава ЖС32-ВИ, выявлено большое количество областей с глобулярной формой частиц γ' -фазы.

В опытных образцах, прошедших термообработку по режиму, предусмотренному для сплавов IV поколения установлена кубическая форма частиц γ' -фазы, чем и обусловлена её различная эффективность.

Установлено, что механические свойства, а также длительная прочность при температуре испытания 975 °С и напряжении 300 МПа монокристаллических образцов, полученных из разработанного сплава ЗМИ-М5 после термообработки по режиму, предусмотренному для современных жаропрочных сплавов IV поколения, соответствуют требованиям временных условий (ВТУ) на разработанный сплав.

Таким образом, разработанный сплав ЗМИ-М5 не содержит рения, имеет значительно меньшую стоимость, и после соответствующей термической обработки обеспечивает механические и жаропрочные свойства на уровне промышленного сплава ЖС32-ВИ, следовательно, может быть использован для изготовления лопаток газотурбинных установок наземного назначения методом направленной кристаллизации.

Опытно-промышленное опробование разработанного сплава ЗМИ-М5 на базе АО «Мотор Сич» при получении рабочих лопаток ТВД для наземной установки Д-336 методом высокоскоростной направленной кристаллизации на установке УВНК-9А по серийной технологии подтвердило, что разработанный сплав имеет технологические параметры и эксплуатационные свойства на уровне промышленного сплава ЖС32-ВИ. Ожидаемый годовой экономический эффект от внедрения сплава ЗМИ-М5 при потребности в литых лопатках с монокристаллической структурой для агрегатов наземного базирования порядка 3 тонн составляет около 8 млн грн.

ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ РОБОЧОЇ ПОВЕРХНІ ПІДШИПНИКІВ РІДИННОГО ТЕРТЯ

Олійник С. Ю. (м. Краматорськ, ДДМА)

Експлуатаційні вимоги до великогабаритних підшипників рідинного тертя, які використовуються в конструкціях прокатних станів в якості опори валків передбачають високу точність розміру та форми антифрикційної поверхні. Робоча поверхня таких підшипників повинна мати достатню твердість щоб протистояти передчасному зношуванню, але не впливати на зношування валу на який вона встановлюється, легко деформуватися під впливом місцевих напружень, утримувати мастильний матеріал на поверхні та мати малий коефіцієнт тертя. Для великогабаритних нероз'ємних підшипників тертя шар антифрикційного матеріалу (бабіту) у більшості випадків наносять традиційними методами центробіжної заливки [1]. Масляний клин який утворюється під час роботи механізму забезпечує відсутність тертя між втулкою та цапфою, але під час запуску, реверсу машини та впродовж етапу приробки поверхневий шар, який має гоструктову великозернову структуру твердих включень (при означеному методі заливки бабітового шару) швидко руйнується.

Властивості литої поверхні з бабіту можна покращити при застосуванні процесів інтенсивного пластичного деформування, що призводять до подрібнення структури [2]. Після нанесення антифрикційного шару та його попередньої обробки необхідно проводити додаткову опоряджувальну обробку. Найбільш раціональним методом є поверхнево-пластичного деформування [3]. В основу представленого способу поставлено завдання щодо вдосконалення існуючих способів розкочування деталей для його використання на остаточній обробці великогабаритних підшипників ковзання з метою зменшення похибки форми та точності відносно зовнішньої поверхні, шорсткості поверхневого шару, подрібнення його мікроструктури та виключення переносу похибки технологічної системи на поверхню під час обробки. Теоретичними дослідженнями обґрунтовано можливість використання режиму розкочування для кулькового інструменту з діаметрами кульок 50 та 100 мм.

ЛІТЕРАТУРА

1. Олейник С.Ю. Анализ основных технологических факторов определяющих качество антифрикционного слоя крупногабаритных подшипников скольжения прокатных валков / С.Ю. Олейник, А.Н. Журавлева // Надійність інструменту та оптимізація технологічних систем: зб. наук. праць. – Краматорськ: ДДМА, 2016. – Вип. 38 – С. 198–203.

2. Асланян И. Р. Износостойкость антифрикционных материалов с дисперсной структурой и технология получения высокоресурсных элементов трибосопряжений поверхностным пластическим деформированием : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. : спец. 05.03.05 «Процессы и машины обработки давлением» / Асланян Ирина Рудиковна – Уфа, 2000. – 20 с.

3. Пат. 122062U Україна, МПК В24В 39/02 (2006.01). Спосіб розкочування великогабаритних вкладишів підшипників ковзання / С.В. Ковалевський, С.Ю. Олійник, О.О. Олійник. – № 2017 06644; заявл. 27.06.2017; надрук. 26.12.2017; Бюл. №24. – 5 с.

ІНДУКЦІЙНІ КАНАЛЬНІ ПЕЧІ

Островерхова К. В., Волощук К. В., Костик К. О. (м. Харків, НТУ «ХПІ»)

У ливарному виробництві актуальним питанням залишається вибір плавильного обладнання, яке повинно бути економічним, мобільним, зберігати метал досить тривалий час в розплавленому стані без окислення і при необхідності мати можливість достатньо швидко підготувати його для використання в технології. Таким вимогам відповідають індукційні каналні печі.

Метою даної роботи є вивчення особливостей індукційних каналних печей.

Зазначено, що при великій різноманітності типів індукційних каналних печей їх основні конструктивні вузли є загальними для всіх різновидів: трансформатор печі, футеровка, корпус, вентиляційна установка, механізм нахилу.

У роботі розглянуто процеси перетворення електричної енергії в інші види енергії з одночасним здійсненням технологічних процесів, в результаті яких змінюються властивості вихідного матеріалу. Також детально вивчені і відзначені основні переваги і недоліки індукційних каналних печей. При цьому хімічний склад розплаву виходить однорідним у всіх точках об'єму, як у ванні, так і в каналі. Також до переваг індукційних каналних печей відносяться такі, як мінімальний угар і обмежене випаровування металу, так як нагрів відбувається знизу; вони мають високий електричний коефіцієнт корисної дії завдяки використанню замкнутого магнітопроводу; низькі витрати енергії на розплавлення, перегрів і витримку металу. Відмінною рисою каналних печей є простота їх монтажу та обслуговування.

Таким чином, індукційні каналні печі є найбільш економічним типом плавильного обладнання перетворення електричної енергії в теплову. Наявність водяного охолодження дозволяє надійно відводити зайве тепло при роботі індуктора.

Вивчення цього питання дозволяє зробити висновок, що наявність в індукційних каналних печах електродинамічного та теплового руху розплавленого металу забезпечує однорідність хімічного складу і рівномірність його температури у ванні печі, а також сприяє прискоренню процесу плавлення.

ТЕРМОДИНАМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ РОЗПЛАВІВ ПОДВІЙНИХ СИСТЕМ Sb–3d-Me

Пастушенко К. Ю., Судавцова В. С., Кудін В. Г.
(м. Київ, ІПМ НАНУ, КНУ ім. Т. Шевченка)

Сплави стибію з багатьма 3d-металами перспективні для використання у якості сучасних термоелектричних матеріалів.

Знання термодинамічних властивостей розплавів, що містять Sb, забезпечить науково обгрунтоване удосконалення методів одержання нових матеріалів за участю останнього, а також моделювання і уточнення діаграм стану цих систем.

У даній роботі представлено термохімічні властивості розплавів подвійних систем Ti(Cr,Mn)–Sb, які досліджено нами вперше методом ізоперіболічної калориметрії при 1600 К, і Cr–Sb при 1723 К. На рис. 1 приведено парціальні і інтегральні ентальпії змішування розплавів вперше досліджених нами систем.

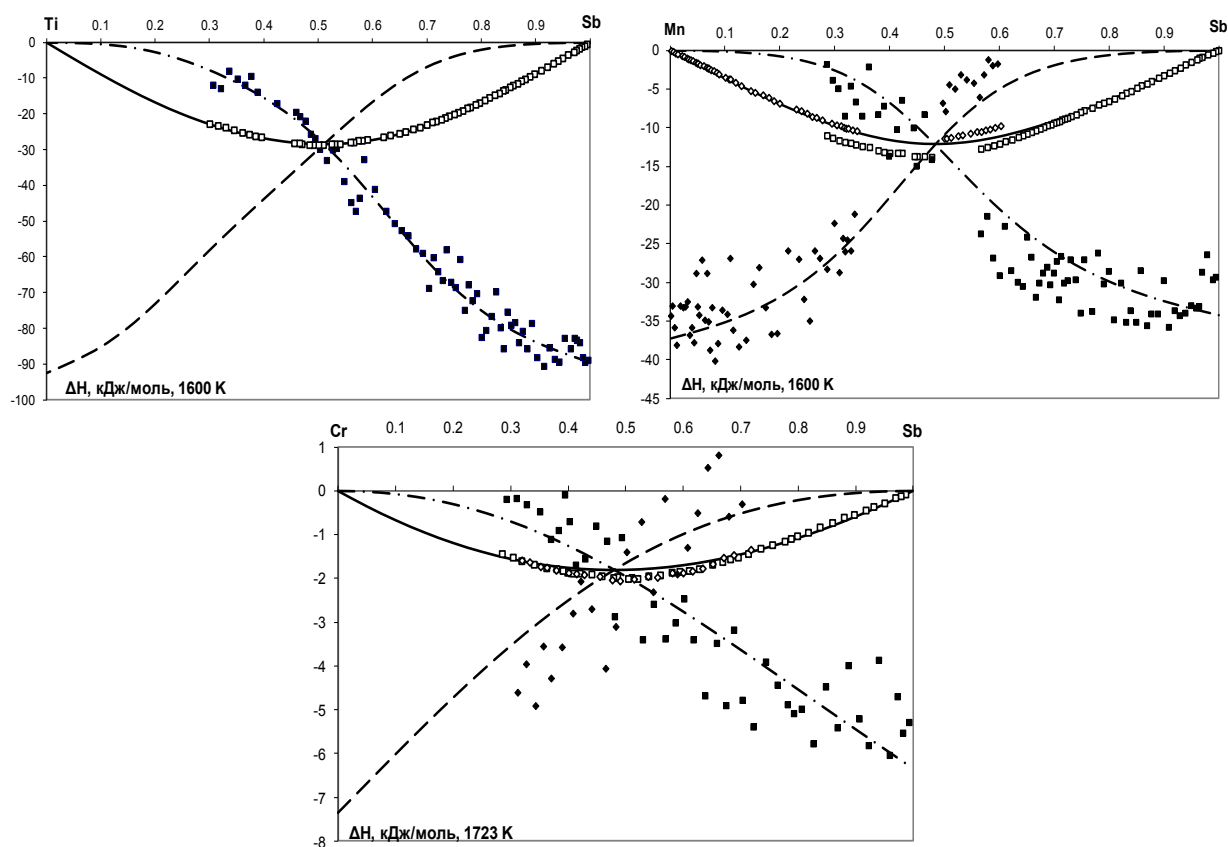


Рисунок 1 – Парціальні і інтегральні ентальпії змішування розплавів подвійних систем Ti(Mn)–Sb при 1600 К і Cr–Sb при 1723 К. ■ – $\Delta\bar{H}_{Ti,Cr,Mn}$,

◆ – $\Delta\bar{H}_{Sb}$, □ – ΔH з боку Sb, ◇ – ΔH з боку Ti(Cr, Mn).

Криві – модель IAP: — ΔH , - - $\Delta\bar{H}_{Sb}$, - · - $\Delta\bar{H}_{Ti,Cr,Mn}$

Видно, що всі досліджені рідкі сплави утворюються з виділенням теплоти. Енергія взаємодії між різнойменними атомами зростає в ряді: Cr–Sb→Mn–Sb→Ti–Sb. Це корелює з їх поведінкою в твердому стані – згідно з відповідними діаграмами стану, компоненти цих систем утворюють від одного до семи інтерметалідів

Активності компонентів рідких сплавів цих систем не досліджені, тому для їх оцінки ми використали модель ідеальних асоційованих розчинів (IAP). Показано, що активності компонентів в розплавах систем Ti(Mn)–Sb при 1600 К проявляють помірні, а Cr–Sb – при 1723 К невеликі від’ємні відхилення від ідеальних розчинів. Це узгоджується із термохімічними властивостями розплавів подвійних систем.

Для перевірки достовірності одержаних нами вперше термохімічних властивостей розплавів Ti(Cr, Mn)–Sb та прогнозувати такі ж дані для недосліджених подвійних систем Sc(V)–Sb, ми порівняли достовірні $\Delta_f H$ моностибідів 3d-металів (у разі їх відсутності – для інших сполук) та ΔH рідких сплавів, відомих з літератури[1]. Залежності $\Delta_f H$ сполук і мінімумів розплавів від порядкового номеру 3d-металу приведено на рис. 2. Ясно, що $\Delta_f H$ всіх стибідів 3d-металів демонструють досить складну залежність із декількома екстремумами. Для ентальпій змішування розплавів Sb з 3d-металами відсутні дані для подвійних систем Sc(V)–Sb. Крім того, як і слід було очікувати, $|\Delta H| < |\Delta_f H|$ для розплавів всіх систем; обидва значення ентальпій від’ємні, причому ці залежності є симбатними. Тому із них можна оцінити мінімуми ентальпій змішування розплавів $\Delta H(V-Sb) = -35$ і $\Delta H(Sc-Sb) = -42$ кДж/моль. Експериментально перевірити цю оцінку, нажаль, поки що дуже складно через тугоплавкість як Sc і V, так і їх моностибідів.

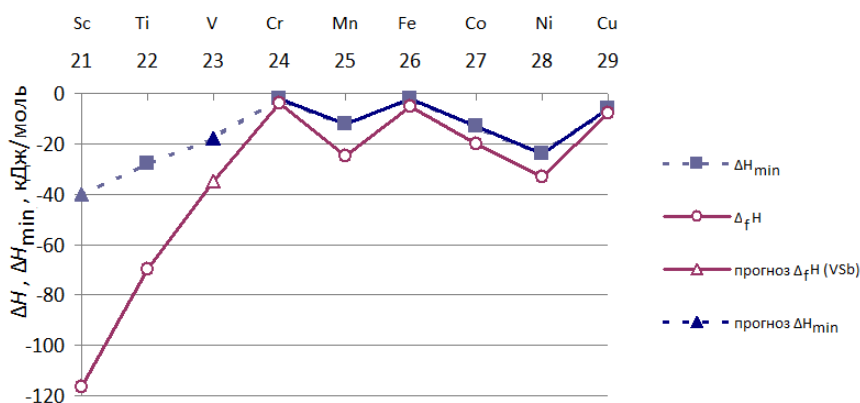


Рисунок 2 – Залежності $\Delta_f H$ сполук MSb ($M=3d$ -метал) та ΔH_{min} розплавів систем 3d-метал від порядкового номеру 3d-металу (кДж/моль)

Таким чином, одержані нами методом калориметрії і розраховані за моделлю IAP термодинамічні властивості є достовірними і важливими для прогнозування аналогічних даних недосліджених сплавів, складних в експериментальному відношенні.

ЛІТЕРАТУРА

1. Schlesinger M. E. *Thermodynamic Properties of Solid Binary Antimonides* Chem. Rev., — 2013, — V.113 № 10, — P. 8066–8092.

ОСОБЕННОСТИ РЕАЛИЗАЦИИ АСУ ТП В ПРОЕКТАХ ГП «УКРНТЦ "ЭНЕРГОСТАЛЬ"»

Пирогов А. Ю., Кривонос А. И., Пироженов А. А., Криволапов А. Е.,
Стрюков С.Б. (г. Харьков, ГП «УкрНТЦ "Энергосталь"»)

За последние 12 лет подразделения автоматизации ГП «УкрНТЦ "Энергосталь"» (далее – Центр) выполнили разработку, поставку и успешный ввод в эксплуатацию 42 комплексов АСУ ТП различных объектов металлургического профиля. Среди них и для объектов НКМЗ: система регенерации рукавного фильтра ФРИР-10500 для АСУ ТП электропечи ДСП-50 и АСУ ТП газоочистки для электропечи ДСП-15 на базе двух ФРИР-850х2.

Наиболее объемными и сложными были работы по автоматизации газоотводящих трактов (ГОТ) кислородных конвертеров (введено в эксплуатацию 15 комплексов АСУ ТП ГОТ) на металлургических предприятиях ЧАО «ЕМЗ», ОАО «ЕВРАЗ НТМК», ПАО «ММК им. Ильича», ПАО «ЧМК», ПАО «ДМК».

Особенностью работ по АСУ ТП ГОТ конвертеров явилось создание и использование математических моделей (ММ) процессов ГОТ, что позволило еще на этапе отладки программно-технического комплекса АСУ ТП в Центре провести отработку нештатных и аварийных ситуаций, которые могут возникнуть в эксплуатации /1,2/. Кроме того, ММ позволили учесть взаимовлияние котлов утилизаторов нескольких конвертеров конвертерного цеха, имеющих общее технологическое оборудование (паропроводы, питательные насосы и др.).

В дальнейшем на базе ММ для подготовки и периодической тренировки операторов ГОТ был создан опытный образец тренажера оператора котла, что является серьезным шагом в рамках подключения к реализации концепции «цифровых близнецов» – «digital twins» в рамках развивающихся в мире работ по стратегии Industry 4.0.

Создание и использование математических моделей (при необходимости) предполагается и при создании систем автоматизации и в других технологических работах Центра (мини-заводы, утилизация отходов, оборотное водоснабжение и т. д.).

ЛИТЕРАТУРА

1. *Использование математических моделей при создании АСУ ТП газоотводящего тракта конвертера ОАО «НТМК» /А.Е.Криволапов, А.И.Кривонос, А.Ю.Пирогов и др. //Экология и промышленность. – 2008. – № 3. – С. 37–41.*
2. *Создание компьютерного тренажера для обучения оператора газоотводящего тракта/А. И. Кривонос, А.Е.Криволапов, А.Ю. Пирогов и др.//Экология и промышленность. – 2018. – № 2. – С. 16–20.*

УМОВИ НЕКОВЗАННЯ КАНАТІВ ПІДЙОМНОЇ УСТАНОВКИ ЗІ ШКІВАМИ ТЕРТЯ ТА БОБІННИМ УРІВНОВАЖУВАЛЬНИМ ПРИСТРОЄМ

Полушина М. В., Москальова Т. В. (м. Дніпро, НТУ «Дніпровська політехніка»)

Підйомна установка зі шківками тертя і бобінним врівноважувальним пристроєм з гумотросовим тяговим органом відрізняється від відомої бобінної підйомної установки тим, що двигуни розташовані на валах шківів [1]. Ефективність такої підйомної установки досягається за рахунок зниження вартості приводу постійного струму в результаті підвищення швидкості обертання двигуна в 2...2,5 рази. Так як тягове зусилля передається через ведучі шківки тертя, необхідно виконати аналіз безпеки підйомної установки за умовою нековзання канатів по шківках тертя. Режим запобіжного гальмування не є небезпечним, так як гальмо розташовано на бобіні.

Найбільш небезпечними є режими розгону при підйомі вантажу і гальмування при спуску вантажу. Однак умови виникнення ковзання для цих режимів однакові при однаковому розташуванні навантаженої посудини на трасі руху і однаковому їх завантаженні.

Критерієм оцінки безпеки підйомної установки прийнято критичне прискорення розгону $j_{кр}$, при якому почнеться ковзання каната щодо шківка. За правилами безпеки дійсне прискорення розгону j_p має бути менше $j_{кр}$ з наступним запасом від ковзання $j_p \leq 0,8 j_{кр}$.

Встановлено, що найменше критичне прискорення розгону підйомної установки з'являється при опусканні на початку циклу підйому при розташуванні порожньої посудини біля прийомної площадки.

Виведено формулу для визначення мінімального необхідного кута обхвату канатом ведучого шківка тертя β_{min} . Для вертикального підйому

$$\beta_{min} = \frac{1}{f} \ln \left(\frac{1,25 j_p \left(\frac{I_{np.n}}{R_u^2 \left(\frac{R_u}{R_k} + 1 \right)} - \frac{I_u}{R_u^2} - m_m \right) + \frac{(n_p + \rho_k H + m_m) g}{R_k / R_u + 1}}{m_m g - 1,25 j_p} \right)$$

де R_u, R_n, R_k – радіус шківка, початковий та кінцевий радіуси намотування каната на бобіні, $I_u, I_{np.n}$ – момент інерції шківка з двигуном та наведений до правого шківка момент інерції підйомної установки, m_m, m_p – мертва та розрахункова маса посудини, H – висота підйому.

Аналіз безпеки при різних режимах роботи та при різних параметрах показав, що ковзання канатів не виникає.

Кути обхвату шківка канатом β_{min} завжди можуть бути забезпечені компонуванням бобіни та шківів.

ЛІТЕРАТУРА

1. Полушина М.В. Рациональные параметры подъемной установки со шкивами трения и бобинным уравновешивающим устройством из условия минимума мощности привода / М.В.Полушина, Т.В.Москалева, Е.С.Запара // Вісті Дон. гірн. інституту. – 2017. – Вип.2. – С. 169–175.

ВЛИЯНИЕ СИЛ ТРЕНИЯ И СМАЗКИ НА КРУТЯЩИЙ МОМЕНТ И ТЕМПЕРАТУРУ ТРУБЧАТЫХ ЗАГОТОВОК ПРИ РОТАЦИОННОЙ ОБКАТКЕ

Пыщ Я.Е. (г. Краматорск, ДГМА), Пыщ Е.Я. (г. Львов, ТОВ HYDROKRAN)

Обработка материалов в машиностроении настоящее время развивается в направлениях, связанных с повышением производительности, качества и эффективности производства, экономии материальных и энергетических ресурсов, повышения качества выпускаемых изделий и полуфабрикатов, сокращения себестоимости производства. Решение этих задач невозможно без применения прогрессивных ресурсосберегающих способов обработки материалов давлением [1,2].

Целью настоящей работы является анализ влияния сил трения, в том числе наличия и эффективности смазки, на крутящий момент и температуру нагрева при ротационной обкатке трубчатых заготовок

Используя графики полученные при анализе влияния смазки и действующих нагрузок [3], а также собственные опытные данные, были выведены зависимости, используя которые возможно определить крутящий момент при наличии и отсутствии смазки.

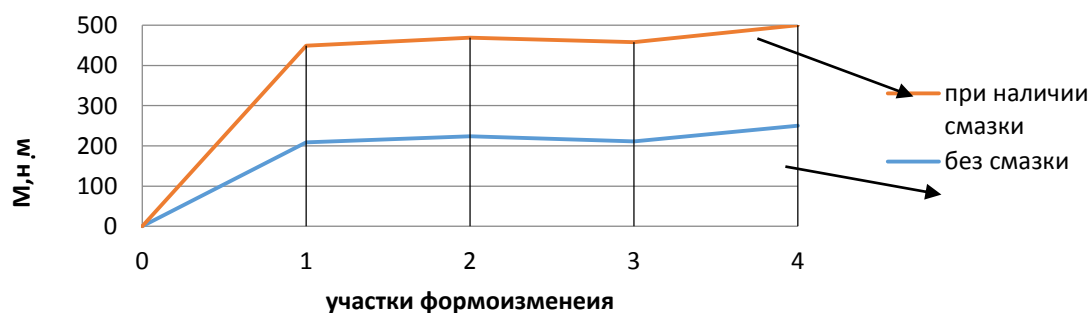


Рисунок 1 – Изменение крутящего момента при наличии и отсутствии смазки на различных участках формоизменения

Существенным влиянием на крутящий момент при ротационной обкатке труб, имеет также общее тепловое состояние деформируемой части заготовки.

В трубчатой заготовке с момента начала контакта заготовки с инструментом до окончания обкатки происходят тепловые процессы, которые зависят от конвективного, контактного и лучистого теплообмена обкатываемой части заготовки с окружающей средой и с недеформируемой частью заготовки. Одновременно происходит генерация тепла и его потери [4]. Потери тепла происходят вследствие излучения и конвекции в окружающую среду, контактного теплообмена с инструментом и теплопередачи от нагретой к не нагретой части заготовки [5].

Повышение температуры заготовки осуществляется за счет генерации тепла в результате работы, затрачиваемой на деформацию и трение между

заготовкой и инструментом. Причем, на этапе обкатки потери и генерация тепла происходят одновременно.

Результаты расчета представлены в виде графических зависимостей распределения температурного поля во времени при постоянной толщине стенки 6мм и постоянной скорости подачи инструмента 4мм/с в зависимости от различных частот вращения заготовок (рис.2)

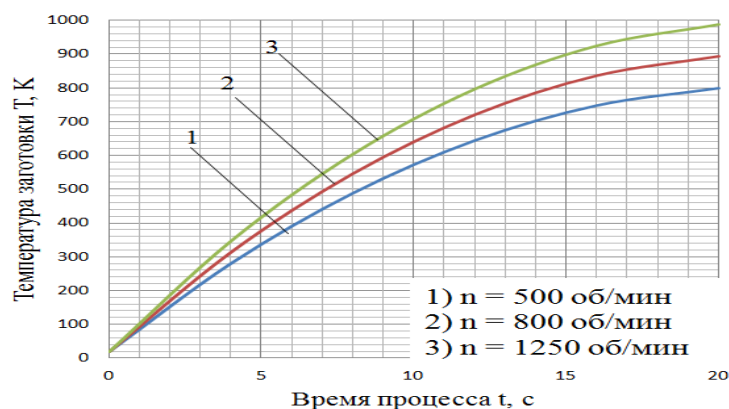


Рисунок 2 – Расчетные значения роста температуры по времени (при $V_u = 4,33$ мм/с, $\delta = 6$ мм)

Учитывая результаты полученные при расчете зависимости крутящего момента от наличия смазки и анализируя графики зависимости полученных расчетных значений температуры можно сказать, что при наличии смазки крутящий момент возрастает, что приводит к уменьшению величины работы, затрачиваемой на преодоление сил трения и как следствие уменьшению величины генерируемого тепла в заготовке. Это приводит к снижению температуры заготовки и увеличению машинного времени на обработку.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Технология и оборудование ротационной обработки давлением: монография* / Я.Е. Пыц, В.Г. Макишанцев, С.Н. Оборнев, Е.Я. Пыц. – Краматорск: ДГМА, 2012 – 144с. ISBN 978-966-379-576-8
2. Капорович В. Г. *Технологические особенности горячей обкатки толстостенных трубчатых заготовок* / В.Г. Капорович, Я. Е. Пыц // *Кузнечно-штамповочное производство.* – 1992. – № 2. – С. 4–6.
3. *Использование эффекта нагрева трением при обкатке трубчатых заготовок на роторной машине* / Л. Л. Роганов, В. Г. Серета, Я. Е. Пыц, О. О. Чудненко // *Обработка материалов давлением: сборник научных трудов.* – Краматорск, 2008. – № 1 (19). – С. 207–211.
4. *Производство изделий машиностроения горячей обкаткой: монография* / В. С. Рыжиков, В. К. Удовенко, В. Г. Серета, М. А. Афанасьева, В. Я. Бражник, В. В. Капорович, С. В. Капорович, А. Н. Кулик, А. В. Маковецкий, В. Г. Макишанцев, В. А. Паламарчук, Я. Е. Пыц, В. И. Юдин // Под ред. В. С. Рыжикова, В. К. Удовенко. – Краматорск : ДГМА, 2006. – 284 с. ISBN 966-379-067-9
5. *Об учете тепловых потерь при обкатке толстостенных трубчатых заготовок* / Я.Е. Пыц, С.Н. Оборнев // *Совершенствование процессов и машин обработки металлов давлением: Сб. научн. трудов.* - К.: УМК ВО, 1988.- С.96-101.
6. Пыц Я.Е. *Исследование нагрева трубчатых заготовок для ротационной обкатки инструментом трения* / Я. Е. Пыц, В. Г. Макишанцев // *Совершенствование процессов и оборудования обработки давлением в металлургии и машиностроении: Тематич. сборн. научн. трудов* – Краматорск-Славянск, 2000. С.301–304.

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ СИЛ ТРЕНИЯ И СМАЗКИ НА КРУТЯЩИЙ МОМЕНТ И СИЛОВЫЕ ПАРАМЕТРЫ ПРИ РОТАЦИОННОЙ ОБКАТКЕ ТРУБЧАТЫХ ЗАГОТОВОК

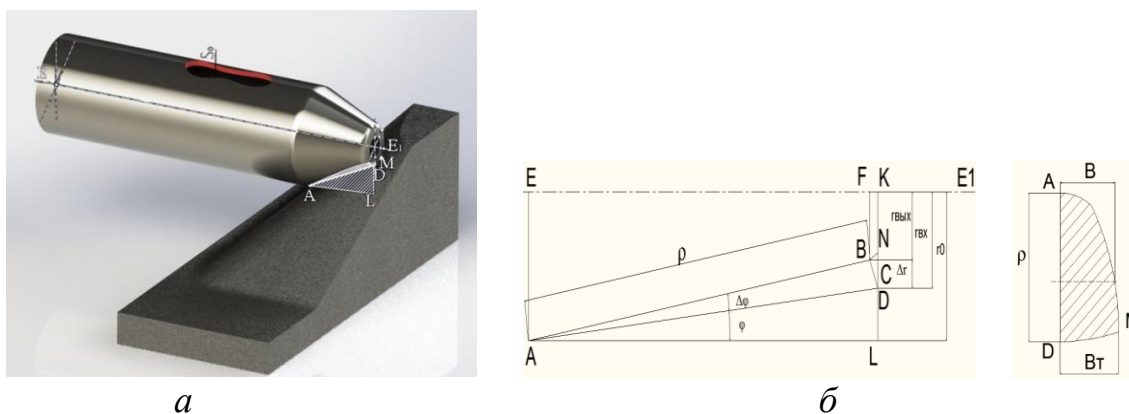
Пыц Я.Е. (г. Краматорск, ДГМА), Пыц Е.Я. (г. Львов, ТОВ HYDROKRAN)

В современных условиях технологии обработки материалов в невозможно без применения прогрессивных ресурсосберегающих способов обработки материалов давлением например ротационной обкатки полых изделий инструментом трения, иначе фрикционным инструментом.

При ротационной обкатке непрерывно изменяются длина обкатываемого участка, размеры поверхности контакта, толщина стенки и температурное поле трубы, а также энергосиловые параметры процесса [1–3].

Целью работы является анализ влияния сил трения и смазки, на крутящий момент и температуру нагрева при ротационной обкатке трубчатых заготовок.

Процесс обкатки (рис. 1) применяют в производстве бесшовных газовых баллонов, где: трубчатой заготовке 1 с нагретым до ковочной температуры концом сообщают вращение вокруг своей оси X; одновременно инструменту 2 задается поступательное движение вдоль оси Y и Z.



а – схема очага деформации; б – схема для расчета Δr , r_{BX} , r_{BYX} ; в – схема площади контакта

Рисунок 1 – Геометрические параметры очага деформации

Создаваемое локальное давление инструмента на металл обеспечивает деформацию заготовки до заданного инструментом профиля. Деформация происходит в процессе трения-скольжения между инструментом и заготовкой. На рис. 1 приняты следующие обозначения: EE_1 – ось вращения заготовки; AD – длина образующей в процессе обкатки ($AD = \rho$); $KD = r_{BX}$ – радиус входа заготовки в очаг деформации; $FB = r_{BYX}$ – радиус выхода заготовки из очага деформации; $DC = \Delta r$ – изменение радиуса за один оборот заготовки. При локальном деформировании сила обкатки включает в себя:

$$P_H = P_D + P_T$$

где P_H – сила обкатки; P_D – сила деформирования; P_T – сила трения между заготовкой и инструментом.

Текущую толщину стенки трубы в процессе деформирования определим по зависимости аналогичной с операцией осесимметричного обжима для линейной схемы напряженного состояния ($\sigma_p = \sigma_z = 0$).

$$\sigma_s = \sigma_{0,д} \cdot K_t \cdot K_\varepsilon \cdot K_u$$

где $\sigma_{0,д}$ – базисное значение сопротивления деформации; K_t – температурный коэффициент; K_ε – степенной коэффициент; K_u – скоростной коэффициент; t_i – температура заготовки на i -ом обороте, °С.

$$K_t = 0,57 + 0,0045 \left(200 - t_i \sqrt{\frac{1200 - t_i}{t_i}} \right);$$

$$K_\varepsilon = 0,47\sqrt{\varepsilon} - 0,045, \text{ при } \varepsilon \leq 15\%;$$

$$K_u = 0,80 + 0,065\sqrt{u}, \text{ при } u = 1 \dots 100 \text{ с}^{-1}$$

$$K_\varepsilon = 0,82 + 0,082\sqrt{\varepsilon}, \text{ при } \varepsilon > 15\%;$$

$$K_u = 0,80 + 0,085\sqrt{u}, \text{ при } u = 100 \dots 300 \text{ с}^{-1}$$

Для определения t_i был проведен предварительный эксперимент по определению величины температуры нагрева. Данные эксперимента обрабатывались методикой линейного сглаживания по трем точкам, результаты данной обработки представлены в виде графиков, анализ графиков позволил получить уравнения зависимости температуры заготовки от времени контакта заготовки с инструментом при различных частотах вращения заготовки:

- при частоте вращения 500 об/мин: $t_i^0 = -0,8268 x^2 + 50,552 x - 31,533$;

- при частоте вращения 800 об/мин: $t_i^0 = -1,0761 x^2 + 58,938x + 34,58$;

- при частоте вращения 1250 об/мин: $t_i^0 = 386,77 \ln(x) - 4,3771$.

Коэффициент трения μ при горячей обработке труб давлением зависит от температуры деформирования. [4].

Из анализа результатов полученных при собственных расчетах зависимости крутящего момента от наличия смазки и расчетов силовых параметров видно, что величина крутящего момента обратно – пропорциональна силовым параметрам, возникающим при напряженно-деформированном состоянии, которое характерно для ротационной обкатки инструментом трения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Пыц Я. Е. Актуальные вопросы производства толстостенных изделий из труб ротационной обкаткой инструментом трения / Я. Е. Пыц // Совершенствование процессов и оборудования обработки давлением в металлургии и машиностроении : темат. сб. науч. трудов. – Краматорск, 2002. – С. 290–292.

2. Капорович В. Г. Технологические особенности горячей обкатки толстостенных трубчатых заготовок / В. Г. Капорович, Я. Е. Пыц // Кузнечно-штамповочное производство. – 1992. – № 2. – С. 4–6.

3. Использование эффекта нагрева трением при обкатке трубчатых заготовок на роторной машине / Л. Л. Роганов, В. Г. Серeda, Я. Е. Пыц, О. О. Чудненко // Обработка материалов давлением : сборник научных трудов. – Краматорск, 2008. – № 1 (19). – С. 207–211.

4. Производство изделий машиностроения горячей обкаткой: монография / В. С. Рыжиков, В. К. Удовенко, В. Г. Серeda, М. А. Афанасьева, В. Я. Бражник, В. В. Капорович, С. В. Капорович, А. Н. Кулик, А. В. Маковецкий, В. Г. Макшанцев, В. А. Паламарчук, Я. Е. Пыц, В. И. Юдин // Под ред. В. С. Рыжикова, В. К. Удовенко. – Краматорск, ДГМА, 2006. – 284 с. ISBN 966–379–067–9

АЛГОРИТМИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ РАСЧЕТА ВЛИЯНИЯ НЕОПРЕДЕЛЕННОСТИ ИЗМЕРЕНИЙ НА РЕЗУЛЬТАТЫ ДОПУСКНОГО КОНТРОЛЯ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС

Ружин П. А., Пацера С. Т. (г. Днепр, НТУ «Днепровская политехника»)

При наличии погрешностей измерения некоторая доля изделий может быть ошибочно отнесена к непригодным, то есть неправильно забракованным (НЗ), а определенная доля продукции может быть ошибочно принята в качестве годной, то есть неправильно принятой (НП).

Теоретические аспекты этой проблемы подробно рассмотрены учеными еще в середине XX века. Были получены результаты в общем виде на основе применения теории вероятности и зависимостей с кратными интегралами. Однако попытки конкретизировать известные теоретические модели применительно к изделиям машиностроения сложной формы, включая зубчатые колеса эвольвентного профиля, сталкиваются с существенными методологическими сложностями.

Избежать указанных затруднений можно путем разработки алгоритмической модели, которая позволила бы рассчитать доли неправильно забракованных и неправильно принятых деталей без потери точности определения этих показателей, а также получить зависимости влияния неопределенности измерения на ухудшение результатов допускного контроля зубчатых колес. Для решения этого проблемного вопроса относительно зубчатых колес эвольвентного профиля в работах [1, 2] с положительным результатом применена методика имитационно-статистического моделирования контрольно-измерительных процедур.

Имитационная составляющая предлагаемой методики в целом соответствует современной методологии имитационного моделирования [3].

Цель работы – разработка алгоритмических моделей для численных расчетов зависимостей влияния неопределенности измерений, оцениваемой по типу B , на ухудшение результатов допускного контроля зубчатых колес.

Методология проведения исследований включает имитационное моделирование изготовления партии (выборки) зубчатых колес с заданными требованиями к точности геометрических параметров зубчатого венца в соответствии с международными стандартами. Методом статистического моделирования (Монте-Карло) воспроизводится массив отклонений от номинального значения геометрического параметра зубчатого венца.

Массив случайных погрешностей измерений генерируется с равномерным распределением, когда границы интервала $[a^-; a^+]$ симметричны относительно нуля.

Разработанная алгоритмическая модель компьютерных экспериментов предусматривает в своем составе моделирующие блоки измерительно-контрольных процедур для радиального биения зубчатого венца и длины общей нормали. Такая комбинация геометрических параметров отражает

комплекс для двухфакторного пассивного допускового контроля кинематической точности зубчатых колес.

Программная реализация алгоритмической модели осуществлена в программе Microsoft Excel. Моделирование выполнено с помощью встроенной функции «Генерация случайных чисел» с равномерным законом распределения». Контрольные процедуры моделируются с помощью логических формул.

Расчет неопределенности измерений [4] выполнен по формуле

$$u_B = \frac{a}{\alpha},$$

где a – граница интервала ($[a^-; a^+]$), то есть предельная погрешность измерительного прибора;

$\alpha = \sqrt{3}$ – для равномерного закона распределения.

В результате исследований впервые получены зависимости доли неправильно забракованных и неправильно принятых зубчатых колес от неопределенности измерений при двухфакторном контроле.

Анализ полученных зависимостей позволяет сделать выводы что, двухфакторный контроль при отсутствии корреляции массивов случайных отклонений двух контролируемых параметров зубчатых колес существенно увеличивает ошибки первого и второго рода.

Для существенного снижения уровня ошибок двухфакторного контроля зубчатых колес нужно уменьшать стандартную неопределенность измерений, оцениваемую по типу B , до величины, не превышающей 1,155 мкм. Этого можно достичь, применяя координатно-измерительные машины, которые поставляются с соответствующим программным обеспечением.

Область применения результатов исследований - производство зубчатых колес, к которым предъявляются повышенные требования по точности (начиная с 8-й степени точности).

ЛИТЕРАТУРА

1. Пацера С.Т. Алгоритм імітаційно - статистичного дослідження контрольно – вимірювальної системи та його програмна реалізація у NI LabVIEW / С.Т. Пацера, В.І. Корсун, В.А. Дербаба, П.О. Ружин // Системи обробки інформації: збірник наукових праць. – Х.: Харківський університет Повітряних Сил імені Івана Кожедуба, 2016. – Вип. 6 (143). - 226 с.

3. Derbaba, V.A., Zil, V.V., Patsera, S.T. (2014), «Evaluation of the adequacy of the statistical simulation modeling method while investigating the components presorting processes», *Naukovyi Visnyk Natsionalnoho Hirnychoho Universytetu, Dnipro, No 5 (143)*. - pp.45-50. <http://scopus.com/inward/record.url?eid=2-s2.0-84914695179&partnerID=MN8TOARS>

4. White, K.P. and Ingalls, R.G. (2017). »The basics of simulation.« In *Proceedings of the 2017 Winter Simulation Conference*, <https://www.informs-sim.org/wsc17papers/includes/files/037.pdf>

5. Захаров И.П. Неопределенность измерений для чайников и начальников: учеб. пособие. 3-е изд. перераб. и дополн. / И.П. Захаров. – Харьков: 2015. – 52с.

SCADA – У ЗАБЕЗПЕЧЕННІ ЯКОСТІ В ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

Самарай В. П.
(м. Київ, НТУУ «КПІ» ім. І. Сікорського)

Головною метою інформаційних систем у ливарному виробництві є створення ефективної і надійної інформаційної структури аналізу наскрізної технології для виготовлення якісних виливків. Основними вимогами до подібних інформаційних систем слід вважати наступні:

- наявність функцій САПР для можливості створення проектів автоматизованих інформаційних систем для контролю і управління одночасно технологічних параметрів і параметрів якості;
- наявність функцій АСУТП для диспетчеризації даних;
- наявність функцій СУБД для зберігання і використання статистичних даних;
- здійснення контролю у реальному часі;
- висока продуктивність ;
- гарантія якості інформаційних послуг;
- надійність;
- гнучка інтеграція та взаємодія між собою незалежних між собою інформаційних систем;
- можливість адаптації до різноманітного обладнання;
- можливість застосування різнобічного програмного забезпечення.

Об'єктами контролю і управління такими системами можуть бути будь-які окремі ливарні технологічні параметри, технологічні процеси в цілому, будь-яке ливарне обладнання, ливарні цехи, ливарні або машинобудівні підприємства. Створення і застосування таких SCADA-систем на виробництві дозволяє створити умови якісного протікання технологічних процесів на всіх ділянках і етапах технологічного циклу з метою отримання заданих кількісних і якісних планових результатів виробництва на основі отримання і аналізу всебічної інформації з об'єктів керування і контролю. Саме SCADA – системи дозволяють отримувати повну технологічну інформацію одночасно з повною інформацією про якість, брак і дефекти литва, про якість і ефективність технологічних процесів і співставляти їх для подальшого коригування технологічних процесів і налаштувань обладнання.

При побудові такої системи слід виділити, створити і впровадити 5 рівнів автоматизованої інформаційної системи промислового підприємства:

- MRP і ERP системи – рівень планування ресурсів і управління ресурсами підприємства;
- MES – рівень системи управління технологією;
- SCADA – рівень диспетчерської системи збирання і управління;
- CONTROL – рівень збирання даних і безпосереднє керування;
- INPUT-OUTPUT - рівень вводу-виводу, рівень датчиків і виконуючих пристроїв.

Побудовані SCADA-системи мають вирішувати наступні основні завдання:

- Обмін даними з «пристроями зв'язку з об'єктом», (тобто з промисловими контролерами і платами вводу / виводу) в реальному часі через драйвери.

- Обробка інформації в реальному часі.

- Логічне управління.

- Відображення інформації на екрані монітора в зручній і зрозумілій для людини формі.

- Ведення бази даних реального часу з технологічною інформацією.

- Аварійна сигналізація і управління тривожними повідомленнями.

- Підготовка та генерування звітів про хід технологічного процесу.

- Здійснення мережевої взаємодії між SCADA-станціями (комп'ютерами).

- Забезпечення зв'язку з зовнішніми додатками (СУБД, електронні таблиці, текстові процесори і т. д.).

- У системі управління підприємством такими додатками найчастіше є додатки, які відносять до рівня MES.

- SCADA-системи дозволяють розробляти АСУ ТП у формах клієнт-серверної або розподіленої архітектури.

СОВРЕМЕННАЯ СИСТЕМА КАЧЕСТВА ЛИТЬЯ

Самарай В. П.

(г. Киев, НТУУ «КПИ» им. И. Сикорского)

Задачи внедрения системы качества отливок:

А) Обеспечение требуемого уровня качества при производстве отливок всеми методами литья, прежде всего в разовые формы, а также специальными видами: по газифицируемым и выплавляемым моделям, кокильным литьем и ЛПД и всем известным способам.

Б) Автоматизированное проектирование оптимальной технологии изготовления отливок с минимальной дефектностью с помощью известных САПР и авторских разработок и программ.

В) Прогнозирование различных дефектов, суммарной дефектности и брака всеми известными методами.

Г) Диагностика всех видов дефектности и брака всеми доступными способами.

Д) Оптимизация свойств материалов, составов формовочных смесей, параметров и режимов работы оборудования.

Е) Жесточайший контроль исполнения технологической дисциплины.

Ж) Сбор статистических и научных данных (статистических наблюдений).

З) Детальное моделирование всех технологических процессов (в том числе скрытых физических процессов).

1. Кадровые вопросы и требования в современной структуре системы качества:

1.1. Работники ОТК для 100% контроля отливок осуществляют:

- текущий визуальный контроль в цеху конкретно каждой партии литья и каждой отливки отдельно;

- сбор и регистрацию статистики всех видов литейных дефектов (в журналах либо в электронном виде) для 100% отливок и процента брака по всем видам дефектов на всех сменах для каждой партии литья.

1.2. Мастера, технологи, литейщики, формовщики, стерженщики, обрубщики на участке обсечки (если будут задействованы) осуществляют:

- внедрение, контроль и поддержку технологической дисциплины;

- сбор и регистрацию статистики технологических свойств материалов и формовочных смесей, технологических параметров и режимов оборудования (с регистрацией времени контроля);

- альтернативный или «теневой» сбор и регистрацию статистики всех видов дефектов (в журналах либо в электронном виде) для каждой отливки отдельно и процента брака по всем видам дефектов на всех сменах для каждой партии литья (с регистрацией времени и ФИО исполнителей – формовщик, стерженщик, литейщик, плавильщик и др.).

1.3. Центральная заводская лаборатория (ЦЗЛ) осуществляет - сбор и регистрацию статистики технологических свойств материалов, формовочных смесей, сплавов, готового литья, а также их дефектности.

1.4. Группа обеспечения электронной регистрации информации (в простейшем случае эти функции выполняют штатные сотрудники ОТК, мастера, экономисты, заместители и начальник литейного цеха и др.) обеспечивает фиксацию и автоматический расчет:

- технологических параметров на всех сменах всех переделов литейного цеха;
- нарушений и исполнения технологической дисциплины на всех переделах литейного цеха;
- пофамильного персонального выполнения сменных заданий и месячного плана каждого литейщика;
- всех видов дефектов и брака в каждой партии литья;
- процента брака по всем видам дефектов на всех сменах для каждой отдельной партии литья;
- процента брака по всем видам дефектов на всех сменах для каждой партии литья каждого отдельного литейщика;
- расход материалов, всех видов сплавов для всей номенклатуры отливок;
- расчет заработной платы в зависимости от качества литья и от степени выполнения плановых сменных и месячного заданий;

2. Необходимые подходы и технологии, оборудование и оснастка:

- современные системы автоматизированного проектирования;
- современные системы моделирования литейных процессов;
- стандартные приборы;
- стандартные методики испытания на технологические свойства формовочных смесей;
- современные методики измерения, фиксации и анализа температуры, теплоаккумуляции и теплопроводности;
- современные методики измерения, фиксации и анализа реологических свойств формовочных смесей, металлов и сплавов;
- пробы на дефекты отливок;
- нестандартные приборы (например, контроль плотности внутри литейной формы).

3. Базы данных статистических наблюдений за составами сплавов, свойствами материалов и формовочных смесей, технологическими параметрами и режимами техпроцессов, дефектностью отливок, исполнителями (ФИО литейщиков, формовщиков, плавильщиков, смесеприготовителей)

4. Базы знаний для моделей управления искусственного интеллекта (для экспертных систем, нейронных сетей, моделей нечеткой логики).

5. Программно-математическое обеспечение:

5.1. Математические модели:

5.1.1. регрессионные модели для разных групп отливок (согласно кластерного или дискриминантного анализа);

5.1.2. эвристические модели (по диагностическим таблицам; по теории Байеса и т.д.);

5.1.3. оптимизационные модели. Предлагается четыре стратегии оптимизации (например, процесса уплотнения);

- многовариантным анализом процесса уплотнения;

- с критерием оптимизации и системой ограничений (одно или многокритериальные), т. е. использование принципов, аппарата и модели для задач линейного программирования (ЗЛП);

- графическим методом для задач линейного программирования;

- на основе планирования вычислительного эксперимента и построения статистической модели;

5.1.4. модели теории игр (конфликтных ситуаций). Подкласс игр – «игры с природой» – т. е. с браком;

5.1.5. многомерные имитационные модели (3-МЕРНОЕ пространственное моделирование процессов уплотнения с прогнозированием вероятности дефектов отливок);

5.1.6. модели вероятностных автоматов (цепи Маркова);

5.1.7. модели сетей Петри;

5.1.8. модели нейронных сетей (для классификации, кластеризации, диагностики, прогнозирования) – разработка в программных средах EXCEL и VBA;

5.1.9. когнитивные модели (программы типа «Игла»);

5.1.10. простые модели теории графов (анализ брака);

5.1.11. модели нечеткой логики (диагностика и прогнозирование дефектов) - в программных средах EXCEL и VBA;

5.1.12. модели СМО (систем массового обслуживания) – моделирование загрузки и обеспечения оборудованием для предотвращения простоев и соответственно брака.

5.2. Обработка статистических наблюдений с помощью статистико-математических методов:

5.2.1. кластерный анализ;

5.2.2. дискриминантный анализ;

5.2.3. регрессионный анализ;

5.2.4. корреляционный анализ;

5.2.5. дисперсионный анализ;

5.2.6. факторный анализ;

5.2.7. причинный анализ.

5.3. Спектральный анализ (анализ Фурье временных рядов) – для выявления гармоник дефектности и корреляции с колебаниями свойств материалов и технологических параметров.

5.4. САПР литейных процессов (Полигон, 3D-Flow, Magma SOFT или другое ПО).

5.5. САПР общего назначения (АвтоКАД, Katya, Компас, SolidWORKS, ProIngeneer или другое ПО).

6. Обеспечение Требований регулярного сбора статистических наблюдений (временные графики обязательного сбора информации (по партиям, сменам, суткам, почасово) с назначением ответственных.

7. Разработка геометрического интерфейса для введения точных конфигураций и размеров литейных моделей в трехмерную имитационную модель уплотнения и прогнозирования дефектов отливок (п/п 5.5) – требует отдельного финансирования сторонней организации (High-Tech Initiative of Ukraine).

8. Контроль материалов.
9. Разработка диагностическо-прогностических таблиц дефектности (от плотности и др. свойств формы, видов и температуры сплавов и др.)
10. АСУ сбора информации с датчиков в базы данных.
11. Обучение персонала.
12. Организация обработки информации непосредственно в цеху - для принятия срочных решений по повышению качества.
13. Разработка алгоритмов имитационной модели уплотнения.
14. Разработка программ моделирования уплотнения литейных форм с прогнозированием дефектов отливок.
15. Адаптация программ моделирования в условиях литейного цеха.
16. Разработка программы контроля выпуска отливок СУБД «Литейный цех» – с отражением всех партий литья, персональных данных литейщиков, видов сплавов, видов изделий и деталей.
17. Разработка программы «Формирование плана производства».
18. Формирование перечня контролируемых дефектов (распор (подуть), засор, прорыв формы, обвал, размыв формы, утечка, нарост, разнотенность, песчаные раковины, ужимины, складчатость, просечки, горячие трещины, газовые раковины, газовая шероховатость, пригар, взрывной пригар, шероховатость повышенная и другие).
19. Формирование перечня контролируемых технологических параметров.
20. Изготовление специальных проб на дефектность – очень желательно.
21. Проведение испытаний дефектности на специальных пробах – очень желательно.
22. Проведение стандартных испытаний формовочных смесей и отливок.
23. Вибрационные испытания – при необходимости.
22. Реологические испытания – при необходимости.
23. Проектирование отливок в САПР.
24. Проектирование литейных моделей.
25. Проектирование литейной оснастки для изготовления литейных моделей в САПР.
26. Моделирование процессов уплотнения литейных форм в пространственной 3-мерной имитационной модели.
27. Прогнозирование дефектности.
28. Моделирование заполнения литейной формы сплавом.
29. Диагностика дефектности.
30. Оптимизация свойств материалов, параметров и режимов уплотнения, геометрических параметров отливок, литейных форм и моделей.
31. Разработка отчета.

ЕФЕКТИВНІСТЬ ВИКОРИСТАННЯ РЕСУРСНОГО ПОТЕНЦІАЛУ ЛИВАРНОГО ПІДПРИЄМСТВА

Семенова Т. В. (м. Дніпро, НМетАУ)

Ливарне виробництво потребує ресурсів, як матеріальних, так і людських. До матеріальних належать сировина, енергоносії, споруди, устаткування тощо. До людських ресурсів належать працівники з певними професійними навичками і знаннями. Вони є джерелами ресурсів праці або трудового потенціалу. У такому розумінні людські ресурси є чинником економічного розвитку, як і матеріальні ресурси.

Таким чином, ресурсний потенціал ливарного підприємства можна визначити як сукупність наступних складових: капітальні ресурси (основні засоби), сировинні ресурси, інтелектуальні ресурси (ліцензії, патенти, гудвіл та інше), трудові ресурси [1].

Оцінка ресурсного потенціалу підприємства необхідна для забезпечення більш повного й раціонального його використання. Важливо охарактеризувати не тільки наявний, але й фактично використаний обсяг ресурсів. Тому система показників економічного потенціалу ливарних підприємств повинна включати показники, які характеризують наявність, склад, стан ресурсів і показники ефективності використання ресурсів. При оцінці ресурсного потенціалу ливарного підприємства й ефективності його використання необхідно чітко представляти структуру потенціалу, основні характеристики складових елементів, їхнє співвідношення й використання в процесі виробництва.

Звичайно усю різноманітність складових ресурсного потенціалу у ході аналізу зводять до одного виміру на основі бальної оцінки, але це має свої недоліки. Для рішення конкретних виробничих завдань діючого ливарного підприємства потенціал, розрахований на основі бальної оцінки, дає недостатньо високу точність розрахунку і може слугувати лише для кількісного порівняння окремих елементів кількох схожих об'єктів або аналогічних об'єктів за врахуванням відмінностей умов їх функціонування. До вказаних труднощів додається те, що розглядаються перелічені вище окремі види потенціалу тоді, коли ще не визначено економічної сутності самої категорії «ресурсний потенціал».

Для оцінки ресурсного потенціалу нами пропонується графоаналітичний метод діагностики ресурсного потенціалу підприємства, тобто «Квадрат потенціалу» [2]. Такий метод дає можливість системно встановити кількісні та якісні зв'язки між окремими елементами потенціалу, рівень його розвитку та конкурентоспроможності і на підставі цього обґрунтувати та своєчасно реалізувати управлінські рішення щодо підвищення ефективності функціонування ливарного підприємства.

Оцінку потенціалу ливарного підприємства доцільно проводити методом порівняльної комплексної рейтингової оцінки за допомогою системи показників за функціональними блоками [3].

За першим блоком – «Виробництво, розподіл та збут продукції» – необхідно проаналізувати: обсяг, структуру та темпи виробництва, фонди

виробництва, наявний парк обладнання і рівень його використання, місцезнаходження виробництва та наявність інфраструктури, екологію виробництва, стан продажу.

За другим блоком – «Організаційна структура та менеджмент» – розглядається: організація і система управління, кількісний і якісний склад робітників, рівень менеджменту, фірмова культура.

Наступний, третій блок – «Маркетинг» – передбачає дослідження: ринку, товару та каналів збуту, нововведень, комунікаційних зв'язків, інформації та реклами, маркетингових планів і програм.

І останній, четвертий блок – «Фінанси» – потребує аналізу фінансового стану підприємства за допомогою коефіцієнтів рентабельності, ефективності, ділової активності, ринкової стійкості, ліквідності тощо.

В основу розрахунку кінцевої рейтингової оцінки покладається порівнювання підприємств за кожним показником з чотирьох названих функціональних блоків з умовним еталонним підприємством або з реальним ливарним підприємством, яке має найліпші результати на ринку.

Таким чином, базою для рейтингової оцінки стану та рівня використання підприємницького потенціалу є не суб'єктивні думки експертів, притаманні більшості інших методик оцінювання, а найвищі результати, досягнуті в реальній конкурентній боротьбі [2].

Викликає сумнів виділення саме цих чотирьох блоків (виробництво, розподіл та збут продукції, організаційна структура та менеджмент, маркетинг, фінанси) для складання графоаналітичної моделі ресурсного потенціалу. Наприклад, неясно, що мається на увазі під «розподілом продукції», організаційна структура не є видом діяльності, якщо виділяти фінанси, то слід виділити також окремо інвестиційну, інноваційну та інші види діяльності. Крім того, до елементів потенціалу підприємства можна віднести все, що пов'язане з функціонуванням і розвитком підприємства.

Ресурсний потенціал ливарного підприємства являє собою сукупність всіх ресурсів підприємства, які забезпечують можливість отримання максимального економічного ефекту в заданий момент часу. Ми вважаємо, що доцільно до складу ресурсного потенціалу підприємств віднести наступні складові: виробничий потенціал, кадровий потенціал, фінансовий потенціал, управлінський потенціал, маркетинговий потенціал.

Запропонована методика оцінки ресурсного потенціалу може бути використана ливарними підприємствами з метою визначення напрямів діяльності, які потребують негайного здійснення заходів з їхнього поліпшення.

ЛІТЕРАТУРА

1. Лапин Е.В. *Економический потенциал предприятия: монография* / Лапин Е.В. – Сумы: Университетская книга, 2002. – 310 с.
2. Репіна І.М. *Підприємницький потенціал: методологія оцінки та управління* / І.М. Репіна. // *Вісник Української академії державного управління при Президенті України*. – 1998. – № 2. – С. 262 – 271.
3. Федонін О.С. *Потенціал підприємства: формування та оцінка: навч. посібник* / О.С. Федонін, І.М. Репіна, О.І. Олексюк – К.: КНЕУ, 2003. – 316 с.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ КАЧЕСТВА БЕНТОНИТА ДЛЯ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Снисарь В. П. (г. Киев, ООО «Аскангел Альянс Украина»)

До 2018г. качество бентонита для литейного производства в Украине, как и в других странах СНГ определялось согласно ГОСТа 28177–89, который был введен в действие с 1991г. и которому позже был придан статус межгосударственного. В Украине действие этого стандарта прекращено с 01.01.2018г. приказом № 184 от 14.12.2015г. ГП «Украинский научно-исследовательский и учебный центр проблем стандартизации, сертификации и качества» [1]. Однако, на предприятиях в нормативной документации остаются ссылки на этот ГОСТ и поэтому при закупках бентонита в контрактах обычно указываются требования к качеству бентонита согласно этому стандарту.

В текущем году, после прекращения производства бентонитового порошка предприятием ПАО «Дашуковские бентониты», на рынок Украины и Беларуси активно поставляется бентонит Асканского месторождения предприятием «АСКАГНЕЛ АЛЪЯНС» («ААГ») [2]. Бентонитовый порошок производится на вновь построенном заводе глинопорошка, укомплектованном современным оборудованием ведущих европейских производителей. Выходной контроль качества бентонита для литейного производства марки «ASKANGEL Foundry» в компании «ААГ» выполняется на основе Методики немецкого общества литейщиков VDG P-69 [3] с использованием приборов фирмы «Jung Instrument» [4]. Основными показателями качества бентонита являются: «адсорбция метиленового голубого», «индекс набухания», а также прочностные свойства формовочной смеси, состоящей из кварцевого песка и 5% бентонита, такие как «предел прочности при сжатии» и «предел прочности при разрыве в зоне конденсации влаги».

Приборы фирмы «Jung Instrument» адаптированы под требования VDG P-69, а также требования Федеральной ассоциации литейной промышленности Германии (BDG) и Австрийского литейного института (ÖGI). Используемые в компании «ААГ» при испытаниях бентонита приборы не адаптированы под требования ГОСТа 28177–89 и поэтому при выполнении входного контроля качества продукции на разных предприятиях, работающих согласно ГОСТ 28177–89, отмечаются существенное расхождение данных выходного контроля предприятия «ААГ» и входного контроля качества бентонита на литейном предприятии.

При испытании согласно ГОСТ 28177–89 бентонит Асканского месторождения марки «ASKANGEL Foundry» показывает значение предела прочности при сжатии $1,1 \dots 1,7 \text{ кгс/см}^2$, тогда как испытания по немецкой методике

демонстрируют результат $9,0 \dots 10,5 \text{ Н/см}^2$, что приблизительно соответствует значениям $0,9 \dots 1,05 \text{ кгс/см}^2$. Столь большие различия объясняются особенностями ГОСТ 28177–89, в котором, в отличие от Методики VDG P-69, нет четкой регламентации требований к используемым приборам, порядку подготовки формовочной смеси и процедуре испытаний.

Согласно VDG P-69 испытания смеси выполняются при уплотняемости $45 \pm 1 \%$, тогда как ГОСТом значение уплотняемости не регламентировано и прочностные показатели определяются на разных предприятиях при уплотняемости смеси от 30% до 60% . Понятно, что уже одно это предопределяет большие различия получаемых данных. Кроме того, время перемешивания смеси Методикой VDG P-69 ограничено всего 6 минутами, тогда как ГОСТ требует выполнять перемешивание в течение 20 минут при закрытой крышке смесителя и начальной уплотняемости смеси не ниже 60% , а затем требуется продолжать перемешивание еще около $15 \dots 20$ минут с открытой крышкой смесителя – до достижения ею максимальной прочности по ходу естественного высыхания. При этом ГОСТ не требует указывать, при каком значении уплотняемости была достигнута максимальная прочность. Перемешивание смеси с открытой крышкой смесителя может существенно влиять на результат испытаний, поскольку вариации температуры и относительной влажности воздуха могут существенно изменить скорость подсыхания смеси, что неизбежно отразится на получаемых значениях прочности, а также термостойкости. Кроме этого, на предприятиях используются приборы разных производителей с несколько различающимися характеристиками [5], тогда как ГОСТом все требования к ним не определены однозначно. В результате таких «люфтов» в ГОСТе 28177–89 можно получить очень различные данные входного контроля качества в зависимости от того, какой используется копер, смеситель или испытательная машина, каковы погодные условия, а также навыки лаборанта.

Методика ГОСТ ориентирована на определение максимально возможных прочностных показателей песчано-бентонитовой смеси при параметрах, не достижимых в производственных условиях, где нет возможности перемешивать смесь в течение длительного времени. В противовес этому, методика испытаний бентонита VDG P-69 более приближена к условиям работы бентонита в реальной формовочной линии – при заданном значении уплотняемости смеси и жестко лимитированном времени ее подготовки.

ГОСТ 28177-89 был разработан под особенности Дашуковского бентонита, введен в действие с 1991 года и из-за распада СССР фактически не был доведен до нужного уровня конкретики и универсальности. Опыт работы нескольких литейных предприятий в 2019г. показывает, что бентонит для литейного производства марки «ASKANGEL Foundry» из сырья Асканского

месторождения в Грузии обеспечивает минимальные удельные расходы бентонита на тонну годного литья по сравнению с бентонитами других производителей – хотя на основании данных входного контроля согласно ГОСТ 28177-89 такой однозначный вывод сделать сложно. Поэтому данные лабораторных тестов, согласно ГОСТу 28177–89 стоит анализировать с учетом вышеизложенного, а заключение о качестве бентонита как связующего материала песчано-глинистой формы целесообразно делать на основании производственных испытаний.

В связи с отменой действия ГОСТа 28177–89 с 2018 г. есть смысл разработать и принять более совершенную Методику испытаний бентонита, взяв за основу VDG P-69. Подготовить и принять такой документ как рекомендованную альтернативу отменённому ГОСТу можно было бы в рамках деятельности Ассоциации литейщиков Украины.

ЛИТЕРАТУРА

1. <https://zakon.rada.gov.ua/rada/show/v0184774-15>.
2. <http://askangel.ge>.
3. Снисарь В.П. *Определение качества бентонита - Методика испытаний немецкого общества литейщиков VDG - MERKBLATT P – 69. Литье Украины, 2018, №1, с.2-6.*
4. <https://jung-instruments.de>.
5. Кваша Ф.С. *О контроле лабораторных копров. Литейное производство, 2007, №6. – С.9–10.*

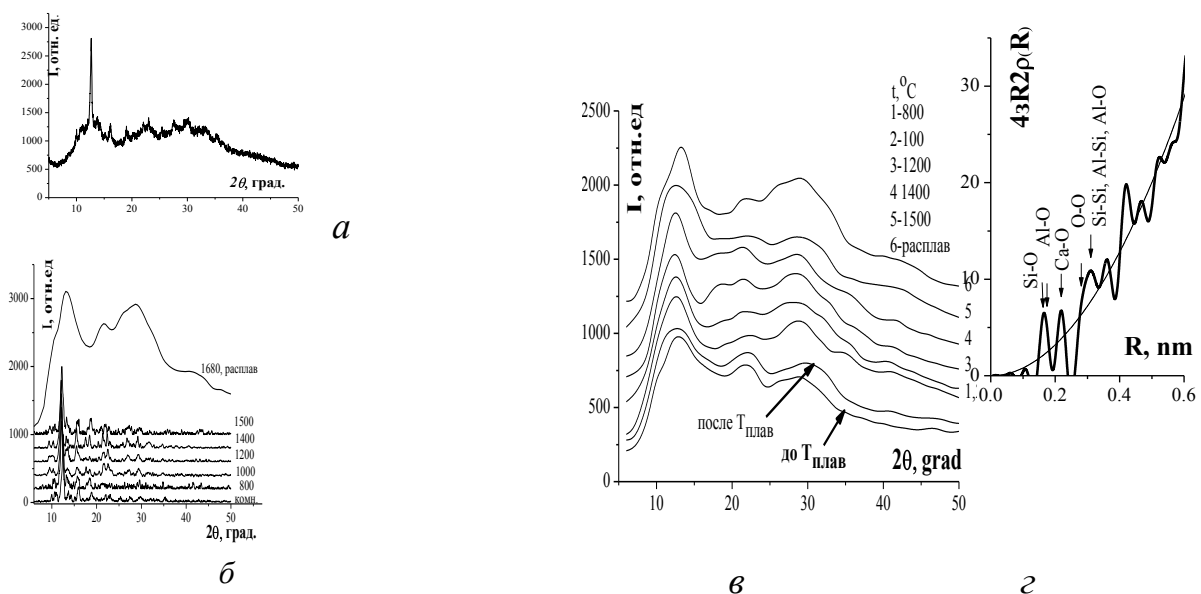
РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ТРОЙНЫХ СОЕДИНЕНИЙ В СИСТЕМЕ $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ В РАСПЛАВЛЕННОМ И КРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИЯХ

Сокольский В. Э. (г. Киев, КНУ им. Т. Шевченко),
Прутцков Д. В. (г. Запорожье, ЗАО «Технохим»),
Яковенко О. М., Казимиров В. П., Роик А. С, Головатая Н. В.
(г. Киев, КНУ им. Т. Шевченко)

В работе [1] исследовано нескольких расплавов трех образцов системы $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$. В настоящей работе мы попытались максимально подробно исследовать составы, которые отвечают анортиту и гелениту.

Продукты системы $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ широко используются в промышленности. ЗАО «Технохим» (Запорожье, Украина) так же выпускает некоторые изделия такого типа. Ранее некоторые расплавы этой системы исследовались в [2].

Образцы были синтезированы из высокочистых исходных материалов (Al_2O_3 , SiO_2 , CaCO_3) в печи Таммана при 1750°C в платино-иридиевых тиглях с выдержкой в 2 часа. Методика эксперимента и описание установки приведено в [3, 4]. В кристаллическом состоянии при различных температурах дифрактограмма анортита представляет собой кристаллические пики анортита на фоне достаточно сильной аморфной составляющей (рис.1, а). Выделенная кристаллическая составляющая для всех температур показана на рис. 1, б, а некристаллическая на рис. 1, в.



а – дифрактограмма анортита при комнатной температуре; б – кривые кристаллического анортита при различных температурах (вверху – расплав); в – выделенный нормированный и фон для образца анортита при различных температурах (верхняя кривая – расплавленный анортит); г – кривая радиального распределения атомов анортита

Рисунок 1

Кривые фона в общем напоминают расплавленный анортит, а анализ дифрактограмм свидетельствует, что кристаллическая и аморфная составляющая в образце анортита имеют близкий к нему состав. В первом приближении анализ кривой радиального распределения атомов анортита предполагает в расплаве наличие микрогруппировки на основе кислородных тетраэдров кремния и алюминия, вокруг которых располагаются катионы кальция, окруженные 9–10 анионами кислорода. Проведен анализ структурных моделей с использованием метода обратного Монте-Карло. Эти расчеты согласуются с анализом радиального распределения атомов.

После длительных экспериментов в расплавленном состоянии и охлаждения в режиме охлаждения нагревателя дифрактометра кристаллический анортит почти полностью разлагается, а дифрактограмма полностью не идентифицируется.

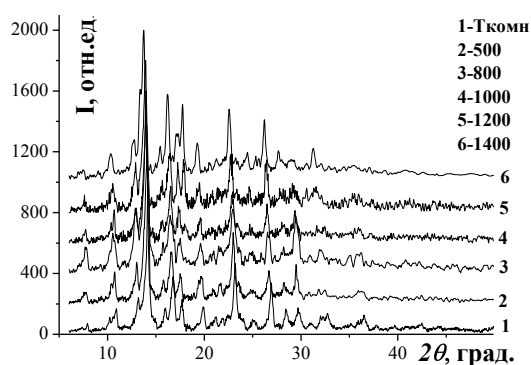


Рисунок 2 – Кривые кристаллического геленита при различных температурах

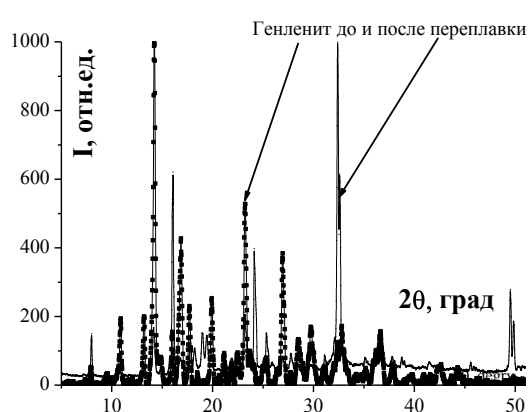


Рисунок 3 – Геленит до и после «плавления»

Дифрактограммы кристаллического геленита (рис.2) при различных температурах вплоть до температур в районе плавления напоминают друг друга и идентифицируются, как геленит. Дифрактограмму расплавленного геленита получить не удалось. Как и в случае анортита, дифрактограмма геленита после плавления не соответствует дифрактограмме до плавления и не интерпретируется чистым геленитом (рис. 3). Очевидно, геленит после длительных выдержек в районе 1700°C так же разлагается, но окончательные выводы делать пока преждевременно.

ЛИТЕРАТУРА

1. V.E. Sokol'skii , D.V. Prutskov , V.M. Busko , V.P. Kazimirov , O.S. Roik , A.D. Chyrkin , V.I. Galinichc , I.A. Goncharov. Investigation of the structure of CaO-Al₂O₃-SiO₂ melts as a basis for the development of new agglomerated welding fluxes and industrial refractories. J. Min. Metall. Sect. B-Metall. 54 (2) B (2018) 133 - 141
2. Э.А. Пастухов, Н.А.Ватолин, В.Л.Лусин, В.М. Денисов, С.В.Качин Дифракционные исследования высокотемпературных расплавов. Екатеринбург, 2003.350 с.
3. Sokol'skii, O.Roik and all. Welding Fluxes: Structural and physicochemical aspects of slag melts /К.: PPC «The University of Kyiv» 2015.-239 p.
4. Y. Waseda J.M.Toguri The Structure and Properties Of Oxide Melts/ World Scientific, 1998, 248 p.

КОНЦЕПТУАЛЬНЫЕ РЕШЕНИЯ ПРИ СОЗДАНИИ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ МИНИ-ЗАВОДОВ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА КАЧЕСТВЕННОГО МЕТАЛЛОПРОКАТА МАЛОТОННАЖНЫМИ ПАРТИЯМИ

Сталинский Д. В. Рудюк А. С. (г. Харьков, ГП «УкрНТЦ "Энергосталь"»)

В настоящее время в мировой черной металлургии наблюдается тенденция по строительству электрометаллургических производств малой мощности, так называемых мини-заводов, с возможностью выпуска качественной прокатной металлопродукции малотоннажными партиями.

Такой мини-завод, как правило, включает электросталеплавильный цех с дуговыми электропечами, многоручьевую МНЛЗ и прокатный стан.

В ГП «УкрНТЦ "Энергосталь"» на протяжении ряда лет выполняются работы по разработке базовых технологических и технических решений по созданию энергоэффективных мини-заводов, обеспечивающих производство металлопроката широкого марочного и размерного сортамента малотоннажными партиями. При этом объем выбросов в окружающую среду находится в пределах мировых нормативов.

Общая концепция создания таких заводов включает следующие основные положения:

- гарантированное получение заданного сортамента готовой продукции и соблюдение всех требований к её качеству, в том числе качеству поверхности, уровню механических свойств и т.д;
- использование энерго- и ресурсосберегающих технологий;
- высокая мобильность оборудования, минимальное время на перестройку при переходе на выпуск другого вида продукции;
- минимальный парк оснастки и инструмента за счет выбора соответствующих технологий, универсальности схем прокатки и калибровок валков;
- обеспечение оптимального уровня механизации и автоматизации для уменьшения количества обслуживающего персонала и снижения себестоимости продукции;
- обеспечение высокой надёжности средств механизации;
- минимальная масса и стоимость оборудования;
- минимально возможная занимаемая площадь;
- минимальные эксплуатационные расходы по переделу;
- обеспечение экологических требований и сокращение выбросов как за счет применения новых технических решений, способствующих уменьшению воздействия на окружающую среду, так и за счет использования современных средств очистки.

Выполненные в Центре разработки содержат технические решения по следующим основным направлениям:

- оптимальный объём производства для мини-завода;

- рациональный размерный и марочный сортамент выпускаемой продукции;
- оптимальные размеры отливаемых заготовок;
- технология, состав и параметры оборудования для выплавки стали;
- технология, состав и параметры оборудования для разлива стали;
- технология, состав и параметры оборудования для производства сортового проката;
- экономическая эффективность проекта.

Одновременно с разработкой общей концепции создания мини-заводов, совместно с рядом ведущих мировых машиностроительных компаний, включая ЧАО «НКМЗ», прорабатываются вопросы создания оборудования, обеспечивающего достижение наилучших показателей эффективности производства.

МОДЕРНИЗАЦИЯ ШАРОПРОКАТНЫХ СТАНОВ – ПУТЬ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА И СНИЖЕНИЯ СЕБЕСТОИМОСТИ МЕЛЮЩИХ ШАРОВ

Сталинский Д. В., Рудюк А. С., Солёный В. К.
(г. Харьков, ГП «УкрНТЦ "Энергосталь"»)

Сложившееся в мире соотношение цен на железорудное сырье, определяемое, главным образом, производителями из Китая (до 45% мирового объема производства), вынуждает украинских поставщиков снижать затраты на его производство. Одним из общепризнанных путей решения этой проблемы является снижение затрат на измельчение руды и, в первую очередь, затрат на приобретение мелющих шаров. Их стоимость составляет 30–35% всех затрат на измельчение, что в значительной степени отражается на себестоимости продукции не только горно-обогатительных комбинатов, но и предприятий перерабатывающих отраслей промышленности: цементной, энергетической, огнеупорной и др.

Факторами эксплуатационной долговечности шаров, эффективности их работы, а также показателями качества являются правильность геометрической формы, отсутствие внутренних и поверхностных дефектов, состояние макроструктуры, однородность распределения поверхностной и объемной твердости, устойчивость к износу и раскалыванию.

Решить задачу повышения качества шаров можно, применяя эффективное оборудование и более совершенные технологические процессы производства с использованием качественных марок стали и термической обработки.

Проведенные модернизации оборудования и совершенствование технологии термической обработки позволили повысить качество шаров в части требований к распределению поверхностной и объемной твердости, при этом должного внимания вопросам совершенствования оборудования и технологии прокатки шаров не уделялось.

Однако, разработка нового стандарта ДСТУ 8538:2015 «Кулі молотні сталеві для кульових млинів» и реализация требований по повышению конкурентоспособности на внутреннем и внешнем рынках вынуждают производителей коренным образом решить проблему повышения качества шаров путем широкой модернизации шаропрокатного производства.

Как известно, производство шаров на шаропрокатных станах методом поперечно-винтовой прокатки на предприятиях металлургической отрасли Украины начали создавать с 1959 года. За прошедший, почти 60-летний, период существенной модернизации прокатного оборудования не проводилось, что привело его к моральному и физическому износу. Это привело к следующим негативным последствиям: потеря металла при нагреве шаровых заготовок, образование значительного количества окалины и обезуглероженного слоя металла, образование при прокатке поверхностных и внутренних дефектов шаров, низкая стойкость прокатных валков из-за несовершенной калибровки

и нарушения закономерностей и особенностей деформации при поперечно-винтовой прокатке и др.

В настоящее время ГП «УкрНТЦ "Энергосталь"» совместно с ЧАО «НКМЗ» прорабатывают проект реконструкции двух шаропрокатных станков ШПС 40-80 ЧАО «Днепропетровский металлургический комбинат». Проектом предусматривается замена газовых нагревательных печей на установки индукционного нагрева, использование прокатных клетей повышенной жесткости и износостойких прокатных валков, максимальная механизация и автоматизация технологического процесса прокатки шаров.

Таким образом, реализация проекта позволит значительно уменьшить окалинообразование и обезуглероживание шаровой заготовки при нагреве, повысить точность прокатки, исключить образование внутренних дефектов шаров, получить экономию металла, повысить эффективность измельчения сырья и материалов и производить шары на уровне лучших мировых аналогов таких фирм-производителей, как «Danieli» (Италия), «Fagersta» (Швеция), «Arneo Moly-cop» (США), «Helipebs» (Великобритания) и др.

В 2019 году был реализован совместный с ЧАО «НКМЗ» проект строительства шаропрокатного комплекса в ООО «Завод "Энергостил"».

МІКРОСТРУКТУРА СПЛАВІВ ПОТРІЙНОЇ СИСТЕМИ Ni–Ti–Zr В ОБЛАСТІ Ni–NiTi–NiZr, ВІДПАЛЕНИХ ПРИ 750 °С

Сторчак А. М., Великанова Т. Я. (м. Київ, ІПМ НАНУ),
Агравал П. Г., Турчанін М. А. (м. Краматорськ, ДДМА)

Інтерес до системи Ni–Ti–Zr пов'язаний із можливістю розробки її основі нових аморфних, жароміцних і жаростійких сплавів. На початок цієї роботи фазові рівноваги були досліджені у підсистемі Ti–NiTi–NiZr–Zr при температурах від 700 до поверхні ліквідуса [1-6], ізотермічні перерізи в усій області концентрацій при температурах 800, 1000 і 1200 °С [7-8], а також нами у підсистемі Ni–NiTi–NiZr досліджено поверхню солідуса [9]. На відміну від даних [7-8] нами [9] при високих температурах було знайдено потрійну сполуку θ $Ni_{69,2}Ti_{12,5}Zr_{18,3}$.

У цій роботі досліджено мікроструктуру 35 сплавів потрійної системи Ni–Ti–Zr в області Ni–NiTi–NiZr, відпалених при 750 °С упродовж 750 год після попереднього відпалу при субсолідусних температурах. Сплави загартовані у воді. Мікроструктуру досліджено методами СЕМ і ЛРСА.

На рисунку 1 наведено склад досліджених сплавів і дані СЕМ / ЛРСА.

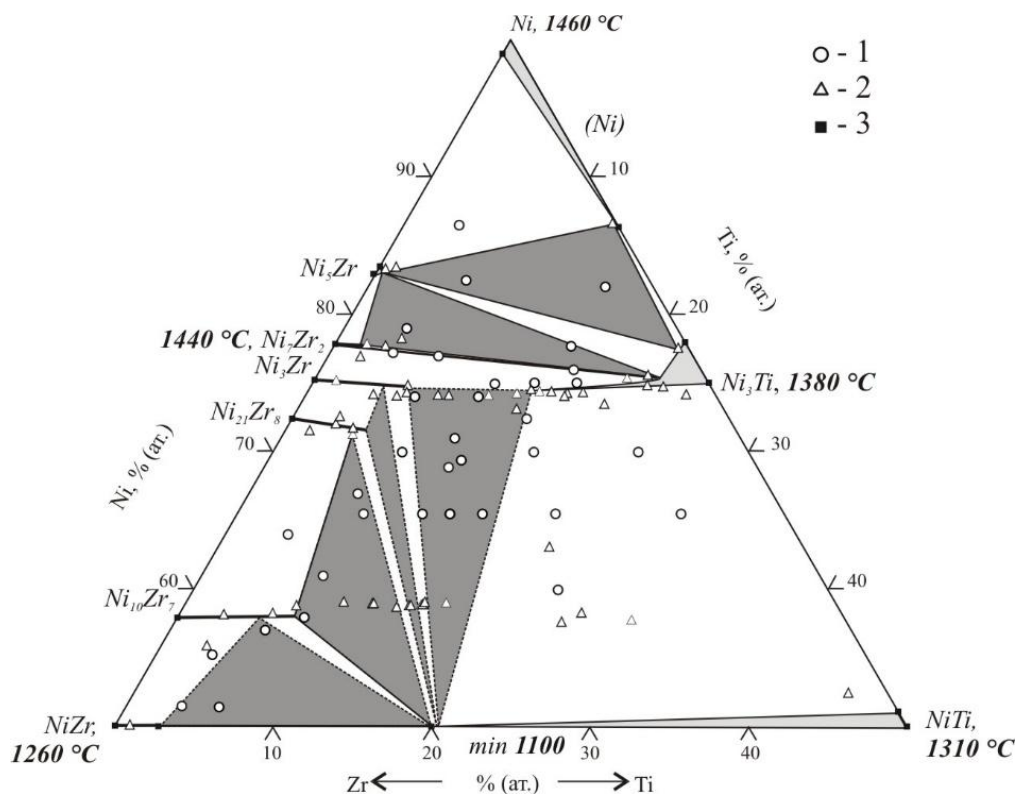


Рисунок 1 – Ймовірний варіант ізотермічного перерізу системи Ni–Ti–Zr в області Ni–NiTi–NiZr при 750 °С: 1 – склад сплавів; 2 – дані ЛРСА; 3 – літературні дані

Фазові поля не відрізняються від таких на солідусі при вмісті нікелю вище квазібінарного перервзу $\text{Ni}_3\text{Ti}-\text{Ni}_7\text{Zr}_2$. Нижче цього перерізу фазові рівноваги кардинально відрізняються від таких на солідусі в результаті розпаду потрійної сполуки. Методом СЕМ / ЛРСА в досліджених сплавах її не виявлено. Підтверджено існування сполуки Ni_3Zr , яка розчиняє 6% (ат.) титану, а також розпад фази на основі сполуки $\text{Ni}_{11}\text{Zr}_9$. Розчинність титану в сполуці $\text{Ni}_{21}\text{Zr}_8$ зменшується від 8,6 на солідусі до 5% ат. при 750 °С. При 750 °С встановлено існування наступних трифазних областей: $(\text{Ni}) + \text{Ni}_3\text{Ti} + \text{Ni}_5\text{Zr}$, $\text{Ni}_3\text{Ti} + \text{Ni}_5\text{Zr} + \text{Ni}_7\text{Zr}_2$, $\text{Ni}_3\text{Ti} + \text{NiTi} + \text{Ni}_3\text{Zr}$, $\text{NiTi} + \text{Ni}_3\text{Zr} + \text{Ni}_{21}\text{Zr}_8$, $\text{NiTi} + \text{Ni}_{21}\text{Zr}_8 + \text{Ni}_{10}\text{Zr}_7$, $\text{NiTi} + \text{Ni}_{10}\text{Zr}_7 + \text{NiZr}$. Склад фаз Ni_3Ti і NiTi в трифазних рівновагах методом ЛРСА не визначено – отримані дані віднесено до високотемпературних спадкових структур. На користь такого висновку свідчить порівняння даних ЛРСА для сплавів, відпалених при підсолідусних температурах та при 750 °С. Відповідні фазові рівноваги на рисунку нанесено пунктиром.

ЛІТЕРАТУРА

1. Еременко В.Н. Строение сплавов Ti-Zr-Ni в области 0-50 % Ni при 700 °С / В. Н. Еременко, Е. Л. Семенова, Л. А. Третьяченко // Докл. Акад. Наук УССР. А. – 1988 – Т. 2. – С. 79–143.
2. Еременко В. Н. Строение сплавов системы Ti-Zr-Ni по сечению TiNi-ZrNi / В. Н. Еременко, Е. Л. Семенова, Л. А. Третьяченко, З. Г. Доматырко // Металловедение. – 1989 – Т. 6. – С. 85–88.
3. Молокнов В. В. Структура и свойства сплавов системы Ti-Zr-Ni по сечению $\text{Ti}_2\text{Ni-Zr}_2\text{Ni}$ в аморфном и кристаллическом состоянии / В. В. Молокнов, В. Н. Чеботников, Ю. К. Ковнеристый // Изв. АН СССР, Неорг. матер. – 1989. – Т. 25, No. 1. – С. 61–65.
4. Еременко В. Н. Проекция поверхности солидуса системы Ti-Zr-Ni в области Ti-TiNi-ZrNi-Zr / В. Н. Еременко, Е. Л. Семенова, Л. А. Третьяченко // Металлы. – 1990 – Т. 6. – С. 191–196.
5. Еременко В. Н. Поверхность ликвидуса и схема кристаллизации сплавов системы Ti-Zr-Ni , содержащих до 50 % Ni / В. Н. Еременко, Е. Л. Семенова, Л. А. Третьяченко // Порошковая металлургия. – 1991 – Т. 8. – С. 49–54.
6. Еременко В. Н. Проекция поверхности солидуса и реакции при кристаллизации сплавов системы Ti-Zr-Ni в области Ti-TiNi-ZrNi-Zr / В. Н. Еременко, Е. Л. Семенова, Л. А. Третьяченко // Металлы. – 1992 – Т. 6. – С. 138–143.
7. Yeh M.-C. Phase equilibrium in the Ni-Ti-Zr system at 800 °C / M.-C. Yeh, J. L. Li, P. J. Lo, K.-C. Hsieh // J. Phase Equilib. – 2014. – Vol. 35, No. 2. – P. 157-162.
8. Liu X. J. Experimental investigation of isothermal sections (1000, 1200 °C) in the Ni-Ti-Zr system / X. J. Liu, S. Y. Yang, Y. X. Huang, J. B. Zhang, J. Li, J. H. Zhu, H. X. Jiang, P. C. Wang // J. Phase Equilib. – 2015. – Vol. 36, No. 5. – P. 414-421.
9. Сторчак А.М. Фазові рівноваги і фазові перетворення при високих температурах в сплавах потрійної системи Ni-Ti-Zr при вмісті нікелю 50–100% (ат.) / А.М. Сторчак, Т.Я. Великанова, Л.В. Артюх, А.В. Гриців, М.А. Турчанін, П.Г. Агравал, В.М. Петюх // Порошковая металлургия. – 2019. – № 3–4. – С. 111–123.

ПОЛІТЕРМІЧНИЙ ПЕРЕРІЗ $Ni_3Ti-Ni_7Zr_2$ ПОТРІЙНОЇ СИСТЕМИ $Ni-Ti-Zr$

Сторчак А. М., Великанова Т. Я., Петюх В. М. (м. Київ, ІПМ НАНУ),
Агравал П. Г., Турчанін М. А. (м. Краматорськ, ДДМА)

Експериментально фазові рівноваги в області плавлення / кристалізації були досліджені нами в роботах [1, 2]. Результати представлені у вигляді проекції поверхні солідуса в області $Ni-NiTi-NiZr$ та діаграми плавкості в області $Ni-Ni_3Ti-Ni_7Zr_2$. В роботах [1, 2] зроблено висновок, що система $Ni-Ti-Zr$ триангулюється перерізом $Ni_3Ti-Ni_7Zr_2$. В даній роботі, використовуючи отримані експериментальні результати [1, 2], наведені у Табл. 1 і на Рис. 1, нами вперше побудовано політермічний переріз $Ni_3Ti-Ni_7Zr_2$, який є квазібінарною системою евтектичного типу Рис. 2.

Таблиця 1 – Дані ЛРСА і ДТА для сплавів із двофазної області $Ni_3Ti-Ni_7Zr_2$

Номер сплаву	Склад сплаву, % ат.	Склад твердих фаз/евтектичної складової, % ат.				Температура, °C	
		Фаза/евтектика	Ni	Ti	Zr	початку плавлення	ліквідуса
4	$Ni_{77}Ti_7Zr_{16}$	Ni_7Zr_2	76,7	2,2	21,1	1288	1373
			76,8	2,2	21,0		
		Ni_3Ti	74,4	21,0	4,3		
		$e_2(max)$	75,3	14,0	10,7		
3	$Ni_{77,2}Ti_4Zr_{18,8}$	Ni_7Zr_2	76,9	1,3	21,8	1274	1409
			74,1	19,0	6,9		
		Ni_3Ti	74,6	19,0	6,4		
		$e_2(max)$	75,0	13,7	11,3		
36	$Ni_{76}Ti_{16}Zr_8$	Ni_3Ti	75,5	21,0	3,5	1277	1325
			75,6	20,7	3,7		
		Ni_7Zr_2	77,0	3,2	19,8		
		$e_2(max)$	75,9	12,8	11,3		
			76,5	10,8	12,7		

* $e_2(max)$ – квазібінарна евтектика $\langle Ni_3Ti \rangle + \langle Ni_7Zr_2 \rangle$

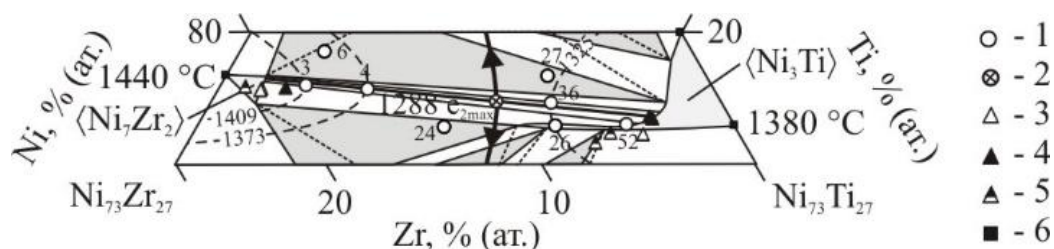


Рисунок 1 – Діаграма плавкості потрійної системи $Ni-Ti-Zr$ при вмісті нікелю 73 – 80% ат.: 1 – склад сплавів; 2 – склад квазібінарної евтектики $e_2(max)(\langle Ni_3Ti \rangle + \langle Ni_7Zr_2 \rangle)$; дані ЛРСА для сплавів: 3 – №4; 4 – №36, 5 – №3; 6 – літературні дані

На рис. 2 видно, що температура початку плавлення для сплавів №3 і 36 лежить нижче максимальної 1288 °С для сплаву №4. Дані ДТА та ЛРСА вказують на те, що точка складу сплаву №4 лежить в площині квазібінарного перерізу, який проходить через сингулярні точки для сполук Ni_3Ti і Ni_7Zr_2 в обмежувачих подвійних системах $Ni-Ti$ і $Ni-Zr$. Тоді як склад сплавів №3 і №36 лежить нижче і вище від перерізу $Ni_3Ti-Ni_7Zr_2$ за вмістом нікелю, відповідно (Рис. 1, 2). Дані по температурі ліквідуса для сплавів №3 і 36 добре узгоджуються з будовою поверхні ліквідуса за [2].

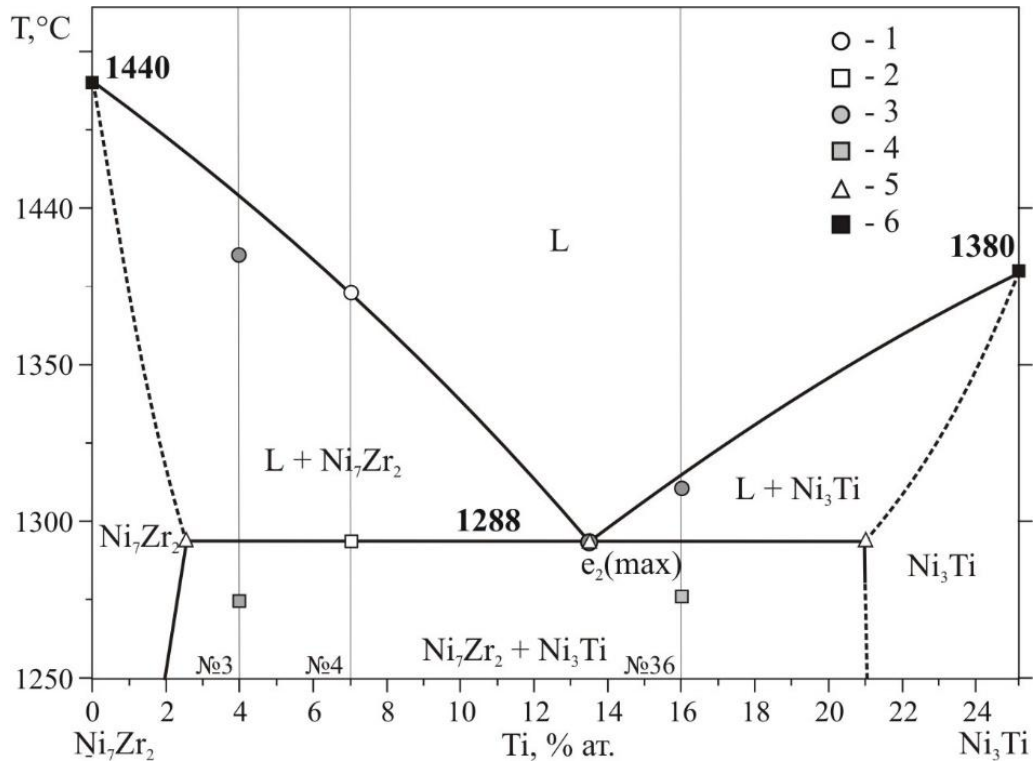


Рисунок 2 – Політермічний переріз $Ni_3Ti-Ni_7Zr_2$ системи $Ni-Ti-Zr$: дані ДТА для сплавів: 1, 2 – № 4; 3, 4 – № 3 і 36; 5 – дані ЛРСА для сплаву № 4; 6 – літературні дані

ЛІТЕРАТУРА

1. Сторчак А.М. Фазові рівноваги і фазові перетворення при високих температурах в сплавах потрійної системи $Ni-Ti-Zr$ при вмісті нікелю 50–100% (ат.) / А.М. Сторчак, Т.Я. Великанова, Л.В. Артюх, А.В. Гриців, М.А. Турчанін, П.Г. Агравал, В.М. Петюх // Порошкова металургія. – 2019. – № 3–4. – С. 111–123.

2. Сторчак А.М. Поверхня ліквідуса і діаграма плавкості потрійної системи $Ni-Ti-Zr$ в багатій на нікель області складів / А.М. Сторчак, Т.Я. Великанова, Л.В. Артюх, М.А. Турчанін, П.Г. Агравал, В.М. Петюх // Вісник Одеського національного університету. – 2019. – Т. 24, № 2(70). – С. 60–74.

ТЕРМОДИНАМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ РОЗПЛАВІВ СИСТЕМ Sn–Er і Sn–Ni–Er

Судавацова В. С., Романова Л. О., Кудін В. Г., Козорезов А. С.,
Іванов М. І., Подопрігора Н. В.
(м. Київ, ІПМ НАНУ, КНУ ім. Т. Шевченка)

Сплави Sn з різними металами є основою легко- і тугоплавких матеріалів, що являються напівпровідниками, безсвинцевими припоями. Знання фізико-хімічних властивостей розплавів базових систем Sn–PЗМ і Sn–PЗМ-перхідний метал та їх діаграми стану необхідні для науково-обґрунтованого одержання вказаних вище матеріалів і припоїв.

На даний час визначені ентальпії утворення Er_5Sn_3 ($\Delta_f H = -72.3 \pm 2.1$ кДж/моль) [1] і прогнозована діаграма стану системи Sn–Er [2]. Згідно прогнозу діаграми стану систем, зробленого на базі відомих фазових рівноваг інших систем Sn–PЗМ, найбільш тугоплавкою є фаза Er_5Sn_3 , $T_{\text{пл}}$ якої дорівнює 1920°C . Термодинамічні властивості рідких сплавів системи Sn–Er досліджені методом електрорушійних сил (ЕРС) при $900\text{--}1000$ К в області розплавів, розведених відносно ербію [3].

Так як сплави на основі Sn знаходять широке застосування, тому ми визначили термохімічні властивості рідких сплавів системи Sn–Er методом калориметрії при 1673 ± 1 К. Одержані парціальні для ербію і інтегральні ентальпії змішування наведено на рис. 1.

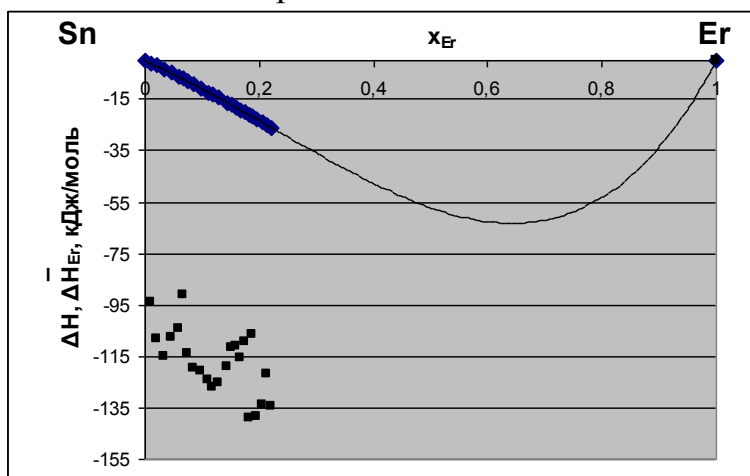


Рисунок 1 – Парціальні для ербію і інтегральні ентальпії змішування розплавів системи Sn–Er при 1673 ± 1 К

На основі експериментальних даних, одержаних в інтервалі $0 < x_{\text{Er}} < 0,24$, апроксимували аналогічні параметри для всього інтервалу складів. Встановлено, що мінімум ΔH розплавів системи Sn–Er складає $-62,3 \pm 0,3$ кДж/моль при $x_{\text{Sn}} = 0,63$. Це корелює із $\Delta_f H$ (Er_5Sn_3) і розплавів подібних систем Sn–PЗМ.

У народному господарстві використовуються, частіше за все, багатокомпонентні сплави. Тому доцільно було визначити термохімічні властивості

розплавів системи Sn–Ni–Er, діаграма стану і термохімічні властивості фаз якої, в тому числі і рідкої, не досліджені.

Сплави потрійних і більш складних систем знаходять все більш широке застосування, тому важливо знайти їх термодинамічні властивості. Але їх дослідження являється складним експериментальним завданням, тому ще з кінця 50^х р.р. минулого сторіччя почали розроблятися методики їх розрахунку із аналогічних даних подвійних граничних підсистем. В зв'язку з цим ми використали відомі «геометричну» і «аналітичну модель», щоб прогнозувати термодинамічні властивості розплавів системи Sn–Er–Ni. Для ентальпій утворення розплавів системи Ni–Er використали дані, визначені [4] ($\Delta H_{\text{мін}} = -43.1 \pm 1.8$ кДж/моль при $x_{\text{Ser}}=0,38$) [4].

Одержані результати за цими моделями відрізняються, але згідно всіх моделей мінімальні ентальпії змішування вказаних потрійних розплавів припадають на сплав $\text{Er}_{0,62}\text{Sn}_{0,38}$. Це не дивно, тому що він близький до самої тугоплавкої фази із всіх трьох обмежуючих підсистем.

Для цього ми спочатку розраховували ентальпії змішування розплавів даної системи із аналогічних даних для подвійних обмежуючих систем за різними відомими моделями. Виявилось, що результати розрахунків незначно відрізняються, а мінімум ентальпії змішування припадає на граничну систему Sn–Er.

На основі цього вирішено було провести досліді із подвійних сплавів системи Sn–Ni з постійним співвідношенням $x_{\text{Sn}}/x_{\text{Ni}} = 0,8/0,2$ і $0,5/0,5$ при 1673 ± 1 К. Співставлення встановлених експериментально і розрахованих за різними моделями показало, що найкраще узгоджуються ΔH розплавів, розрахованих за моделлю Редліха–Кістера з потрійним внеском, рівним -200 .

Усе це свідчить про утворення тернарних фаз в розплавах системи Sn–Ni–Er, не дивлячись на те, що в подвійних граничних підсистемах утворюється багато бінарних фаз. Але енергія взаємодії між різнойменними атомами в них є меншою, ніж в системі Sn–Er, тому що на поверхні ентальпій змішування розплавів системи Sn–Ni–Er відсутній екстремум. Це означає, що потрійні сполуки розглянутої системи є низькоплавкими або інконгруентно плавлячими.

Ми також спробували прогнозувати $T_{\text{пл}}$ сполуки Er_5Sn_3 на основі аналогічних даних для проміжних фаз Ln_5Sn_3 . Для цього побудували залежності їх $T_{\text{пл}}$ від порядкового номеру лантаноїдів і показали, що $T_{\text{пл}}(\text{Er}_5\text{Sn}_3) = 1900$ К.

ЛІТЕРАТУРА

1. Meschel S.V., Kleppa O.J. *Standard enthalpies of formation of some lanthanide indium compounds by high temperature direct synthesis calorimetry*// *J. All. and Comp.*-2002.-v/337. P.115–119.
2. M. V. Bulanova, V. R. Sidorko, Yu. I. Buyanov, K. A. Meleshevich, *Physicochemical Interactions in Systems Formed by Trivalent Rem with Group iv p elements. ii. Phase Diagrams/ Powder Metallurgy and Metal Ceramics, Vol. 43, Nos. 1-2, 2004 50-61*
3. Лебедев В. А., Кобер В. И., Ямицков Л. Ф. *Термохимия сплавов редкоземельных и актиноидных элементов// справ. изд. Челябинск: Металлургия, Челяб. отд. – 1989. – С. 336.*
4. Николаенко И.В., Власова О.В. *Энтальпии смешения никеля с лантаноидами // Расплавы. – 1992. – № 4. – С. 12-18.*

ТЕРМОДИНАМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВІВ ПОДВІЙНИХ СИСТЕМ In–Pr(Nd)

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

Індій входить до складу багатьох напівпровідників, безсвинцевих припоїв, легко- і тугоплавких матеріалів. Тому для розробок оптимальних умов їх отримання наряду з діаграмами стану необхідно знати термодинамічні властивості різних фаз і особливо рідкої. Відомо, що більшість із вказаних матеріалів отримують методом плавлення.

Термодинамічні властивості рідких сплавів подвійних систем In–Pr(Nd) досліджені методом електрорушійних сил (ЕРС) при 800–1000 К в області розплавів, розведених відносно Pr і Nd [1]. В зв'язку з цим, мета даної роботи — визначити ентальпії змішування розплавів подвійних систем In–Pr(Nd) методом ізопериметричної калориметрії при 1573 ± 1 К в розплавах, збагачених індієм.

В ході дослідів визначено парціальні ентальпії змішування лантаноїдів до $x_{Ln} \leq 0,46$ і $T = 1573 \pm 1$ К. Ці та обчислені із їх використанням інтегральні ентальпії змішування розплавів системи In–Pr при $T = 1573 \pm 1$ К наведено на рис. 1. Близькі дані визначено і для розплавів системи In–Nd.

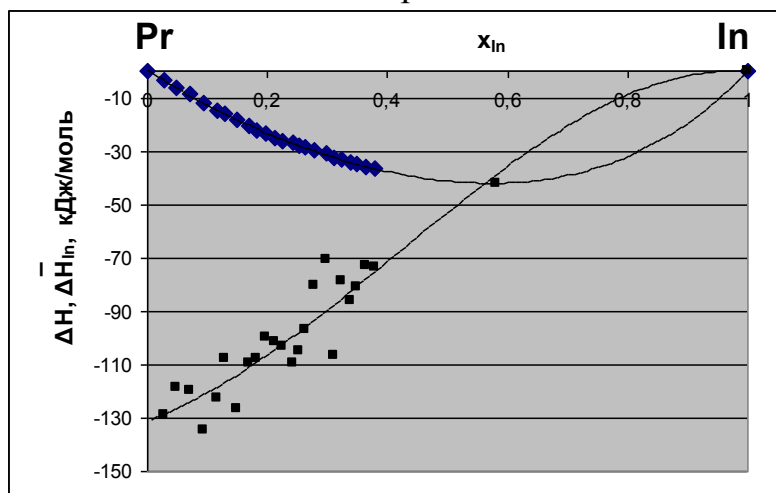


Рисунок 1 – Ентальпії змішування розплавів системи In–Pr при $T=1573 \pm 1$ К

Установлено, що розплави обох систем утворюються з виділенням приблизно однакової кількості теплоти. Мінімальна ентальпія змішування складає $\approx -43,1 \pm 0,2$ і $-41,3 \pm 0,2$ кДж/моль відповідно при $x_{In} = 0,55$. Із наших експериментальних даних ясно, що ентальпії утворення розплавів обох вивчених систем співпадають в межах похибки. Це не дивно, тому що Pr і Nd в Періодичній системі елементів розміщуються поряд в ряду лантаноїдів. Ця подібність проявляється і для твердого стану. Згідно діаграм стану бінарних систем In–Pr(Nd) утворюються по три сполуки, що плавляться конгруентно при майже однакових температурах. Інконгруентно плавлячих проміжних фаз теж утворюється по три.

Порівняння ентальпій змішування розплавів подвійних систем In–La(Ce) з одержаними в цій роботі показало, що вони близькі між собою. Що стосується аналогічних даних для розплавів системи In–Eu, то вони менш екзотермічні, ніж в попередніх ($-36,0 \pm 0,2$ кДж/моль). Це можна пояснити тим, що різниця мольних об'ємів компонентів для розплавів останньої системи є більшою, ніж в попередніх за рахунок того, що Європій в сплавах з Індієм проявляє валентність два на відміну від інших лантановидів, які розміщуються поряд з Eu.

На основі одержаних нами методом калориметрії термохімічних властивостей виконано екстраполяцію їх на весь концентраційний інтервал. Ясно, що мінімум ентальпій змішування вивчених розплавів -43 кДж/моль при складі $x_{In} = 0,56$. Це, ймовірно за все, обумовлено тим, що згідно діаграм стану цих систем в інтервалі складів $0,4 < x_{In} < 0,6$ утворюються сполуки, які плавляться конгруентно при температурах $1100-1300^\circ\text{C}$. Ясно, що вони перевищують температури плавлення Pr(Nd) і особливо In.

Ентальпії утворення проміжних фаз систем In–Pr(Nd) визначені методом калориметрії розчинення в хлоридній кислоті при стандартних умовах і методом прямої реакційної калориметрії наведено в таблиці із [1,2].

У [2] визначено $\Delta_f H$ фаз PrIn_3 і NdIn_3 та ряду подвійних сполук методом прямої реакційної калориметрії. Аналогічними методами визначено ентальпії утворення таких же фаз системи In–Nd (табл. 1).

Таблиця 1 – Ентальпії утворення деяких фаз бінарних систем In–Pr

Фаза	$-\Delta_f H$, [1]	$-\Delta_f H$, [2]	Фаза	$-\Delta_f H$, [1]	$-\Delta_f H$, [2]
Pr_2In_3	63	$51,3 \pm 2,4$	NdIn_3	61,5	$51,5 \pm 1,8$
Pr_2In_3	61		Nd_2In_3	63,2	
PrIn	55		NdIn	573,3	

Із таблиці видно, що результати роботи [2] є більш екзотермічні, ніж [1], що, ймовірно за все, обумовлено великими похибками в першій роботі. Що стосується результатів [2], то вони для обох фаз приблизно однакові і є більш екзотермічними, ніж встановлені нами ентальпії змішування. Це все відповідає закономірностям, характерним для сплавів фаз з сильними взаємодіями між різномісними атомами. У роботі [2] побудована залежності $\Delta_f H$ індидів Ln від порядкового номеру останнього. Встановлено, що вони симбатні нашим результатам, але, як і слід було очікувати, є більш екзотермічними.

Таким чином одержані в даній роботі термохімічні властивості розплавів подвійних систем In–Pr(Nd) є достовірними і можуть бути використані для вирішення практичних проблем і для розрахунків аналогічних характеристик розплавів потрійних систем In–Pr(Nd)-Метал.

ЛІТЕРАТУРА

1. Лебедев В. А., Кобер В. И., Ямицков Л. Ф. Термохимия сплавов редкоземельных и актиноидных элементов// справ. изд. Челябинск: Металлургия, Челяб. отд. – 1989. – С. 336.
2. Meschel S.V., Kleppa O.J. Standard enthalpies of formation of some lanthanide indium compounds by high temperature direct synthesis calorimetry// J. All. and Comp.-2002.- v/ 337. P.115–119

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭКЗОТЕРМИЧЕСКОЙ СМЕСИ $\text{CuO-Fe}_2\text{O}_3\text{-Al}$ В СОСТАВЕ САМОЗАЩИТНЫХ ПОРОШКОВЫХ ПРОВОЛОК

Трембач Б. А. (г. Краматорск, ЧАО «НКМЗ», ДГМА),
Гринь А. Г. (г. Краматорск, ДГМА), Милосердов П. А. (г. Черногловка,
РАН ИСМАН, Россия), Трембач И. А. (г. Краматорск, ЧАО «НКМЗ»)

Перспективным направлением в разработке самозащитных порошковых проволок (СПП) является разработка наплавочных материалов с экзотермическими смесями, с целью повышения параметров плавления и обеспечения равномерности плавления оболочки и шихты сердечника. Однако введение значительного количества экзотермической смеси может быть нежелательным при получении требуемой композиции наплавленного металла, ввиду восстановления компонентов окислителя и последующего его перехода в наплавленный металл. Использовать в качестве компонентов экзотермической смеси шихты порошковой проволоки экзотермическую смесь с комбинированным окислителем системы $\text{CuO-Fe}_2\text{O}_3\text{-Al}$ позволяет в большей степени регулировать композицию наплавленного металла. Однако использование экзотермических смесей с комбинированным окислителем данной системы в составе СПП мало изучено. Целью работы являются термодинамические исследования экзотермической смеси $\text{CuO-Fe}_2\text{O}_3\text{-Al}$ для определения адиабатической температуры, конечных продуктов реакции и фазового состава.

Проведено компьютерный расчет адиабатической температуры горения комбинированной исследуемой экзотермической смеси с помощью программы ISMAN-THERMO. Данная программа позволяет осуществлять расчет гетерофазных систем с большим числом компонентов одновременно, в которых протекает множество химических реакций и фазовых превращений на различных границах раздела фаз. В ней поиск равновесного состава гетерофазной многокомпонентной системы осуществляется путем нахождения локального экстремума энтропии при наличии ограничений при заданном исходном составе и термодинамическом режиме.

Результаты исследований приведены на рис. 1.

Исследования показали, что увеличение количества графита (с 6% до 9 %) в составе шихты порошковой проволоки ведет к существенному снижению адиабатической температуры горения экзотермической смеси с комбинированным окислителем, что обусловлено активацией плавления шихты. Термодинамические расчеты сложной многокомпонентной экзотермической смеси $\text{CuO-Fe}_2\text{O}_3\text{-Al}$ с комбинированным окислителем системы показали, что увеличение доли CuO ведет к увеличению металлической фазы и снижению оксидной, для рассматриваемых случаев.

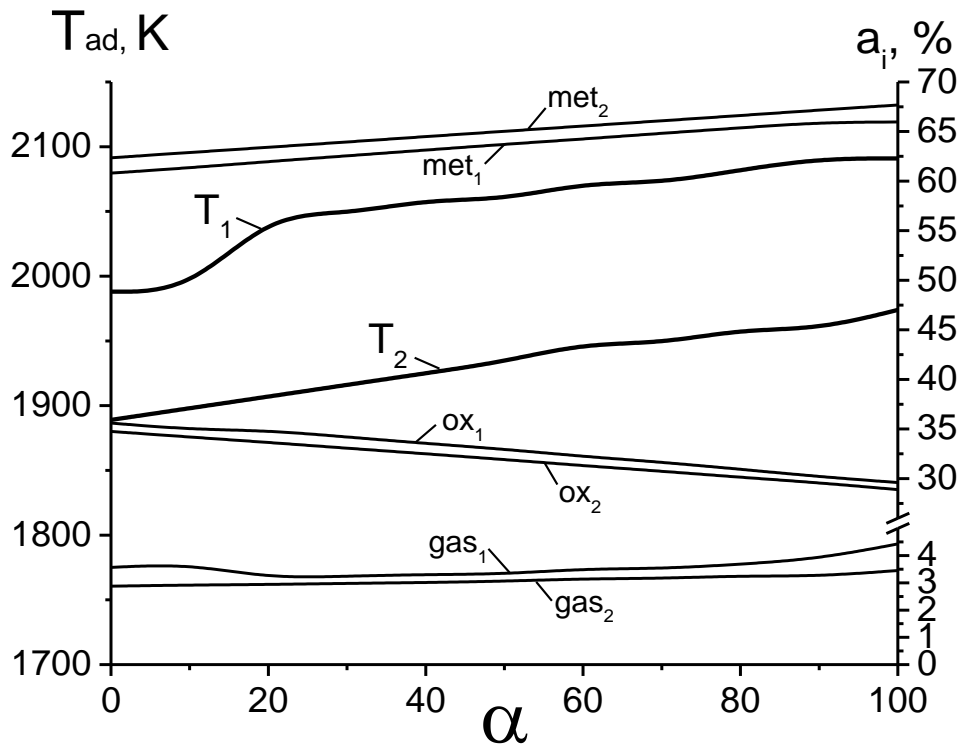


Рисунок 1 – График влияние доли оксида меди в смеси, где индексы 1 – шихта состава 1; 2 – шихты состава 2, *met*-выход металлической фазы; *ox* – выход оксидной фазы; *gas* – выход газовой фазы

Таким образом, проведены термодинамические расчеты экзотермической смеси с комбинированным окислителем системы $\text{CuO-Fe}_2\text{O}_3\text{-Al}$ показали увеличение выхода металлической фазы с увеличением доли двухвалентного оксида меди (CuO) и снижение адиабатической температуры горения с увеличением содержания графита в шихте сердечника самозащитной порошковой проволоки.

МЕТОДИЧНІ АСПЕКТИ ОЦІНКИ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВУГЛЕЦЕВМІСНИХ ДОБАВОК ДЛЯ ПІЩАНО-БЕНТОНІТОВИХ ФОРМУВАЛЬНИХ СУМІШЕЙ

Федоров М. М., Темніков К. В. (м. Краматорськ, ДДМА)

У теперішній час у складі сирих піщано-бентонітових сумішей для формування по-сирому, які використовуються на сучасних автоматичних лініях, наприклад, формування за сейатцу-процесом, у якості протипригарних добавок, в основному, використовують кам'яновугільні порошки, що пов'язано з їхньою ефективною протипригарною дією, порівняно низькою вартістю, доступністю й універсальністю. Такі формувальні суміші зазвичай використовують для виготовлення чавунних виливків масою до декількох десятків кілограмів.

Найбільш важливими в технологічному плані є наступні властивості кам'яновугільних порошків:

- вихід летких речовин і блискучого вуглецю;
- кількість коксового залишку;
- температурний інтервал пластичного стану.

При заливанні металом форми, виготовленої із суміші з додаванням вугілля, відбувається процес піролізу вугілля і, починаючи з температури 250 °С, відбувається виділення летких речовин. Леткі складові вугілля значно впливають на формування якості поверхні виливків. З їхнім виділенням пов'язане зменшення температурних напружень у поверхневих шарах форми, що приводить до зменшення небезпеки утворення ужимин, а також утворення блискучого вуглецю. Між кількістю летких речовин і виходом блискучого вуглецю встановлена лінійна залежність: чим більше летких, тим більше виділяється блискучого вуглецю. У порожнині форми з газової фази, яка утворюється леткими речовинами, на стінках форми конденсується блискучий вуглець, який закупорює пори у стінках форми та забезпечує ефект їх незможуваності рідким металом. Вихід летких речовин з кам'яного вугілля визначають через відношення маси летких речовин, які утворилися при нагріванні вугілля при температурі 850±10°С до маси твердого вугілля, перерахованої на сухий беззольний стан. Вихід блискучого вуглецю визначають при спалюванні наважки кам'яновугільного порошку у спеціальній кварцовій реторті при температурі 900±20°С і осіданні блискучого вуглецю у спеціальній кварцовій колбі, яка заповнена кварцовою ватою і приєднана до реторти.

Кам'яні вугілля з виходом летких речовин у кількості 20...40 % мають кращу здатність спікатися й утворювати міцний кокс. Чим більша міцність коксу, тим краще його зчеплення з зернами кварцового піску, при цьому він також зменшує перетин пор у формувальній суміші, перешкоджаючи проникненню в них металу. Однак кокс при температурі 900 °С переходить у термостійку модифікацію, має велику поруватість, що сприяє поглинанню додаткової кількості води, а утворення міцних коксових і напівкокових містків

в об'ємі суміші погіршує її текучість і формувальність. Тому вважається, що вугілля повинне забезпечувати максимальний вихід летких речовин і мінімальну кількість залишкового коксу. Кількість коксового залишку зазвичай визначають термогравіметричним методом.

На якість виливків суттєво впливають пластичні властивості вугілля, тобто його розм'якшення у визначеному температурному інтервалі, коли вугілля спочатку переходить у пластичний стан, а потім коксується. Збільшення температурного інтервалу, при якому вугілля знаходиться в пластичному стані, що збігається з критичним інтервалом розширення кварцу і його температурних напружень приводить до запобігання утворення поверхневих дефектів – ужимин. Температурний інтервал пластичного стану вугілля тісно пов'язаний з утворенням бітуму. Температура розм'якшення значно знижується в напрямку від вугільних порошків, що не утворюють бітумів, до вугільних порошків, які утворюють велику кількість бітуму і смоли. Температура початку розм'якшення вугілля при вмісті летких 35 % найбільша – близько 350 °С і значно змінюється з підвищенням вмісту вуглецю. Кам'яні вугілля із вмістом вуглецю менш 82 і більш 90,5 % узагалі не розм'якшуються, не спікаються, а дають тільки пилоподібний залишок. Вугілля із вмістом близько 87 % вуглецю мають максимальні пластичні властивості.

Експериментально встановлено, що найбільш ефективними у якості протипригарних і протиужиминних добавок є кам'яновугільні порошки, які мають наступні характеристики: максимальний вихід блискучого вуглецю (8...12 %), вихід летких речовин на рівні 30...40 %; широкий температурний інтервал пластичного стану (350...550 °С), незначний вихід коксового залишку. Таким характеристикам можуть відповідати збагачені кам'яновугільні порошки марок: «газове», «довгополум'яно-газове», «жирне». Але щоб обрати дійсно ефективні різновиди кам'яновугільних порошків, необхідно здійснювати їх комплексне тестування для визначення зазначених вище властивостей.

ВНУТРІШНЬОФОРМОВЕ МОДИФІКУВАННЯ БАЗОВОГО РОЗПЛАВУ ЧАВУНУ РІЗНИМИ ДОБАВКАМИ

Фесенко А. М. (м. Краматорськ, ДДМА),
Фесенко М. А. (м. Київ, НТУУ «КПІ» ім. І. Сікорського),
Корсун В. А., Дворниченко А. О. (м. Краматорськ, ДДМА)

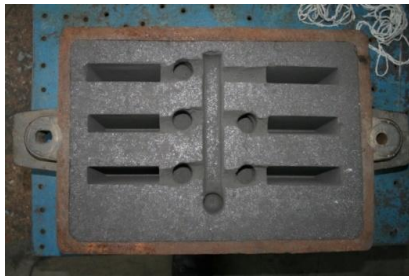
Модифікування розплавів є ефективним способом впливу на структуру і властивості чавуну у виливках, тому широко застосовується в ливарній практиці. При виготовленні якісних виливків з заданою структурою і властивостями невеликої маси одним із ефективних методів модифікувальної обробки є INMOLD-процес. Ця технологія, в основному направлена на сфероїдизацію графіту, достатньо досліджена і широко використовується при виготовленні виливків з високоміцного чавуну з кулястим і вермикулярним графітом. Набагато менше інформації, яка стосується технології внутрішньоформової обробки розплавів іншими модифікувальними добавками.

У роботі досліджено вплив окремих сфероїдизувальних, карбідостабілізувальних і графітизувальних добавок (FeSi, SiBa, VL63(M), ФсMг7, NiMg19, FeB, FeCe, WC) при внутрішньоформовому модифікуванні базового розплаву на структуру і твердість чавуну, а також мікротвердість окремих структурних складових в виливках.

Базові чавуни з вуглецевим еквівалентом 2,8% та 3,4% виплавляли в індукційній тигельній печі ICT 0,06 на шихтових матеріалах в складі чушкового ливарного чавуну Л4 та сталюого скрапу сталі 30. В якості об'єкту досліджень використовували клинові проби розміром 100x100 мм і товщиною у основи – 20 мм. З метою максимального зменшення впливу інших, крім досліджуваних, факторів процесу литва на вихідні параметри в одній ливарній формі розміщували одночасно шість експериментальних виливків з підведенням базового розплаву в форму за допомогою загальних стояка і шлаковловлювача і окремих живильників на кожний вилівок. Порожнина одного виливка заповнювалась базовим розплавом без будь-якої обробки, при заповненні порожнин решти виливків розплав на шляху до виливка модифікувався, проходячи через проміжну проточну реакційну камеру, де розміщувалась відповідна зерниста добавка.

У результаті проведених експериментальних досліджень встановлені основні закономірності впливу модифікувальних добавок на структуру і властивості чавунних виливків, виготовлених з розплавів з різним вуглецевим еквівалентом.

На рис. 1 представлений загальний вид нижньої півформи (рис. 1, а) і отриманих експериментальних виливків (рис. 1, б), а на рис. 2 – для прикладу – злами, макроструктура і мікроструктура виливків, отриманих з вихідного розплаву без модифікувальної обробки (рис. 2, I), після внутрішньоформової обробки графітизувальною FeSi (рис. 2, II), сфероїдизувальною ФсMг7 (рис. 2, III) та карбідостабілізувальною FeCe (рис. 2, IV) модифікувальними добавками.



а



б

Рисунок 1 – Загальний вигляд нижньої півформи для виготовлення експериментальних виливків (а) і блока отриманих виливків із ливниково-модифікувальною системою (б)

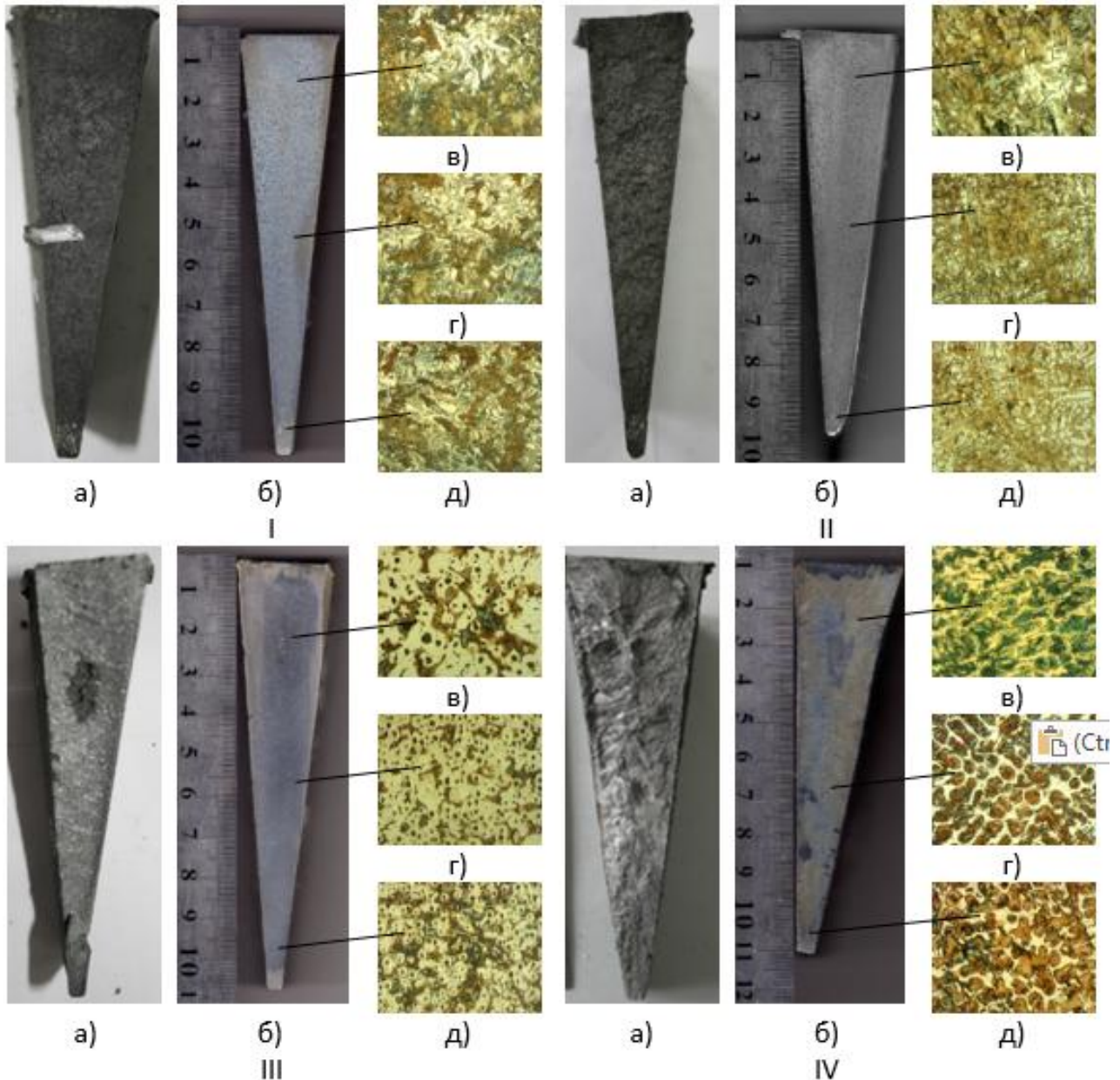


Рисунок – Злам (а), макроструктура (б) і мікроструктура (в, г, д) експериментальних виливків, отриманих з розплаву базового чавуну без модифікування (I), та після внутрішньоформового модифікування FeSi (II), FeMg_7 (III) та FeCe (IV)

ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПРОЦЕСІВ ВИГОТОВЛЕННЯ ДВОБІЧНИХ ЧАВУННИХ ВИЛИВКІВ ІЗ ДИФЕРЕНЦІЙОВАНОЮ СТРУКТУРОЮ ТА ВЛАСТИВОСТЯМИ

Фесенко М. А. (м. Київ, НТУУ «КПІ» ім. І. Сікорського),
Фесенко А. М., Корсун В. А. (м. Краматорськ, ДДМА)

Резервом підвищення довговічності й експлуатаційної надійності обладнання, механізмів і машин при одночасному здешевленні їх виробництва та обслуговування може бути заміна в їх конструкції монометалевих деталей з однорідною структурою деталями з диференційованими структурою та властивостями.

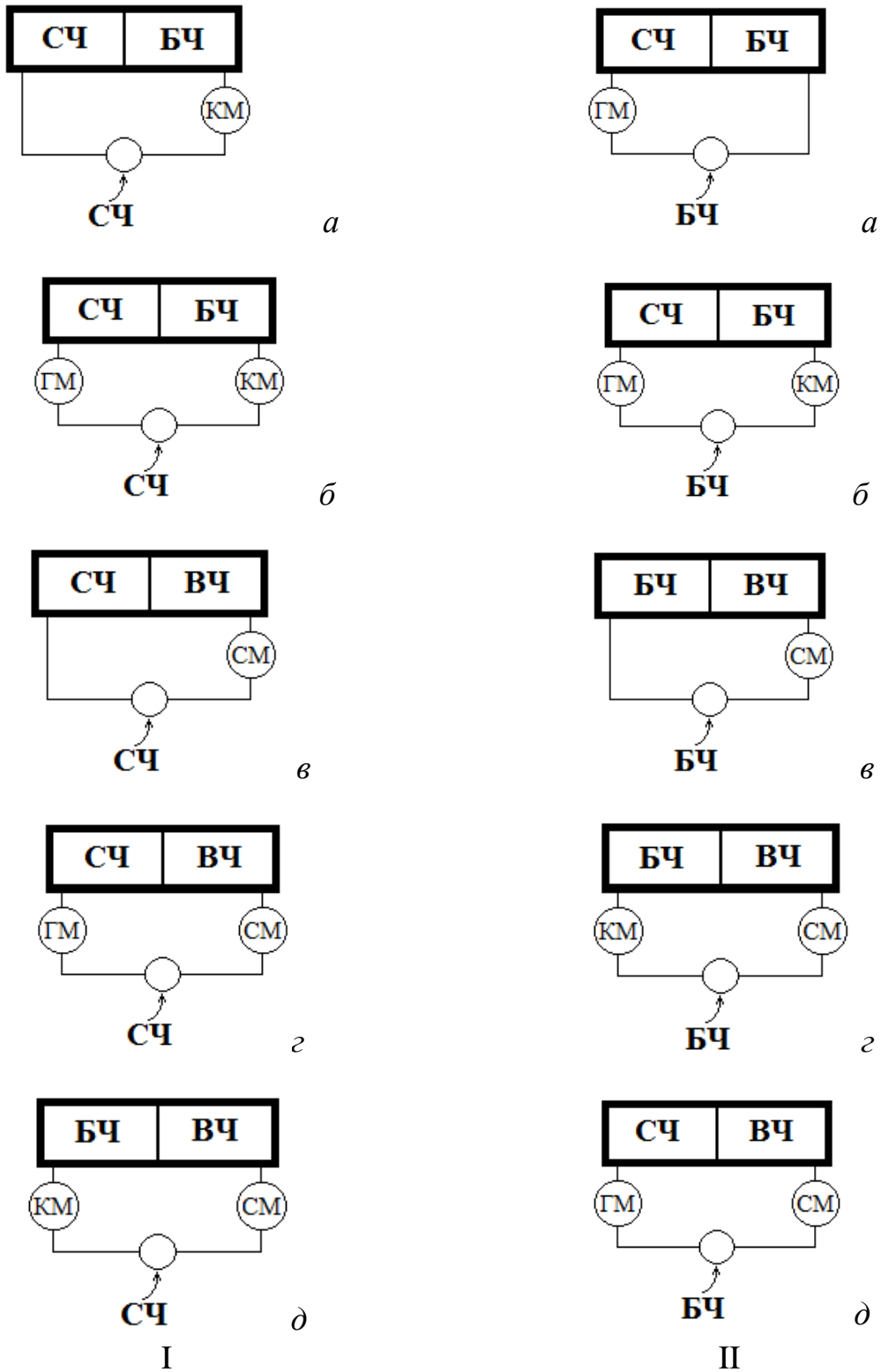
Традиційні способи виготовлення деталей з диференційованою структурою, як правило, передбачають використання двох різних за хімічним складом і властивостями сплавів, що є суттєвим їх недоліком і часто стримує широке впровадження в практику.

У роботі запропоновані та досліджені нові технологічні способи виготовлення чавунних виливків із диференційованою структурою та властивостями в їх окремих боковинах із одного базового розплаву. В основу цих способів покладена можливість управління первинною литою структурою і, як слідство, властивостями чавуну за рахунок модифікування розплаву в ливарній формі [1-4].

За запропонованими способами диференціація структури і властивостей чавуну в різних частинах виливків досягається за рахунок внутрішньоформового оброблення потоку базового розплаву в окремих реакційних камерах ливникової системи ливарної форми графітизувальними, карбідоутворювальними або сфероїдизувальними добавками. Це дає можливість виготовлення двобічних виливків із поєднанням структури і властивостей сірого чавуну (СЧ) в одній частині і білого чавуну (БЧ) в іншій частині виливка, сірого чавуну (СЧ) і високоміцного чавуну (ВЧ) і білого чавуну (БЧ) і високоміцного чавуну (ВЧ) при використанні для заливання ливарної форми в якості базового рідкого чавуну близького до евтектичного складу, кристалізація якого відбувається з виділенням графіту (СЧ) (рис. 1, I) або чавуну, кристалізація якого відбувається з вибіленням (БЧ) (рис. 1, II).

Для підтвердження реалізації запропонованих способів та виготовлення двобічних виливків проведено комплекс досліджень із застосуванням математичного моделювання та натурних експериментів, які дали можливість встановити оптимальні умови формування диференційованих структури та властивостей в окремих боковинах виливків.

На рис. 2 наведено приклади двобічних виливків типу «Горизонтальна плита», отриманих із базового рідкого чавуну, кристалізація якого відбувається з виділенням графіту (СЧ) (ліва частина рисунку 2) та з вибіленням (БЧ) (права частина рисунку 2).



СЧ – сірий чавун; БЧ – білий чавун; ВЧ – високоміцний чавун;
 ГМ – графітувальний модифікатор; КМ – карбідоутворювальний
 модифікатор; СМ – сфероїдизувальний модифікатор
 Рисунок 1 – Технологічні схеми отримання двобічних чавунних виливків
 із диференційованою структурою та властивостями з базових розплавів
 чавунів, кристалізація яких відбувається з виділенням графіту (СЧ) (I)
 та з вибіленням (БЧ) (II)

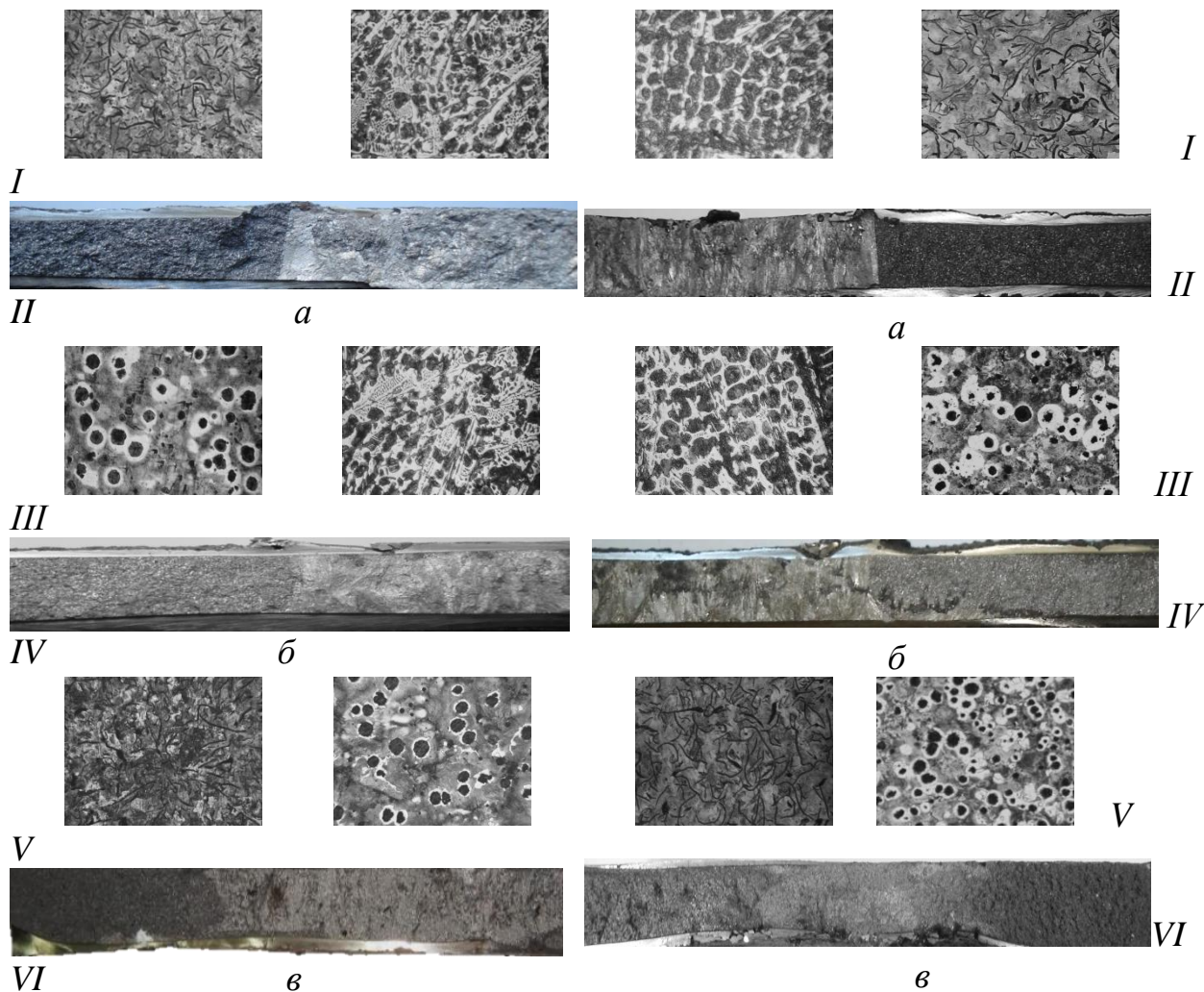


Рисунок 2 – Макроструктура зламу (II, IV, VI) та мікроструктура (I, III, V) двобічного виливка типу «Горизонтальна плита», отриманого з базового чавуну, кристалізація якого відбувається з виділенням графіту (ліва частина рисунку), та отриманого з базового чавуну, кристалізація якого відбувається з вибіленням (права частина рисунку), з поєднанням боковин: сірий чавун (СЧ) – білий чавун (БЧ) (а), високоміцний чавун (ВЧ) – білий чавун (БЧ) (б), сірий чавун (СЧ) – високоміцний чавун (ВЧ) (в) ($\times 100$)

Запропоновані способи виготовлення двобічних виливків призначаються для впровадження в промисловість при одержанні деталей типу молотків дробарок, насадок молотів, лемішів, будівельного інструменту тощо.

ЛІТЕРАТУРА

1. Патент № 42477 U 2009 00188, B22D 27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями // Фесенко А. М., Фесенко М. А., Косячков В. О., Смельяненко К. В. Заявл. 12.01.2009, опубл. 10.07.2009. Бюл. № 13/2009 р.
2. Патент № 42795 U 2009 00009, B22D 27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями // Фесенко М. А., Фесенко А. М., Косячков В. О., Смельяненко К. В. Заявл. 05.01.2009, опубл. 27.07.2009. Бюл. № 14/2009 р.
3. Патент № 54266 U 2009 13097, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями // Фесенко М. А., Фесенко А. М., Косячков В. О., Заявл. 16.12.2009, опубл. 11.11.2010. Бюл. № 21/2010 р.
4. Патент № 54267 U 2009 13101, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями // Фесенко М. А., Фесенко А. М., Косячков В. О., Заявл. 16.12.2009, опубл. 11.11.2010. Бюл. № 21/2010 р.

ПОЛУЧЕНИЕ ОТЛИВОК С ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ

Фесенко М. А. (г. Киев, НТУУ «КПИ» им. И. Сикорского),
Фесенко А. Н., Корсун В. А. (г. Краматорск, ДГМА)

Эффективным способом повышения работоспособности, надежности и долговечности оборудования, механизмов и машин при одновременном снижении себестоимости и сокращении расходов дорогостоящих материалов на их изготовление во многих случаях является замена монометаллических деталей с однородной структурой и свойствами в объеме на изделия с дифференцированными структурой и свойствами в отдельных их частях, слоях или зонах.

Из множества существующих способов изготовления таких деталей наиболее перспективными являются методы литья [1]. Учитывая то, что сегодня основным конструкционным материалом для широкой номенклатуры отливок в машиностроении является чугун, большие возможности регулирования структуры и свойств этого сплава, а также значительные его преимущества по сравнению со многими другими металлическими сплавами, особый интерес представляют именно изделия с дифференцированными свойствами из чугунов, получаемые методом литья.

В настоящее время разработано ряд способов изготовления отливок с дифференцированными свойствами [2], большинство из которых предусматривает получение их путем последовательной заливки в литейную форму расплавов разного химического состава. Необходимость выплавки и заливки в форму двух и более расплавов строго определенного состава, а также четкой синхронизации процессов подготовки и заливки таких сплавов является главными недостатками существующих способов получения отливок с дифференцированной структурой, что сдерживает широкое внедрение их в промышленную практику.

В представленной работе предложены и исследуются новые способы изготовления отливок с дифференцированными структурой и свойствами в разных частях, слоях или зонах отливки из одного базового расплава чугуна. Способы основаны на использовании технологии внутриформенной обработки жидкого металла различными по функциональному назначению и эффективности действия на расплав модифицирующими или легирующими добавками. При этом рассматривались следующие группы новых технологических процессов.

Первая группа технологических процессов предусматривает получение двухсторонних отливок, одна часть (сторона) которых обладает структурой и свойствами твердого износостойкого белого чугуна, в то время как вторая часть характеризуется структурой и свойствами серого или же пластичного высокопрочного чугуна с шаровидным или вермикулярным графитом [3–6].

Вторая группа процессов включает технологии получения двухслойных отливок, обладающих структурой и свойствами серого или белого твердого чугуна в одном, например верхнем (или нижнем) слое отливки и структурой и свойствами серого (белого) или же пластичного высокопрочного чугуна с шаровидным или вермикулярным графитом в другом, например нижнем (или верхнем) слое отливки [7–14].

Процессы третьей группы позволяют получать дифференцированные структуру и свойства в наружном и внутреннем частях (слоях) отливок при заливке базового расплава в стационарные разовые формы методом промывки [15,16].

Процессы четвертой группы позволяют изготавливать двухслойные и многослойные отливки с дифференцированными структурой и свойствами в разных слоях (наружном и внутренних) методами центробежного литья [17–19].

При этом в зависимости от того, какую комбинацию структур и свойств необходимо получить в отдельных частях (слоях) или зонах отливки в качестве базового расплава может использоваться расплав с низким углеродным эквивалентом, склонный к кристаллизации с отбелом, или же расплав с повышенным углеродным эквивалентом (чугун эвтектического или близкого к эвтектическому состава), склонный к кристаллизации с выделением включений свободного графита. В качестве модифицирующих добавок для внутриформенной обработки расплава используются карбидообразующие, графитизирующие или сфероидизирующие добавки.

На основании проведенных теоретических и экспериментальных исследований подтверждена реализация предложенных способов получения опытных отливок с сочетанием износостойкого белого и вязкого (мягкого) высокопрочного чугуна с шаровидным, вермикулярным или пластинчатым графитом в отдельных частях, слоях или зонах методом внутриформенного модифицирования из одного базового расплава.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Исследование возможности получения монолитных износостойких композиционных отливок и двухслойных отливок с износостойким композиционным слоем по ЛГМ-процессу / В.П. Гаврилюк, О.И. Шинский, И.В. Ткачук, И.А. Небожак // Процессы литья. – 2000. - №3. – С.86-91.*
2. *Технологические особенности производства биметаллических (многослойных) отливок повышенной износостойкости / В.В. Ширяев, О.А. Пеликан, И.О. Шинский, Д.В. Глушков, Ю.Н. Романенко // Металл и литье Украины. – 2009. – №7-8. – С. 52-56.*
3. *Патент № 42477 U 2009 00188, B22D 27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями // Фесенко А. М., Фесенко М. А., Косячков В. О., Ємельяненко К. В. Заявл. 12.01.2009, опубл. 10.07.2009. Бюл. № 13/2009 р.*
4. *Патент № 42795 U 2009 00009, B22D 27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями // Фесенко М. А., Фесенко А. М., Косячков В. О., Ємельяненко К. В. Заявл. 05.01.2009, опубл. 27.07.2009. Бюл. № 14/2009 р.*
5. *Патент № 54266 U 2009 13097, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями // Фесенко М. А., Фесенко А. М., Косячков В. О., Заявл. 16.12.2009, опубл. 11.11.2010. Бюл. № 21/2010 р.*

6. Патент № 54267 U 2009 13101, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями // Фесенко М. А., Фесенко А. М., Косячков В. О., Заявл. 16.12.2009, опубл. 11.11.2010. Бюл. № 21/2010 р.
7. Патент № 27681 U 2007 07328, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими властивостями // Фесенко М. А., Косячков В. О. Фесенко А. М., Заявл. 02.07.2007, опубл. 12.11.2007. Бюл. № 18/2007 р.
8. Патент № 32662 U 2008 00343, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями // Фесенко А. М., Фесенко М. А., Косячков В. О. Заявл. 10.01.2008, опубл. 26.05.2008. Бюл. № 10/2008 р.
9. Патент № 32713 U 2008 00725, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями з одного базового розплаву // Фесенко А. М., Фесенко М. А., Косячков В. О. Заявл. 21.01.2008, опубл. 26.05.2008. Бюл. № 10/2008 р.
10. Патент № 33518 U 2008 02428, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями з одного базового розплаву // Фесенко А. М., Фесенко М. А., Косячков В. О., Ємельяненко К. В. Заявл. 25.02.2008, опубл. 25.06.2008. Бюл. № 12/2008 р.
11. Патент № 37319 U 2008 07447, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями // Фесенко А. М., Фесенко М. А., Косячков В. О., Ємельяненко К. В. Заявл. 30.05.2008, опубл. 25.11.2008. Бюл. № 22/2008 р.
12. Патент № 41383 U 2008 11908, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями // Фесенко А. М., Фесенко М. А., Косячков В. О., Ємельяненко К. В. Заявл. 07.10.2008, опубл. 25.05.2009. Бюл. № 10/2009 р.
13. Патент № 93898 U 2014 03240, B22D 27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями // Фесенко А. М., Фесенко М. А., Скок Р.І. Заявл. 31.03.2014, опубл. 27.10.2014. Бюл. № 20/2014.
14. Патент 17-19 Патент №93903 U 2014 03245, B22D 27/00. Ливарна форма для виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями // Фесенко А. М., Фесенко М. А., Скок Р.І. Заявл. 31.03.2014, опубл. 27.10.2014. Бюл. № 20/2014.
15. Патент України на корисну модель № 106815 u201510625, B22D 27/00, B22D 19/00, B22D 23/00 Спосіб лиття двошарових виливків // Фесенко А.М, Фесенко М.А., Місько В.К. Заявл. 30.10.2015, опубл. 10.05.2016. Бюл. № 9/2016 р.
16. Патент № 107806 U 2014 03240, B22D 27/00. Спосіб лиття двошарових виливків // Фесенко А. М., Фесенко М. А., Місько В.К. Заявл. 04.12.2015, опубл. 24.06.2016. Бюл. №12/2016.
17. Патент № 93949 U2014 04316 B22D 27/00.Спосіб відцентрового лиття двошарових виливків з диференційованими структурою й властивостями // Фесенко А. М., Фесенко М. А. Заявл. 22.04.2014, опубл. 27.10.2014. Бюл. № 20/2014.
18. Патент № 93953 U2014 04329 B22D 27/00.Спосіб відцентрового лиття виливків з диференційованими структурою та властивостями // Фесенко М. А , Фесенко А. М. Заявл. 22.04.2014, опубл. 27.10.2014. Бюл. № 20/2014.
19. Патент № 94050 U2014 05363 B22D 27/00.Спосіб відцентрового лиття двошарових виливків з диференційованими структурою й властивостями // Фесенко А. М., Фесенко М. А. Заявл. 19.05.2014, опубл. 27.10.2014. Бюл. № 20/2014.

ТЕХНОЛОГІЧНІ ПРОЦЕСИ ВИГОТОВЛЕННЯ ДВОШАРОВИХ ЧАВУННИХ ВИЛИВКІВ ІЗ ДИФЕРЕНЦІЙОВАНОЮ СТРУКТУРОЮ ТА ВЛАСТИВОСТЯМИ В НИЖНЬОМУ Й ВЕРХНЬОМУ ШАРАХ

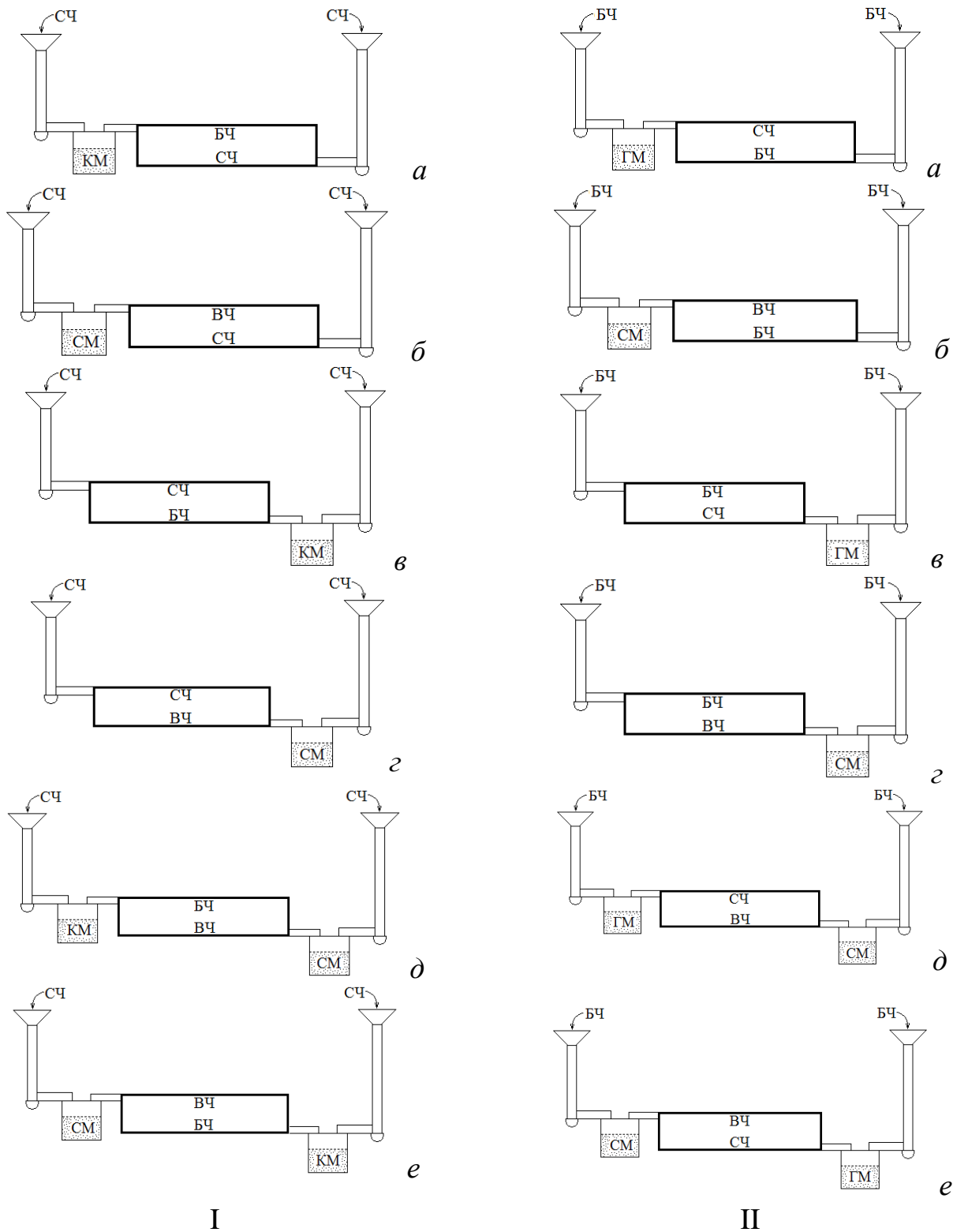
Фесенко М. А. (м. Київ, НТУУ «КПІ» ім. І. Сікорського),
Фесенко А. М., Корсун В. А. (м. Краматорськ, ДДМА)

В роботі запропоновані і досліджені нові технологічні способи виготовлення двошарових чавунних виливків з диференційованою структурою і властивостями в їх окремих шарах (нижньому і верхньому) з одного базового розплаву [1–8].

Способи передбачають використання одного базового розплаву, виплавленого в одному плавильному агрегаті, з отриманням диференційованої структури і властивостей за рахунок внутрішньоформового модифікування розплаву в ливарній формі модифікувальними або легувальними добавками, розміщеними в проточній реакційній камері ливникової системи. При цьому в залежності від типу вилівка і, в першу чергу від його висоти, заливання ливарної форми проводиться або через автономні ливникові системи (рис. 1) або через ступінчаті (багаторярусні) (рис. 2) ливникові системи. У залежності від вимог до диференційованої структури і властивостей матеріалу в нижньому і верхньому шарах, а також від конкретних умов виробництва виливків для заливання ливарної форми може використовуватись розплав чавуну евтектичного або близького до евтектичного складу, схильний до кристалізації з виділенням вільного графіту (СЧ) (рис. 1 і 2, поз. I) або розплав із пониженим вуглецевим еквівалентом, схильний до кристалізації з вибіленням (БЧ) (рис. 1 і 2, поз. II).

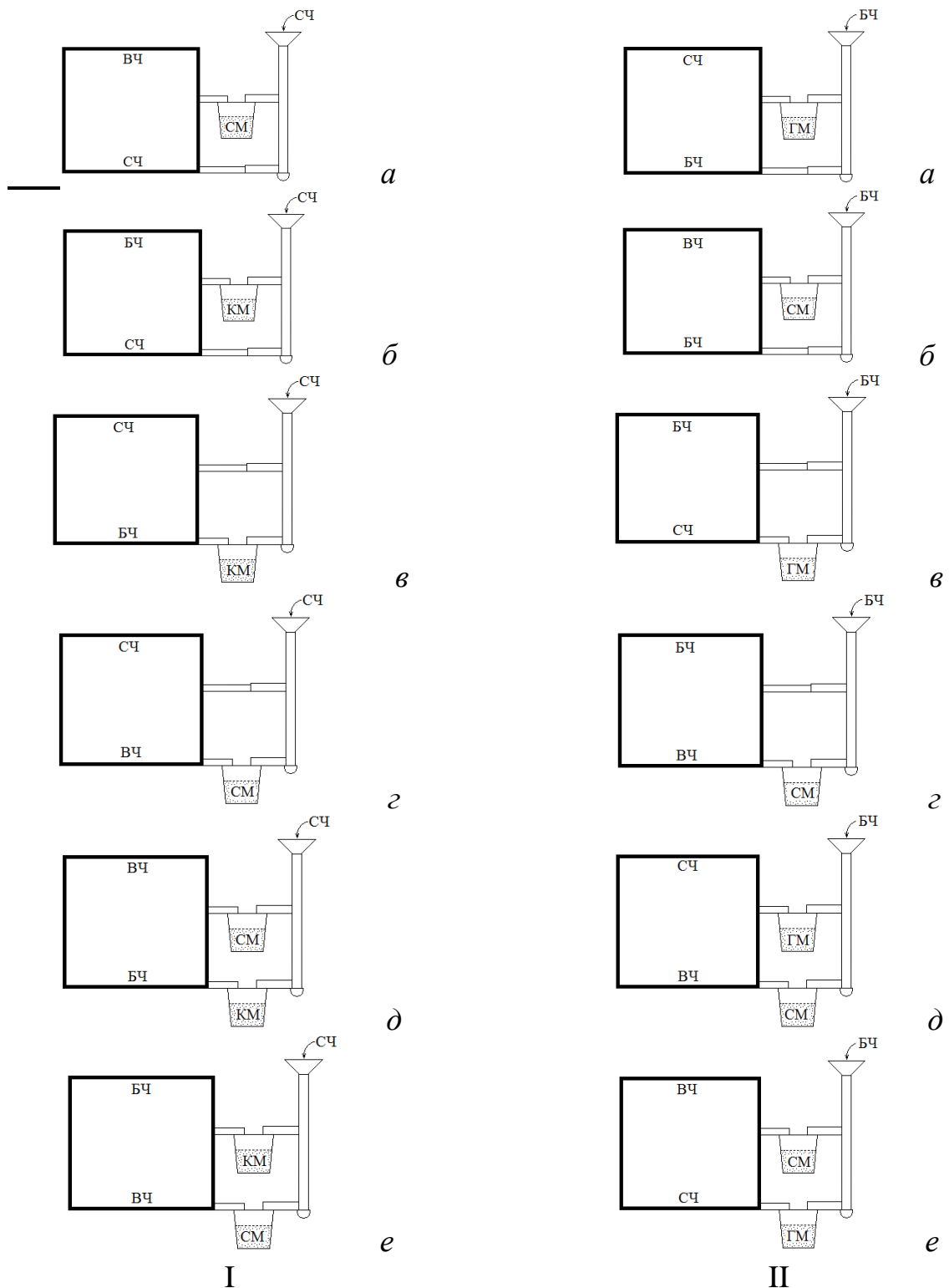
У якості модифікувальних добавок для внутрішньоформової обробки з метою диференціації структури і властивостей використовуються графітізуювальні, сфероїдтзуювальні і/або карбідостабілізувальні добавки. При цьому в залежності від використовованого для заливки ливарної форми базового розплаву чавуну, а також від способів модифікувальної обробки розплаву в виливках можливо отримання структур і властивостей з поєднанням сірих чавун (СЧ)-білий чавун (БЧ), сірих чавун (СЧ)-високоміцний чавун (ВЧ) і білий чавун (БЧ)-високоміцний чавун (ВЧ) відповідно в нижньому і верхньому по заливці шарах вилівка.

На рис. 3 наведені приклади отриманих двошарових виливків типу «Брусок» (рис. 3, а) та типу «Вертикальна плита» (рис. 3, б), виготовлених з використанням в якості базового розплаву чавун, який кристалізується з вибіленням з комбінацією структури чавунів різних типів.



СЧ – сірий чавун; БЧ – білий чавун; ВЧ – високоміцний чавун
 ГМ – графітувальний модифікатор; КМ – карбідостабілізуючий модифікатор; СМ – сфероїдизуючий модифікатор

Рисунок 1 – Технологічні схеми отримання двошарових чавунних виливків типу бруса або горизонтальної плити з диференційованою структурою і властивостями з базових розплавів чавунів, схильного до кристалізації з виділенням включень графіту (з графітацією) (СЧ) (I) та схильного до кристалізації з вибіленням (БЧ) (II)



СЧ – сірий чавун; БЧ – білий чавун; ВЧ – високоміцний чавун
 ГМ – графітувальний модифікатор; КМ – карбідостабілізуювальний
 модифікатор; СМ – сфероїдизуювальний модифікатор

Рисунок 2 – Технологічні схеми отримання двобічних чавунних виливків типу вертикальної плити з диференційованою структурою і властивостями з базових розплавів чавунів, схильного до кристалізації з виділенням вкраплень графіту (з графітацією) (СЧ) (I) та схильного до кристалізації з вибіленням (БЧ) (II)

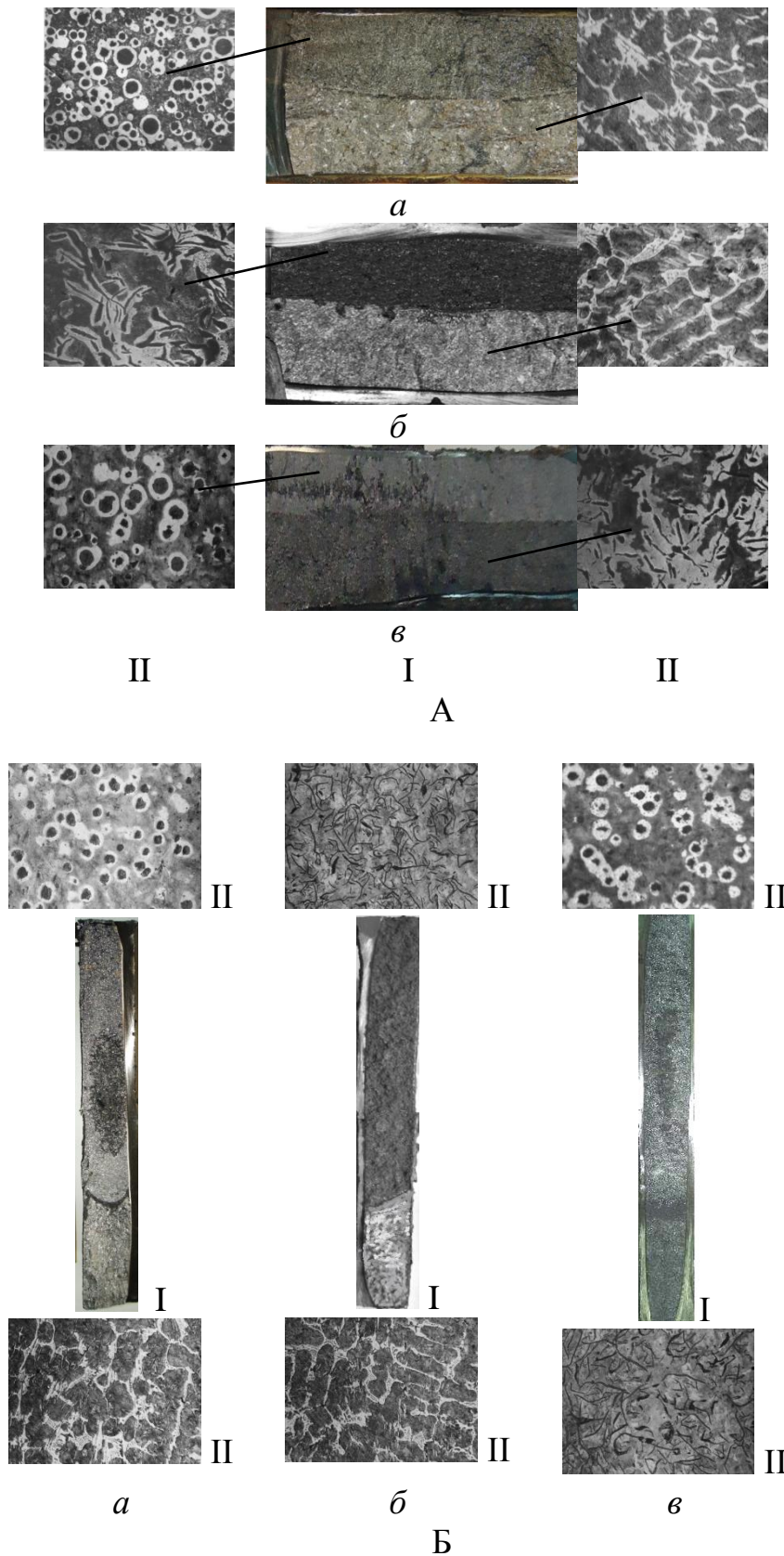


Рисунок 3 – Макроструктура зламу (I) та мікроструктура ($\times 100$) (II) двошарових виливків типу «Брусок» (А) та «Вертикальна плита» (Б), які одержані з базового чавуну, кристалізація якого відбувається з вибіленням, із поєднанням шарів високоміцний (ВЧ)–білий (БЧ) чавун (а), сірий (СЧ)–білий (БЧ) чавун (в) та високоміцний (ВЧ)–сірий (СЧ) чавун (в)

ЛІТЕРАТУРА

1. Патент № 27681 U 2007 07328, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими властивостями // Фесенко М. А., Косячков В. О., Фесенко А. М., Заявл. 02.07.2007, опубл. 12.11.2007. Бюл. № 18/2007 р.
2. Патент № 32662 U 2008 00343, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями // Фесенко А. М., Фесенко М. А., Косячков В. О. Заявл. 10.01.2008, опубл. 26.05.2008. Бюл. № 10/2008 р.
3. Патент № 32713 U 2008 00725, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями з одного базового розплаву // Фесенко А. М., Фесенко М. А., Косячков В. О. Заявл. 21.01.2008, опубл. 26.05.2008. Бюл. № 10/2008 р.
4. Патент № 33518 U 2008 02428, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями з одного базового розплаву // Фесенко А. М., Фесенко М. А., Косячков В. О., Ємельяненко К. В. Заявл. 25.02.2008, опубл. 25.06.2008. Бюл. № 12/2008 р.
5. Патент № 37319 U 2008 07447, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями // Фесенко А. М., Фесенко М. А., Косячков В. О., Ємельяненко К. В. Заявл. 30.05.2008, опубл. 25.11.2008. Бюл. № 22/2008 р.
6. Патент № 41383 U 2008 11908, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями // Фесенко А. М., Фесенко М. А., Косячков В. О., Ємельяненко К. В. Заявл. 07.10.2008, опубл. 25.05.2009. Бюл. № 10/2009 р.
7. Патент № 93898 U 2014 03240, B22D 27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями // Фесенко А. М., Фесенко М. А., Скок Р.І. Заявл. 31.03.2014, опубл. 27.10.2014. Бюл. № 20/2014.
8. Патент 17-19 Патент №93903 U 2014 03245, B22D 27/00. Ливарна форма для виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями // Фесенко А. М., Фесенко М. А., Скок Р.І. Заявл. 31.03.2014, опубл. 27.10.2014. Бюл. № 20/2014.

ПРОБЛЕМИ КОНСТРУКЦІЙ ШАХТНИХ БАРАБАНІВ

Фідровська Н. М., Слепужніков Є. Ю., Перевозник І. А., Варченко І. С.
(м. Харків, ХНАДУ)

Шахтні барабани являються основним елементом підйимальної машини, тому забезпечення їх надійної роботи являється досить актуальним. Крім того, шахтні барабани мають досить значну металоємність, не завжди обгрунтовану. Для підвищення жорсткості конструкції шахтні барабани підсилюють кільцями і ребрами жорсткості, що не тільки збільшують їх вагу і ускладнюють технологію виготовлення, але і викликають значні місцеві напруження, які погіршують роботу барабана.

Якщо при товщині обичайки барабана, яка отримана розрахунком на міцність, стійкість не забезпечена, то або збільшують товщину або підсилюють обичайку ребрами чи кільцями жорсткості.

Перший шлях веде до збільшення ваги барабана, а другий, якщо і не збільшує значно вагу, то погіршує технологію виготовлення барабана і його роботу.

Проблемами шахтних барабанів займалося багато видатних вчених, таких як Давидов Б.Л., Ковальський Б.С., Федорова З.М., Заболотний К.С. та ін.

Ковальський Б.С. звертав увагу на шкідливість установки елементів жорсткості в обичайці канатного барабана і потребі обгрунтування тих випадків, коли вони необхідні.

Практика конструювання шахтних барабанів базується на введенні додаткових елементів жорсткості, таких як ребра, кільця і косинки. Це значно збільшує вагу і складність виготовлення барабана, а також приводить до появи місцевих напружень в місцях приварки. Це дуже ускладнює роботу конструкції.

В шахтних барабанах навантаженими являється не тільки обичайка барабана, але і лобовини. Для збільшення їх жорсткості вони посилюються косинками, що не тільки збільшує вагу самого барабана, але значно ускладнює технологію. Найбільш шкідливим наслідком застосування такої конструкції являється те, що з причини великої кількості зварювальних швів в матеріалі лобовин виникає значна кількість місцевих напружень. При цьому міцність лобовин зменшується, тобто ми маємо зворотній ефект.

Проведені розрахунки міцності лобовини барабана за спрощеною і уточненою методиками показали, що міцність лобовини повністю забезпечена і необхідності встановлення додаткових конструкцій у вигляді косинок не має сенсу [1].

На стику обичайки і лобовини виникають радіальні переміщення і кути повороту, які залежать від навантаження від канату, який навивається, розмірів барабана і відстані а між лобовиною і розташуванням першого витка. Чим більша ця відстань, тим менші значення моменту згину і поперечної сили, які виникають в лобовині.

Напруження згину в лобовині можна визначити за спрощеною методикою [2]:

$$\sigma_u = \frac{6M_u}{\delta^2} = \frac{3p}{\beta^2 \delta^2} \frac{1}{1+\varphi}, \quad (1)$$

де

$$\beta = \frac{1,285}{\sqrt{R\delta}}, \quad \varphi = 2,6 \sqrt{\frac{R}{\delta}} \left(\frac{\delta}{\delta_1} \right)^2 \frac{1 - \frac{r^2}{R^2}}{1 + \nu - \nu \frac{r^2}{R^2}}.$$

Визначаємо за цими формулами для барабана підйомної машини ЦР-6х3,4/0,6 значення моменту згину в лобовині $\sigma_u = 115$ МПа, що значно менше допустимих для сталі Ст.3 $\sigma_{u\bar{}} = 160$ МПа.

Визначаємо напруження згину за уточненою методикою [5]:

$$M_m = EJ_0 x_\varphi = \frac{EJ_0}{D_m} f \cos n\varphi, \quad (2)$$

де EJ_0 – жорсткість на згин лобовини:

$$D_m = Ei_m,$$

$$f = \cos \psi x \left(C_1 e^{\rho \cos \psi x} + C_2 e^{-\rho \cos \psi x} \right) + A e^{-k\mu \frac{l-x}{h} 2\pi}. \quad (3)$$

Розрахунок за цією методикою дає значення напружень згину $\sigma_u = 87$ МПа.

Як бачимо, міцність лобовини повністю забезпечується без встановлення підкріплюючих елементів.

Проведені розрахунки конкретного шахтного барабана дозволили зробити висновок про можливість змінення конструкції для зменшення ваги барабана і витрат на його виготовлення, а також для поліпшення надійності його роботи.

ЛІТЕРАТУРА

1. Давыдов Б.Л. Расчет и конструирование шахтных подъемных машин / Б.Л.Давыдов. – М.: Углетехиздат, 1949. – 300 с.
2. Ковальський Б.С. Барабаны грузоподъемных машин / Б.С.Ковальський, С.В.Кожин. – Харьков: ХВКИУ, 1969. – 164 с.
3. Федорова З.М. Подъемники / З.М.Федорова, И.Ф.Лукин, А.П.Нестеров. - К.:Вища шк., 1976. – 296 с.
4. Заболотный К.С. Разработка рациональных параметров барабанов шахтных подъемных машин с внутренними тормозами на основе развития методов численного моделирования / К.С.Заболотный - Днепропетровск.:ГНПП «Системные технологии», 1997. – 220 с.
5. Фідровська Н.М. Нова методика розрахунків канатних барабанів / Н.М.Фідровська // Науковий вісник будівництва. ХДТУБА, ХОТБ АБУ, вип.. 74. – 2013. – С. 237–241.

ОСОБЛИВОСТІ ФАЗОВИХ РІВНОВАГ У ПОТРІЙНІЙ СИСТЕМІ Al–Ti–Pt ПРИ ВМІСТІ ПЛАТИНИ 7, 25 ТА 35% (АТ.)

Хору́жа В. Г., Корнієнко К. Є. (м. Київ, ІПМ НАНУ)

Сплави на основі алюмінідів титану, леговані іншими *d*-металами, знаходять широке використання у різноманітних галузях сучасної техніки. Серед легуючих компонентів особливий інтерес становлять метали групи Платини, які, поряд зі здатністю підвищувати жароміцність і жаростійкість сплавів, також сприяють покращенню корозійних властивостей сплавів. Для розробки нових прогресивних матеріалів та формування пропозицій щодо технології їх одержання необхідні чіткі уявлення про їх структуру та природу процесів, що протікають у сплавах при їх кристалізації.

Нами проведено дослідження сплавів системи Al–Ti–Pt в області складів 0–50 % (ат.) Pt, які подані у вигляді вперше побудованих ізотермічного перерізу при температурі 1100 °С, проєкцій поверхонь солідуса і ліквідуса на концентраційний трикутник, діаграми плавкості та реакційної схеми [1–5]. Надзвичайна складність характеру фазових рівноваг у системі потребує більш детального уявлення про процеси, що протікають при сплавоутворенні в ній. Саме тому нами побудовано політермічні розрізи діаграми стану при вмісті платини 7, 25 та 35% (ат.), які наочно ілюструють особливості фазових рівноваг та фазових перетворень у сплавах при їх кристалізації. Ці розрізи представлені в цій роботі.

Сплави для дослідження виплавляли дуговою або левітаційною плавкою та досліджували методами мікроструктурного (МСА) та локального рентгено–спектрального (ЛРСА) аналізів, скануючої електронної мікроскопії (СЕМ), рентгенівського фазового (РФА) та диференційного термічного (ДТА) аналізів. При цьому серед кривих ДТА перевага надавалась кривим нагріву, а не охолодження сплавів. Це пов'язано з великим переохолодженням зливків при їх кристалізації на поді дугової печі під час виплавки. В результаті цього одержані значення температур процесів, що протікають при кристалізації сплавів, можуть бути заниженими.

За результатами дослідження встановлено, що на політермічному розрізі, який відображає характер фазових рівноваг при 7% (ат.) Pt, присутні 7 полів первинної кристалізації твердих розчинів на основі β - та α -модифікацій титану, подвійних сполук TiAl, Ti₂Al₅, TiAl₃, Ti₃Pt та τ_1 -фази на основі сполуки Al₆₇Ti₂₆Pt₇ з кристалічною ґраткою типу AuCu₃. Ще зберігається інконгруентний характер кристалізації α -титану ($L + \langle \beta\text{-Ti} \rangle \rightleftharpoons \langle \alpha\text{-Ti} \rangle$), притаманний подвійній системі Al–Ti, який при вмісті платини близько 10% (ат.) змінюється на конгруентний. На відміну від α -титану, твердий розчин еквіатомної фази TiAl вже змінює свій характер кристалізації на конгруентний. В області складів, багатій на алюміній, спостерігається різкий температурний спад лінії ліквідуса та ізотермічних площин з найнижчими температурами чотирифазних нонваріантних рівноваг за участю рідини (1060, 925, 820 та 660 °С).

Особливістю фазових рівноваг при вмісті платини 25% (ат.) є вже змінений спосіб кристалізації твердого розчину на основі подвійної сполуки Al_2Pt при переході від подвійної до потрійної системи з інконгруентного на конгруентний [4]. Зокрема, при вмісті титану близько 15% (ат.) температура ліквідуса цієї фази сягає 1500 °С, що майже на 100 °С перевищує температуру кристалізації даної фази у подвійній системі (1405 °С).

На політермічному розрізі за ізоконцентратою $35 \pm 1\%$ (ат.) Pt спостерігається куполоподібна лінія його перетину з поверхнею ліквідуса τ_4 -фази зі структурою типу ZrBeSi та максимум на кривій, отриманій внаслідок перетину лінійчатої поверхні, утвореної двофазними конодами $\tau_4 + \beta_0$ (β_0 -фаза є неперервним рядом твердих розчинів між ізоструктурними типу CsCl еквіатомними фазами AlPt та TiPt). Це підтверджує висловлене раніше [5] твердження про конгруентний характер кристалізації τ_4 -фази і наявність складки максимальних температур на поверхні солідуса за участю цієї фази. Характерний вигляд на розрізі має крива ліквідуса фази Al_3Pt_2 , яка ілюструє більш високу температуру її кристалізації в потрійній системі порівняно з подвійною, про що сповіщалося в роботі [4]. Цей факт вказує на зміну способу кристалізації даної фази при переході з подвійної до потрійної системи. Температури ізотермічних площин, які відповідають чотирифазним нонваріантним рівновагам за участю рідкої фази, представлені на політермічному розрізі горизонтальними прямими лініями, поступово понижуються в бік збільшення вмісту титану в сплавах від 1350 до 1160 °С.

Таким чином, вперше побудовані політермічні розрізи потрійної системи Al-Ti-Pt за ізоконцентратами 7, 25 та $35 \pm 1\%$ (ат.) Pt наочно ілюструють особливості фазових рівноваг у відповідних концентраційних інтервалах, зокрема характер кристалізації твердих розчинів на основі подвійних сполук, що існують в обмежуючих системах, та частини потрійних сполук, які утворюються в системі Al-Ti-Pt . Вони підтверджують достовірність інтерпретації раніше одержаних результатів щодо будови поверхонь ліквідуса, солідуса та діаграми плавкості системи.

ЛІТЕРАТУРА

1. Investigation of the Al-Ti-Pt Alloy System at 1100 °C / O.V. Zaikina, V.G. Khorujaya, D.V. Pavlyuchkov a.o. // *J. Alloys and Compounds*. — 2011. — Vol. 509. — P. 7565–7571.
2. Фазові рівноваги в алюмінієвому куті системи Al-Ti-Pt / О.В. Заїкіна, В.Г. Хоружа, К.Є. Корнієнко, Т.Я. Великанова // *Порошкова металургія*. — 2018. — № 1–2. — С. 144–158.
3. Фазові рівноваги у потрійній системі Al-Ti-Pt . I. Поверхня солідуса системи Al-Ti-Pt в області складів 0–50% (ат.) Pt / О.В. Заїкіна, В.Г. Хоружа, К.Є. Корнієнко та ін. // *Порошкова металургія*. — 2018. — № 9–10. — С. 111–123.
4. Фазові рівноваги у потрійній системі Al-Ti-Pt . II. Поверхня ліквідуса системи Al-Ti-Pt в області складів 0–50% (ат.) Pt / О.В. Заїкіна, В.Г. Хоружа, К.Є. Корнієнко та ін. // *Порошкова металургія*. — 2018. — № 11–12. — С. 108–115.
5. Фазові рівноваги у потрійній системі Al-Ti-Pt . III. Діаграма плавкості системи Al-Ti-Pt в області складів 0–50% (ат.) Pt / О.В. Заїкіна, В.Г. Хоружа, К.Є. Корнієнко, Т.Я. Великанова // *Порошкова металургія*. — 2018. — № 1–2. — С. 104–112.

ЗНАЧЕНИЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ В РАЗРАБОТКЕ 3D-АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

Чейлях А. П., Чейлях Я. А. (г. Мариуполь, ГВУЗ «ПГТУ»)

В последнее время значительное бурное распространение в мире получают новейшие способы и 3D (аддитивные) технологии проектирования и получения изделий в основном сложной конфигурации в машиностроении, автомобилестроении, приборостроении, биомедицинской инженерии и др. отраслях.

При этом понимание роли материалов, особенностей их строения и характеристик во многом является определяющим с точки зрения применимости аддитивных технологий и формирования потребительских свойств изделий. Работа посвящена обзору материалов и многообразию возможностей 3D аддитивных технологий для прототипирования и изготовления разнофункциональных изделий.

Конечно, пока спектр применяющихся материалов для 3D печати пока не широк. Основные материалы, применяющиеся для 3D-печати – это пластики, фотополимерные смолы, металлические порошки, воск и гипс. Обладая исключительно высокими качественными характеристиками, они с успехом используются в различных отраслях. Среди основных полимеров это PLA, PVA и ABS пластики, нейлон, «Белая Смола» («White resin»). Конкурентом ABS-пластика является PLA-пластик, биоразлагаемый пластик – так называемый алифатический полиэфир с мономером в виде молочной кислоты. Такой пластик называется био-совместимым, поскольку основными материалами для его производства выступают быстро возобновляемые ресурсы, в основном – сахарный тростник и кукуруза.

Сополимер пищевого пластика PET (PETG) с основными характеристиками полиэтилентерефталата (PET), обладает высокими ударной, химической стойкостью, стойкостью к воздействиям воздуха, влаги, УФ-излучения и окружающей среды. Демонстрирует прекрасные физико-механические свойства, прозрачность для видимой части светового спектра и возможность стерилизации. Как и PET используется в качестве контейнеров для пищевых продуктов.

Полиформальдегид (POM) – это материал, отлично заменяющий сплавы и металлы в конструкциях технических и автомобильных изделий (шестерни, вкладыши подшипников скольжения и др.). Объекты из этого материала безвредны, устойчивы к стерилизации и дезинфекции, благодаря чему широко применяются в медицине и пищевой промышленности. Также POM широко используется в стоматологии для изготовления каркасных протезов.

Изделия, изготовленные 3D-печатью из поликарбоната (PC) обладают высокой прочностью к ударным нагрузкам и выдерживают кратковременный нагрев до 153 °С, а нормально функционировать могут в диапазоне от –100 до +115 °С.

Комбинации разных материалов в 3D печати (например, ABS с поликарбонатным сплавом) дают улучшенные эксплуатационные характеристики по сравнению с пластиками – ABS и PLA. Материал Carbon Fiber Reinforced PLA обладает большей устойчивостью к высоким температурам, чем обыкновенный PLA-пластик. Polycarbonate-ABS (PC-ABS) характеризуется высокой эластичностью и прочностью на изгиб, что значительно увеличивает их функциональные возможности.

Материал полипропилен FL-33 (PP) белый – пластик, нетоксичен, химически устойчив, влаго- и износоустойчив. Однако он характеризуется повышенной хрупкостью при температуре < 5 °C. Получил широкое распространение в производстве упаковки, посуды и т.д.

PVD – синтетический полимер, по сути – специальным образом обработанный полиэтилен с хорошими пластическими и термическими свойствами. Он легкий, прочный и износостойкий, не пропускает воду, но легко проницаем для газов. Широко используется при изготовлении упаковочного материала.

Канадская исследовательская компания Lomiko Metals Inc. созданием новой лаборатории Graphene 3D Labs Inc., сосредоточила свои усилия на создании высокоэффективных материалов на основе графена наноразмерных (толщиной в 1 атом) двухмерных кристаллов. Голландская компания colorFabb – производит деревянные нити WoodFill для 3D-печати, которые в комбинации с полимером PLA (70 %) позволяют достигать высокой прочности. Компания Le Fabshop впервые в мире представила нити «SWF» — «зеленые» нити, на основе морских водорослей.

PLA Lumi – классический PLA пластик с добавлением люминофора. Его важная особенность – устойчивое свечение в темноте длительностью до 14 ч., что определило его функциональность при изготовлении светящихся дверных ручек, кнопок, корпусов для розеток, кнопок включения света и многих других изделий.

Новый тонкий и легкий материал для 3D-печати был создан на основе шелка-сырца с обработкой эпоксидной смолой, который обладает значительной эластичностью в сочетании с высокой прочностью.

Материал «NYLON» отличается высокой прочностью и износостойкостью – именно эти свойства позволили ему давно и прочно занять свои позиции как в производстве волокон для одежды, так и среди промышленных пластиков. Они же привели его и в 3D-печать. Из этого материала печатается широкий спектр всевозможных изделий, от детских игрушек и предметов быта, до деталей техники, одежды и медицинских ортезов.

Интересен «экзотический» пластик «Ceramic» с содержанием 10% пыли керамики. Специальная добавка позволяет создавать изделия, максимально напоминающие керамические. Материалом для него служит керамическая паста представляющая смесь фотополимера с керамическим порошком, которая спекается под воздействием мощного лазера. По окончании печати фотополимер выжигается в печи при высокой температуре, оставляя деталь из высококачественной керамики.

Компания Shapeways специализируется на производстве мягкого эластичного пластика (Elasto Plastics) для применения в производстве легкой обуви. Материал на основе резины был разработан как идеальный для стереолитографической печати, имеет широкую цветовую гамму, позволяет печатать объекты с высоким разрешением, без запаха, легко счищается.

Компания Shapeways разработала два новых вида металлических материалов – Полированная Латунь (Polished Brass) и Необработанная Латунь (Raw Brass). Напечатанные с помощью первой изделия, покрытые затем 22-каратным золотом, практически неотличимы от настоящих золотых ювелирных украшений. Латунь Raw Brass идеальна для 3D печати изделий в стиле антиквариата или в античном стиле. Эти материалы вполне конкурентоспособны в ювелирном и антикварном деле.

Нидерландская фирма ColorFab (Нидерланды) создает новые материалы на основе пластика с добавлением бронзового или медного порошка, что придает филаменту дополнительную жесткость, а также приятный металлический блеск и гладкость. Пластиковые нити PLA/PHA с добавлением мелкого бронзового порошка в 3 раза тяжелее обычного PLA, а его плотность составляет 3,9 г/см³. Бронзово- и меднонаполненные пластики для 3D печати идеально подходит для задач прототипирования металлических изделий и получения очень прочных моделей в промышленности, архитектуре, дизайне и ряде других сфер.

В последнее время английская компания Metalysis вышла на использование титанового порошка для 3D печати, что перспективно для производства ряда деталей машин и оборудования аэрокосмической, автомобильной и оборонной промышленности.

Таким образом, как показал анализ литературы, спектр материалов, применяемых для аддитивных технологий, стремительно расширяется, что многократно увеличивает значение и ключевую роль материаловедения как науки в успешном развитии 3D-технологий. Это открывает определенные перспективы для сфокусированного изучения всего комплекса материалов и технологий при подготовке магистров-материаловедов.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Материалы для печати. Режим доступа: <https://3ddevice.com.ua/blog/3d-printer-obzor/materialy-dlia-3d-pechati/>*
2. *Обзор актуальных 3D-материалов. Режим доступа: <https://habr.com/ru/company/top3dshop/blog/400377/>*
3. *PLA пластик Colorfabb. Режим доступа: <https://top3dshop.ru/materiali/pla-plastik/colorfabb-bronzfill.html>*
4. *PETG U3Print Geek filament. Режим доступа: <https://top3dshop.ru/materiali/materiali-petg/petg-plastic-1-75-u3print-neutral-1-kg.html>*
5. *PP полипропилен FL-33 белый. Режим доступа: <https://top3dshop.ru/materiali/materiali-pp/pp-polipropilen-fl33-white.html>*
6. *CERAMIC. Режим доступа: <https://top3dshop.ru/materiali/ceramic-175-mm-075kg-naturel.html>*

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ИЗНОСОСТОЙКОГО Fe-Cr-Mn-Ti-C ЧУГУНА

Чейлях А. П., Чейлях Я. А., Синенко А. А.

(г. Мариуполь, ГВУЗ «ПГТУ»),

Шимизу К. (г. Муроран, Муроранский институт технологий, Япония)

Проблема повышения износостойкости чугунных литых деталей машин остается весьма актуальной. Важное значение для ее решения принадлежит экономному рациональному легированию и формированию оптимальной микроструктуры способами термической обработки. В работе изучена возможность управления микроструктурой износостойкого экономнолегированного чугуна Fe-Cr-Mn-Ti-C (не содержащего остродефицитных и дорогостоящих компонентов – никеля, молибдена, ванадия, ниобия) с помощью термоциклической обработки (ТЦО).

Основной идеей, лежащей в основе управления свойствами чугуна марки ЧХ15Г4Т было создание легированием хромом, марганцем и титаном преимущественно аустенитной структуры металлической основы с упрочнением карбидными частицами Me_7C_3 , $Me_{23}C_6$, MeC и регулированием степени метастабильности аустенита за счет выделения вторичных карбидов ($Me_{23}C_6$) в процессе ТЦО.

Чугун выплавляли в дуговой электропечи ДСП-3 и разливали в песчано-глинистые формы в виде отливок футеровочных плит агломерационных машин и проб для исследований в условиях фасоносталелитейного цеха ЧАО «ММК им. Ильича». Пробы разрезали на образцы, ТЦО которых проводили по режиму: нагрев в электропечи при $600^{\circ}C$, 30 мин., охлаждение на воздухе до $\sim 20^{\circ}C$, количество циклов варьировали от 6 до 21. В работе использовались следующие методы исследования: металлографический - на микроскопе «Neophot-21», электронномикроскопический – на сканирующем электронном микроскопе «JEOL JSM 6510», оснащенном энергодисперсионным микроанализатором распределения легирующих элементов. Проводили измерение твердости по Роквеллу и микротвердости на приборе ПМТ-3.

Микроструктура чугуна ЧХ15Г4Т в литом состоянии состоит из аустенитных зерен первородного аустенита, обрамленных эвтектическими колониями $A + Cr_7C_3 + Cr_{23}C_6$. Твердые фазы представлены карбидами хрома (Cr_7C_3 , $Cr_{23}C_6$) с замещением части атомов металла и титана (TiC). Таким образом, аустенит представлен отдельными дендритами (первородный аустенит) и прослойками в эвтектических колониях (эвтектический аустенит), остаточный аустенит, сохраняющийся после мартенситного превращения при охлаждении в циклах ТЦО.

ТЦО чугуна вызывает дестабилизирующее аустенит действие вследствие выделения вторичных карбидов хрома преимущественно из первородного аустенита, сопровождающееся обеднением γ -твердого раствора углеродом и легирующими элементами, входящими в состав карбидных частиц.

Обедненный аустенит частично превращается в мартенсит (на стадии охлаждения в каждом цикле) в результате повышения мартенситной точки M_H выше комнатной температуры.

Исследования показали, что после ТЦО углерод и легирующие элементы распределены в структурных составляющих чугуна избирательно (рис. 1).

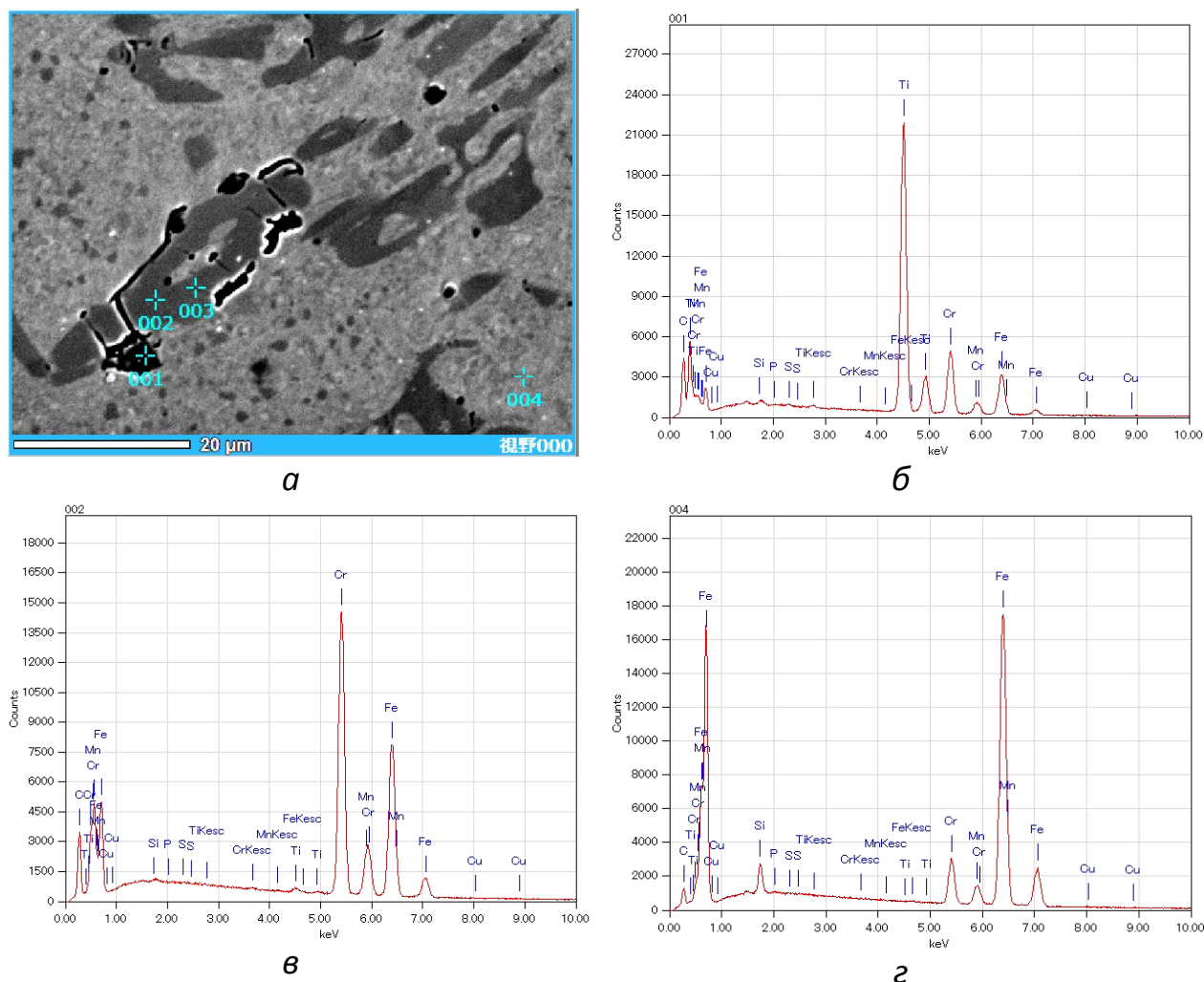


Рисунок 1 – Микроструктура чугуна ЧХ15Г4Т после ТЦО $600 \leftrightarrow 20$ °С, 11 циклов (а) и энергетические спектры распределения элементов в карбиде титана (TiC, точка 001) (б), карбиде хрома (Cr_7C_3 , точки 002 и 003) (в), аустените (точка 004) (г)

В частности, атомы хрома в карбидах Me_7C_3 (первичных) частично замещены атомами железа и марганца и отвечают составу $(Cr_{0,47}Fe_{0,42}Mn_{0,04})_7C_3$ (масс. доли Cr, Fe и Mn). В частицах этого карбида хром распределен неравномерно: в тонком периферийном слое, толщиной $\sim 0,5$ мкм его концентрация меньше, а железа – напротив, больше, чем в сердцевинной части. Это может быть объяснено процессами коагуляции, связанными с присоединением атомов хрома и железа из γ -твердого раствора. В частицах вторичных карбидов, выделившихся при ТЦО, по-видимому, типа $Me_{23}C_6$ размерами 1...3,5 мкм, концентрация хрома меньше, чем в первичных карбидах, а железа и марганца

- больше. Поэтому их можно идентифицировать как $(Cr,Fe,Mn)_{23}C_6$ и объяснить влиянием концентраций железа и марганца в базовом γ -твердом растворе, из которого они выделяются.

Примечательно, что концентрация аустенитообразующего марганца в карбидных частицах $(Cr,Fe,Mn)_7C_3$ и $(Cr,Fe,Mn)_{23}C_6$ выше, чем в γ -твердом растворе, что можно объяснить достаточно высоким сродством к углероду, возможно в присутствии Cr и Fe. Кремний, напротив – в значительно больших концентрациях присутствует в аустените (1,1...1,35 %), чем в частицах карбидов (~0,04 %).

В карбидах титана состава TiC, форма которых близка к кубической или сферической, замещение атомов титана незначительно (железом и хромом ~1,5...1,65 %, марганцем ~0,06...0,07 %), т.к. Ti – значительно более сильный карбидообразующий элемент, чем Cr, Fe и Mn. Его концентрация в карбиде TiC составляет 80...90 %, остальное – углерод.

Микротвердость чугуна после ТЦО находится в пределах 495...570 HV.

Выделение вторичных карбидов из аустенита при ТЦО обуславливает различную степень метастабильности аустенита и, соответственно, его способность к деформационному мартенситному $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращению при изнашивании (ДМПИ) в тонком поверхностном слое в зоне контакта с контртелом (или изнашивающей средой). Чем больше число циклов ТЦО, тем выше степень дестабилизации аустенита и, соответственно, его склонность к ДМПИ. Это превращение вызывает сильное самоупрочнение поверхностного слоя в результате образования мартенсита деформации (более дисперсного и более твердого, чем мартенсит закалки). Одновременно при испытаниях протекает динамическое деформационное старение, связанное с выделением высокодисперсных вторичных карбидов. На эти превращения расходуется значительная часть подводимой к образцу механической энергии, соответственно меньшая ее доля остается на разрушение поверхностного слоя. О развитии $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ свидетельствует повышение твердости на изношенной поверхности образцов в среднем на $\Delta HRC = 4...5,5$.

Таким образом, регулирование фазово-структурного и микрохимического состава фаз посредством ТЦО, влияющее на метастабильность аустенита дает основание ожидать повышения износостойкости после оптимальных режимов.

ОСОБЕННОСТИ САМОАДАПТАЦИИ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ ИЗНОСОСТОЙКИХ МАТЕРИАЛОВ С МЕТАСТАБИЛЬНОЙ СТРУКТУРОЙ

Чейлях Я. А. (г. Запорожье, ООО «Метинвест бизнес сервис»)

Одним из важнейших аспектов эффективной эксплуатации современных функциональных материалов является возможность их адекватной адаптации к разнообразным условиям эксплуатации [1]. Анализ явлений проявляющихся при взаимодействии материал – эксплуатационная среда и разработка на этой основе положений реализации эффекта самоадаптации, характерного для многих материалов является актуальной задачей современного материаловедения.

Самоадаптирующимися материалами следует считать материалы, способные наилучшим образом приспособливаться к условиям эксплуатации, т.е. обладающие высокой степенью аккомодации. Эти материалы в полной мере можно отнести к разряду «интеллектуальных материалов», разработка которых является одним из перспективнейших направлений развития современного материаловедения XXI века. Их характерным признаком считается способность самоадаптироваться к изменяющимся условиям внешних воздействий с целью самосохранения и поддержания устойчивой возможности выполнять свои функциональные свойства [2].

При этом весьма желательно, чтобы сам процесс самоадаптации к условиям эксплуатации сопровождался самоповышением механических и эксплуатационных свойств. Это становится возможным благодаря реализации физических явлений и превращений, лежащих в основе создания конкретных материалов. В области конструкционных и инструментальных материалов такими самоадаптирующимися материалами можно считать стали, чугуны, наплавочные материалы и наплавленный ими металл с метастабильной структурой аустенита [3, 4]. В таких материалах реализуются:

- деформационные фазовые превращений (мартенситные, выделение и трансформация твердых фаз внедрения (карбидов, нитридов, карбонитридов, боридов, интерметаллидов) (ДФП) под действием объемной или локальной деформации;
- термо-деформационные фазовые превращения (бездиффузионные, диффузионные, смешанные диффузионно-бездиффузионные) (ТДФП) под термическим и деформационным действием.

Эти превращения сопровождаются эффектами деформационного самоупрочнения и, одновременно, саморелаксации микронапряжений.

Эффект самоадаптации материала в условиях эксплуатации может проявляться в следующем:

- аккомодации поверхностного рельефа трущихся поверхностей деталей машин (или механическая приработка);

- структурно-энергетическая адаптация по Б.И. Костецкому (структурной приспособляемости) с образованием в местах контакта вторичных структур [5], при котором структура поверхностных слоев приобретает наибольшие для данных условий прочность и устойчивость к физико-химическим воздействиям. По мнению Е.С. Венцеля любые внешние воздействия способствуют возникновению внутренних процессов, снижающих отрицательную, с точки зрения изнашивания, эффективность таких воздействий [6];

- реализация ДФП и ТДФП в контактирующих рабочих слоях деталей, вызывающих образование твердых фаз (мартенсита деформации и дисперсных частиц карбидов, нитридов, карбонитридов, боридов, интерметаллидов – в зависимости от системы легирования сплава), с меньшей свободной энергией, энергетически более выгодных, что в наибольшей степени обеспечивает эффекты самоупрочнения и саморелаксации микронапряжений;

- дестабилизации изначально стабильного аустенита и его переход в метастабильное состояние под температурным (термическим) воздействием (если таковые имеют место), что обеспечивает реализацию ТДФП или ДФП;

- согласование и гармонизация кинетики изнашивания с кинетикой протекания ДФП и ТДФП в поверхностных слоях, что позволяет минимизировать процесс износа;

- трансформация и перераспределение подводимой к месту контакта деталей энергии внешнего воздействия согласно энергетическому балансу: в тепловую; на реализацию ДФП или ТДФП и обусловленные ими фазово-структурные преимущества (образование более дисперсных и более твердых фаз, измельчение зерен, образование субструктуры, двойников деформации и дефектов упаковки и т.д.). Это сокращает остающуюся долю энергии, затрачиваемую на зарождение и развитие очагов разрушения (трещин), что в значительной мере предотвращает последнее;

- синергизм всех используемых в материале механизмов упрочнения (твердорастворного, дислокационного, зерно- и субграницного, дисперсионного) и пластификации (релаксации напряжений) в сочетании с механизмами ДФП и ТДФП (мартенситного превращения, динамического дисперсионного твердения и др.), что усиливает адаптационный эффект и сопротивление изнашиванию.

Одним из условий реализации эффектов самоупрочнения и самоадаптации за счет ДФП и ТДФП является управление эволюцией фазово-структурных состояний и модификаций [3, 4], что закладывается в материал химическим составом (легированием) и параметрами объемно-поверхностных обработок. Во всех случаях необходимо оптимизировать параметры режимов обработок для оптимальной реализации указанных выше фазово-структурных преимуществ за счет ДФП и ТДФП, что и обеспечит повышенные физико-механические и эксплуатационные свойства материала.

Результатом использования эффектов самоупрочнения, саморелаксации напряжений и самоадаптации благодаря формированию оптимального

фазово-структурного состояния при оптимальной кинетике ДФП (или ТДФП), становится повышенный комплекс механических и эксплуатационных свойств, прежде всего надежности и эксплуатационной долговечности многих деталей машин.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ashby M. *Materials Selection in Mechanical Design*. Cambridge University Press, 2005.
2. Кожина Т.Д., Ерошков В.Ю. Обзор перспектив разработки и применения композиционных и интеллектуальных конструкционных материалов в авиации, на транспорте и энергетике / *Scientific Research and their Practical Application. Modern State and Ways of Development* '2013, 1–12 October 2013.
3. Чейлях А.П. *Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии*. – Мариуполь: ПГТУ, 2009. – 483 с.
4. Чейлях Я.А., Чейлях А.П., Чигарев В.В. *Самоупрочняющиеся износостойкие сплавы*. – Мариуполь : ООО «ППРС», 2016. – 264 с.
5. Костецкий Б.И. О роли вторичных структур в формировании механизмов трения, смазочного действия и изнашивания / Б.И. Костецкий // *Трение и износ*. – 1986. – № 4, Т.1. – С. 622–637.
6. Венцель Е.С. *Самоадаптация трибоузлов к условиям эксплуатации* // *Вестник ХНАДУ*, 2015. – Вып. 68. – С. 25–29.

ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА И СНИЖЕНИЕ КОЛИЧЕСТВА ОКСИДОВ В СВАРОЧНОМ АЭРОЗОЛЕ С ПОМОЩЬЮ ЗАМКНУТОЙ ФИЛЬТРОВЕНТИЛЯЦИОННОЙ СИСТЕМЫ

Чигарев В. В., Носовский Б. И., Логвинов Ю.В. (г. Мариуполь, ГБУЗ
«ПГТУ»)

При наплавке порошковой лентой качество наплавленного металла снижается за счёт взаимодействия легирующих элементов с кислородом атмосферного воздуха и увеличивается содержание оксидов в сварочном аэрозоле (СА)

Для снижения вредного влияния кислорода замкнутая фильтровентиляционная система (ЗФВС) снабжением дополнено устройством, поглощающим кислород. Благодаря использованию одного и того же объёма воздуха содержание кислорода в зоне горения дуги снижается с 23...5 %. Содержание кислорода определялось путём медленного отбора воздуха с зоны горения дуги, с помощью прибора. Для оценки влияния снижения содержания кислорода в зоне горения дуги производим наплавку на токе $I = 700-750\text{A}$, $U = 32\text{В}$, $U = 35\text{ м/ч}$ без устройства снижения содержания кислорода с ним. После наплавки определялось содержание углерода, марганца, кремния, никеля среднее значения из 10 экспериментов, результаты представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Влияние отбора кислорода и без отбора кислорода на содержание легирующих элементов в наплавленном металле в ЗФВС

Тип легирующей шихты	Содержание кислорода, %	Химический состав металла шва, %				
		C	Mn	Si	Cr	Ni
Механическая смесь компонентов	Без отбором кислорода	2,55	1,44	2,4	20,6	2,8
	С отбором кислорода	2,8	1,8	2,99	21,6	2,92
	Приращение	+0,25	+0,36	0,59	+0,1	0,1
Комплексно-легированный сплав	Без отбором кислорода	2,70	1,4	2,04	20,4	2,66
	С отбором кислорода	2,9	2,12	3,06	24,2	3,80
	Приращение	0,2	1,8	1,02	3,8	1,2

Результаты экспериментов свидетельствуют о снижении окисления легирующих элементов в процессе наплавки и увеличении их содержания в наплавленном металле, что приводит к повышению качества наплавленного металла и снижению количества оксидов.

МЕТОДИ ТА ПРОГРАМНЕ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ДЛЯ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ ГІДРОДИНАМІКИ ТА ТЕПЛОМАСООБМІНУ ПРИ ЛИТТІ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ, ЗА НАЯВНОСТІ У ФОРМІ АРМУЮЧОЇ ФАЗИ

Шалевська І. А., Шевчук Т. В., Слюсарев В. А. (м. Київ, ФТІМС НАНУ)

Використання армуючої фази у вигляді металевих стрижнів у ливарній формі та у пінополістироловій моделі значно впливає на процеси гідродинаміки та тепломасообміну [1, 2]. Деякі вчені [3] проводили численне моделювання зміни теплопровідності армованих виливків, але такий метод перевірявся тільки на чавунних виливках з керамічною армуючою фазою та має високу похибку при збільшенні об'ємної частки армуючої фази.

Для дослідження цього впливу використовували методи фізичного та комп'ютерного моделювання.

У зв'язку з відомими труднощами натурального експерименту, спостереження процесів течії непрозорих високотемпературних металевих рідин для дослідження перебігу розплаву в пористому середовищі доцільно використовувати метод фізичного моделювання з використанням холодних рідин на стенді, що працює за схемою замкнутої циркуляції. У якості базової моделі форми було використано прямокутну форму без армуючої фази та з армуючою фазою, процес течії було зафіксовано в вигляді кінограм (рис. 1, 2).



Рисунок 1 – Кінограми заповнення форми без армуючої фази

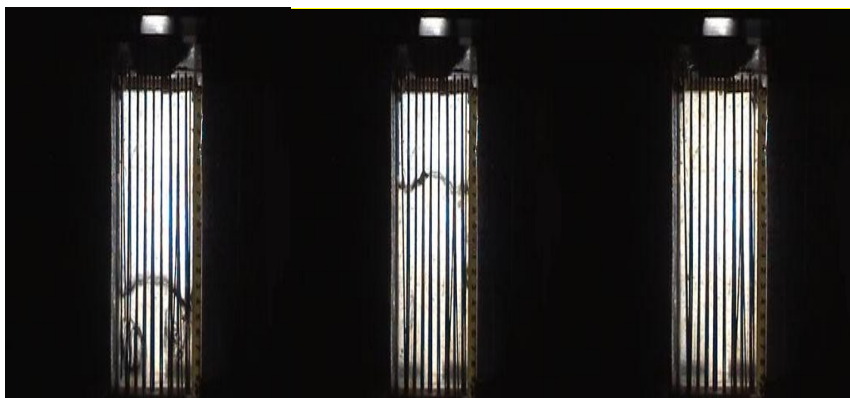


Рисунок 2 – Кінограми заповнення форми з армуючою фазою

При цьому слід зазначити, що наявність армуючої фази позитивно впливає на гідродинамічні процеси у формі, зменшуючи висоту фонтанування струменя та захоплення газової фази потоком рідини.

Для визначення кінетики затвердіння і охолодження виливків, а також швидкості конвективних потоків використовували програми комп'ютерного моделювання «MAGMA» та «ProCast», вихідними постійними величинами були граничні теплофізичні показники матричного сплаву та армуючої фази, а змінними – кількість армуючої фази в порожнині форми (0, 20 або 50 %). Слід зазначити, що наявність армуючої фази створює умови для збільшення швидкості тверднення сплаву, особливо впливає на швидкість зняття температури перегріву.

ЛІТЕРАТУРА

1. O. Shinsky, I. Shalevska *u др.* Principles of construction and identification of a multilevel system for monitoring parameters of technological cycle of casting - Східно-Європейський журнал передових технологій, 2018. Т. 5, № 1 (95). С. 43–56. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2018.141303>
2. I. Shinsky, I. Shalevska, Ja. Musbah. Efficiency of influence of a metal macroreinforcing phase on process of solidification of large-sized castings. – ТЕКА. Edition of Lublin University of technology. Vol. XD, Lublin. – 2015. (English).
3. Романенко Ю. Н., Афтандіяну Е. Г., Шинский И. О., Пеликан О. А. Оценка изменения коэффициента теплопроводности армированных отливок // Процессы литья. – 2009. - № 2. – С. 62–66.

ТЕРМОДИНАМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ РІДКИХ СПЛАВІВ СИСТЕМ Fe–Ni–O–Me–Si

Шаркіна Н. О. (м. Київ, КНУ імені Т. Шевченка)

Сплави системи Fe – Ni (інвари), широко використовуються в техніці. Наявність в них навіть невеликої кількості кисню значно знижує їх властивості. Тому обов'язковим є процес їх розкиснення і допомогою тут стає вивчення термохімічних властивостей рідких сплавів четвіркових – Fe – Ni – O – Me та п'ятіркових систем – Fe – Ni – O – Me – Si (Me – IVb- – VIb-метали) методом калориметрії, що дозволяє одержати надійну інформацію про парціальні та інтегральні ентальпії змішування в тому числі і кисневмісних систем.

У нашому випадку для дослідження розплавів використовували ізоперіболічний калориметр. Методика проведення дослідів та обробки результатів вимірювань описані раніше [1].

Для дослідження поведінки і вивчення термохімічних властивостей d-металів IV–VI груп в одержані Fe–Ni–O розплави ($\Delta H_o^\circ = -490 \pm 50$ кДж/моль) уводили зразки цих металів (табл. 1).

*Таблиця 1 – Парціальні мольні ентальпії змішування (** – $\Delta \bar{H}_{Me(Fe)}^\circ$, кДж/моль, *** – $\Delta \bar{H}_{Me(Ni)}^\circ$, кДж/моль), IVb-, Vb-, VIb-металів у розплавах $Fe_{0,64+y} - Ni_{0,36-x} - O_x - Me_y$, заліза, нікеля та $\Delta G_{Me_xO_y}^\circ$ (* – $\Delta G_{Me_xO_y}^\circ$, кДж/моль-екв.) (вихідна концентрація кисню 0,06 мас. %, $T = 1870$ K)*

Me	$x_{Me} \cdot 10^3$	ΔH_{Me}	–Φ	Me	$x_{Me} \cdot 10^3$	ΔH_{Me}	–Φ	Me	$x_{Me} \cdot 10^3$	ΔH_{Me}	–Φ
Ti	0	355	152*	V	0	195	85*	Cr	0	150	108*
	1	320	66***		1	180	70**		1	110	11**
	3	195	210****		3	110	90****		3	53	16****
Zr	0	940	186*	Nb	0	780	111*	Mo	0	50	66*
	1	740	80**		1	520	70**		1	40	20**
	7	110	232****		7	100			7	13	58****
Hf	0	810	181*	Ta	0	680	125*	W	0	50	65*
	1	540	80**		1	550	70**		1	40	10**
	7	90	140****		5	90	195****		7	10	53****

Перші порції металів IVb-, Vb-груп (x_{Me}), взаємодіючи з киснем, розчиняються із виділенням великої кількості теплоти, утворюють оксиди різного складу і тому зменшують його вміст у сплавах. Зменшення одержуваних теплових ефектів при подальшому додаванні металів пов'язано із закінченням процесів розкиснення (оптимальні кількості металів – $4 \cdot 10^{-3} - 5 \cdot 10^{-3}$ мольних частки).

Інша картина спостерігається для VIb-металів у розплавах Fe – Ni – O (табл. 1). Для них $\Delta \bar{H}_{Mo(W)}$ є невеликими від'ємними величинами, що свідчить про невелику міжчасткову взаємодію цих металів як з киснем, так і з іншими компонентами. Збільшення вмісту VIb-металів незначно зменшує їх парціальні ентальпії змішування.

Для дослідження повноти розкиснення четверкових систем вводили зразки силіцію, який є добрим розкиснювачем (табл. 2). Видно, що парціальні ентальпії змішування силіцію залишаються майже незмінними і наближаються до величин одержаних для систем Fe – Si та Ni – Si, що вказує на повноту розкиснення розплавів системи Fe – Ni – O введеними IVb- та Vb-металами.

Таблиця 2 – Термохімічні властивості розплавів систем Fe – Ni – O – (Ti, Zr, Hf) – Si при 1870 K (у кДж/моль)

Fe – Ni – O – Ti – Si			
$x_{Si} \cdot 10^3$	$-\Delta H$	$-\Delta \bar{H}_{Si}$	$x_{Ti} \cdot 10^3$
0	–	122 ± 12	4,11
5,0	$1,8 \pm 0,04$	135	4,10
25,0	4,5	123	4,02
Fe – Ni – O – Hf – Si			
$x_{Si} \cdot 10^3$	$-\Delta H$	$-\Delta \bar{H}_{Si}$	$x_{Hf} \cdot 10^3$
0	–	141 ± 14	6,04
5,0	$1,6 \pm 0,03$	139	6,03
25,0	4,1	130	5,92

У табл. 3 наведені термохімічні дані, одержані для системи Fe – Ni – O – Mo – Si. Значення $\Delta \bar{H}_{Si}$ значно більші даних розчинення кремнію в чистих залізі та нікелі. Такі великі парціальні ентальпії змішування у разі додаванні перших порцій силіцію безумовно викликані взаємодією його з великою кількістю розчиненого кисню, що залишився після додавання неактивних по відношенню до нього VIb-металів.

Таблиця 3 – Термохімічні властивості розплавів систем Fe – Ni – O – Mo – Si при 1870 K (кДж/моль)

$x_{Si} \cdot 10^3$	$-\Delta H$	$-\Delta \bar{H}_{Si}$	$x_{Mo} \cdot 10^3$
0	–	450 ± 45	8,0
5,0	$1,15 \pm 0,02$	265	7,6
25,0	3,77	64	5,8

Розраховувавши різницю парціальних ентальпій змішування для розплавів систем Fe – Ni – O – Me та залізонікелевих розплавів, за їх значеннями ми встановили таку послідовність збільшення розкиснювальної здатності IVb-, Vb-, VIb-металів: Mo \approx W \rightarrow Cr \rightarrow V \rightarrow Nb \rightarrow Ti \rightarrow Ta \rightarrow Hf \rightarrow Zr.

ЛІТЕРАТУРА

1. Судацова В.С., Савченко В.С., Ющенко К.А. Термохимические свойства двойных сплавов системы Ni – O в жидком состоянии. //Изв. АН СССР. Неорг.материалы. –1990. –т. 26., № 7. –С. 1775 – 1778.

ПРИМЕНЕНИЕ СОЛЯНЫХ СТЕРЖНЕЙ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Швец М. В., Пономаренко О. И., Гримзин И. А. Зубишина А. В.
(г. Харьков, НТУ «ХПИ»)

Литейный стержень – применяемая в литейном производстве отъемная часть литейной формы, оформляющая преимущественно внутренние полости отливки. В тех случаях, когда конфигурация литейной модели затрудняет её извлечение из литейной формы, литейный стержень используют и для формирования наружных частей отливки. Литейный стержень изготавливают на стержневых машинах, из специальных стержневых смесей с последующей их сушкой или отверждением, в том числе непосредственно в стержневых ящиках [1].

Стержни при заливке формы со всех сторон окружены жидким металлом, поэтому они должны обладать комплексом свойств: высокой газопроницаемостью, а также прочностью, податливостью, выбиваемостью, что обеспечивается выбором состава соответствующей стержневой смеси и конструкцией стержня [2].

Как правило такие стержни изготавливают из веществ, которые при надлежащем обращении не вступают в реакции, протекающие с выделением газов, отрицательно не влияют на окружающую среду, ни при изготовлении стержней, ни в процессе литья. Поскольку при литье не образуются газы, улучшается качество отливок, не возникает газовых и усадочных раковин. При удалении стержней не образуются остатки, требующие особой утилизации. В зависимости от состава возможно их повторное использование. Извлечение солей из жидкой фазы возможно, например, распылительной сушкой или выпариванием [3].

Основной задачей является разработка прогрессивных технологий изготовления стержней на основе солевой композиции с использованием связующего Recril Slow Set C и отвердителя Dursil C1, поскольку их применение позволит получать высококачественные отливки и улучшить состояние окружающей среды. Для этого были поставлены следующие задачи:

- изучить современное состояние вопроса по проектированию технологического процесса получения соляных стержней;
- изучить свойства соляных стержней на основе использования методик определения прочности на сжатие, осыпаемости, живучести и остаточной прочности смесей.
- экспериментально определить и установить закономерности нарастания прочности смеси, закономерности изменения остаточной прочности, живучести и осыпаемости с использованием связующего Recril Slow Set C и отвердителя Dursil C1.

Были разработаны математические модели свойств смесей на основе планируемого эксперимента с использованием связующего Recril Slow Set C

и отвердителя Dursil C1, оптимизирован их состав, что позволило повысить качество алюминиевых отливок в литейном производстве.

ЛИТЕРАТУРА

1. Анисович Г.А., Гамов Е.С. Кристаллогидратные смеси с кальцинированной содой. – *Литейное пр-во*, 1975. – № 9. – С. 21–22.
2. Оболонцев Ф.Д., Ясюков В.В., Грозов Д.П., Телис М.Я. О применении легкоудаляемых стержней для тонкополосных отливок // *Литейное пр-во*, 1978, № 5. С. 30, 31.
3. Иванова Л.А. Процессы формирования сложнопрофильных отливок // Л.А. Иванова, А.А. Бондарь // *Одес. нац. политех. университет*. – Одесса: Полиграф, 2006, – 128 с.

ЛИТЕЙНЫЕ РОТОРНО-КОНВЕЙЕРНЫЕ УСТАНОВКИ, РАЗРАБОТАННЫЕ ФТИМС НАН УКРАИНЫ

Шинский О. И., Дорошенко В. С. (г. Киев, ФТИМС НАНУ)

Образцы роторных установок и роторно-конвейерных линий (РКЛ), созданные во ФТИМС НАН Украины [1], показали высокие технико-экономические данные: существенное повышение производительности, сокращение стоимости оборудования по сравнению с традиционными АФЛ, значительный рост отношения суммарного выпуска за единицу времени к суммарным затратам за то же время. Автоматическая РКЛ мод. 37012 (рис. 1) предназначена для производства отливок из чугуна, в том числе модифицированного, в разовых вакуумируемых блок-формах.

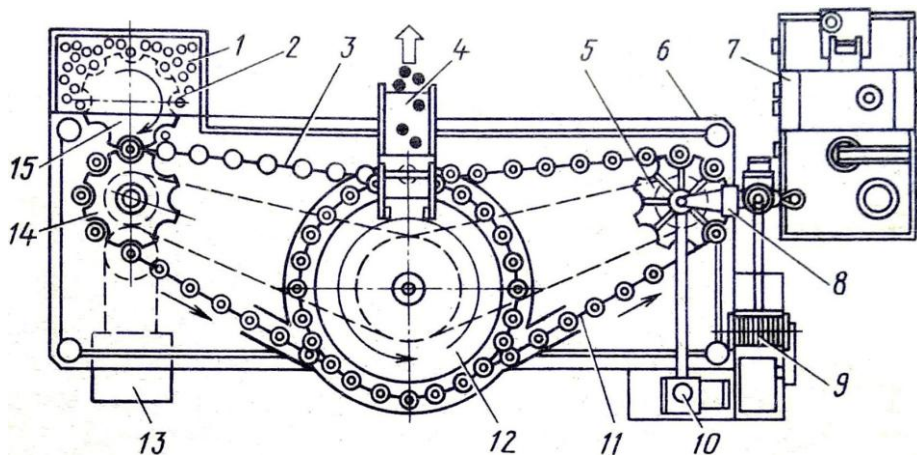


Рисунок 1 – Схема РКЛ мод. 37012 [1]

Линия 6 комплектуется заливочной МДН-установкой 7 для чугуна и реакционным ковшом, в котором чугун модифицируют порошковой проволокой, подаваемой устройством 9. РКЛ состоит из таких кинематически связанных составных частей: накопителя 1 блок-форм 2, ротора 15 постановки блок-форм в контейнер первой транспортной цепи 3, ротора 14 фиксации блок-форм в контейнере, ротора 12 нагрева блок-форм; второй транспортной цепи 11 подачи нагретых блок-форм на ротор 5 с вакуумированием от вакуумной системы 10 и заливкой блок-форм заливочным барабаном 8. Залитые формы удаляют устройством 4. Технологические роторы (ТР) вращаются от одного электромеханического привода 13, а инструменты на роторах перемещаются с помощью копиров. Производительность линии 1000 отливок/ч размером $\leq 100 \times 100 \times 70$ мм, массой ≤ 8 кг.

Разработана и прошла этап эксплуатации в производственных условиях установка мод. МЛП для производства точных отливок из легкоплавких сплавов [1]. Установка снабжена ТР с формообразующими полостями, расположенными по окружности, и металлическими стержнями, перемещаемыми в пазах с помощью копиров. Электромеханический привод вращает ТР

и инструментальный блок устройства удаления отливок. Над верхней плоскостью ТР расположен обогреваемый миксер, имеющий стопорное устройство с теплоаккумулятором, рабочая часть которого погружена в расплав. Зазор между нижней плоскостью разливочного устройства миксера и верхней плоскостью ТР устанавливается перемещением теплоаккумулятора. Производительность установки 3600 отливок/ч размером 130×150×100 мм с установленной мощностью ≤ 3 кВт.

Прошла заводские испытания роторная литейная машина мод. 31055 [1] для получения товарного магния. Машина (рис. 2) состоит из непрерывно вращающегося ротора 1, несущего кольцевой водоохлаждаемый кристаллизатор 2, предназначенный для формирования струи жидкого магния в «бесконечный» слиток 4, и тянущей клетки 5 для правки слитка в вертикальной и горизонтальной плоскостях, а также подачи в гидравлическое устройство 6 для разделения на мерные отрезки.

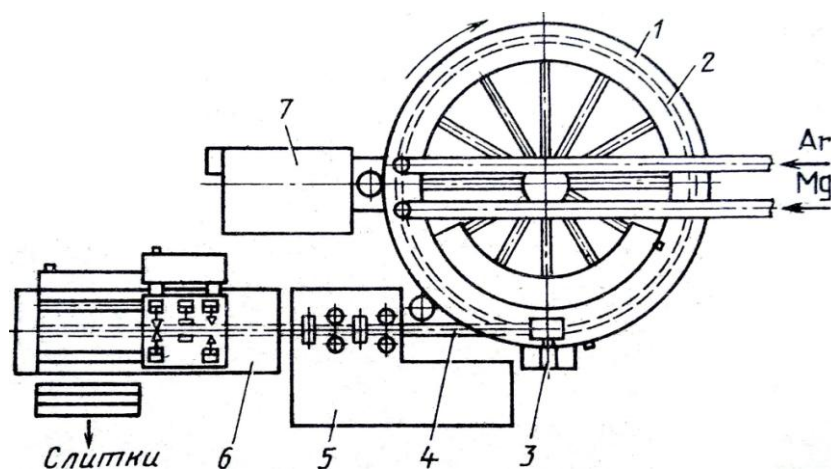


Рисунок 2 – Схема роторной машины мод. 31055

Подрыв и удаление слитка из кристаллизатора выполняется с помощью специального ножа 3, а вращение ротора и роликов тянущей клетки – от привода 7 постоянного тока. Изоляция магния от паров воды и окружающей среды достигается за счет инертной среды и наличия песчаного затвора между кожухом и крышкой ротора. Машина снабжена средствами контроля и регулирования технологического процесса, обеспечивающими безопасную работу. Производительность машины до 4000 кг слитков магния /ч длиной 1120 или 820 мм сечением 80×80 мм. В конструкциях роторных установок использованы решения, защищенные патентами.

ЛИТЕРАТУРА

1. Лозенко В.И. Автоматические роторные установки для литейного производства // *Литейное производство*. - 1992. - № 9. - С. 31–32.

СТРУКТУРА ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СИЛУМІНУ АК15, АРМОВАНОГО ВИСОКОМОДУЛЬНИМИ МІКРОЧАСТИНКАМИ

Щерецький О. А., Каніболоцький Д. С., Верховлюк А. М.
(м. Київ, ФТІМС НАНУ)

Досліджено вплив кількості, дисперсності, природи та способу введення у розплав армуючих частинок на структурні параметри та механічні властивості алюмінієвого сплаву АК15. В якості армуючої фази використовували мікрочастинки Al_2O_3 , SiC та твердого сплаву ВК6 (94% WC, 6% Co). Вміст частинок у композиті варіювали від 0,5 до 5 мас. %, дисперсність – від 50 до 400 мкм. Для оцінки температури взаємодії розплаву АК15 з частинками SiC з використанням програми Thermo-Calc і бази даних COST2 розраховані технологічні фазові діаграми сплаву АК15 та системи АК15 + 5 % SiC. Дисперсні частинки вводили в розплав двома методами: лігатурним та інжекції. Згідно з лігатурним методом готували лігатуру з високим вмістом (біля 60 об. %) частинок: порошки ВК6 та Al_2O_3 просочували рідким Al, а SiC – рідким Si. Потім в розплав АК15 вводили відповідну лігатуру та Si або Al для витримання постійного складу сплаву АК15. Інжекцію попередньо відпалених у вакуумі порошоків у розплав проводили в потоці Ar. Швидкість охолодження всіх зразків становила ~ 2 °C/с.

Розрахунки технологічних фазових діаграм показали, що в сплаві крім кремнію та α -Al утворюються потрібні інтерметаліди AlFeSi і AlMnSi за рахунок домішок Fe та Mn. SiC починає взаємодіяти з Al в розплаві АК15 при 875 °C. Тому вводити лігатуру з SiC треба при більш низьких температурах.

Розміри частинок SiC та ВК6 слабо впливають на дендритний параметр (R) матричного сплаву. Відповідні залежності мають екстремальний характер з максимумом при 100 та 150 мкм відповідно. На залежності R для частинок Al_2O_3 , а також на залежностях розміру евтектичного та первинного кремнію для всіх досліджених армуючих компонентів спостерігається зростання структурних складових сплаву при збільшенні розміру частинок. Але по мірі збільшення розміру частинок залежності стають більш пологими для Al_2O_3 та ВК6 і навпаки, більш сильними для SiC. Найбільша чутливість всіх структурних параметрів проявляється відносно розміру частинок Al_2O_3 . Вплив розміру частинок SiC менш істотний, що добре узгоджується з літературними даними.

Для зразків, отриманих методом інжекції, R матричного сплаву зі збільшенням кількості введених частинок не змінюється, а розміри евтектичного та первинного кремнію монотонно зменшуються. Для КМ, отриманих лігатурним методом, виявляються дві концентраційні області: перша – від 0 до 1 % частинок, де спостерігається різке зменшення структурних параметрів, друга – від 1 до 5 %, де зміни менш помітні. Вплив кількості частинок на R значно менший, ніж на розміри евтектичного та первинного кремнію. Однак Al_2O_3 в порівнянні з іншими частинками, введеними лігатурним методом, на R впливає значно більше, а на розмір евтектичного та первинного кремнію – менше.

Залежності границі міцності та відносного подовження досліджених сплавів для зразків, отриманих як лігатурним методом, так методом інжекції, носять екстремальний характер. Пластичність КМ з SiC, одержаного методом інжекції, помітно вища, ніж для подібного композиту, отриманого лігатурним методом, тоді як міцність композиту з SiC менше залежить від способу введення мікрочастинок. Екстремальних значень механічні властивості досягають при 0,5 % частинок SiC, введених лігатурним методом, а також при 1 % SiC, введеного методом інжекції, та 1 % ВК або Al₂O₃, що введені лігатурним методом. Дворазове збільшення зазначеного вмісту частинок призводить до зниження механічних властивостей до рівня вихідного сплаву. Подальше зростання їх вмісту сприяє погіршенню властивостей базового сплаву. Зміцнення сплаву при малих добавках частинок пов'язано з ефектом модифікування і відповідною зміною структури сплаву. Введення ~ 1 % частинок сприяє значному подрібненню структури. Але при введенні частинок понад 1,5 % стає досить великим ефект погіршення властивостей сплаву, він повністю нейтралізує ефект зміцнення за рахунок модифікування. Максимальне значення границі міцності характерне для силуміну, зміцненого ВК6. Трохи менше екстремум σ_B для сплаву, армованого SiC лігатурним способом, мінімальне значення σ_B в екстремумі властиве для композиту з Al₂O₃. Навпаки, Al₂O₃ сприяє максимальному збільшенню відносного подовження, тоді як введений лігатурним способом SiC збільшує δ в найменшому ступені. Така відмінність у впливі дисперсних частинок на механічні властивості обумовлена різним їх впливом на структурні характеристики. Так, введені лігатурним способом SiC та ВК6 сильно подрібнюють евтектичний і первинний кремній, що підвищує міцність сплаву. Оксид алюмінію більшою мірою, в порівнянні з іншими частинками, зменшує дендритний параметр, що призводить до зростання пластичності.

Металографічні дослідження показали, що більш рівномірний розподіл частинок в об'ємі матриці спостерігається при використанні методу інжекції. Тоді як при використанні лігатурного методу дисперсні частинки розподілені нерівномірно незалежно від їх природи, а на ділянках скупчення частинок зустрічаються пори та неметалічні включення. Саме рівномірністю розподілу частинок пояснюється те, що екстремальне значення механічних властивостей та початок погіршення міцності і пластичності мають місце при більш високих концентраціях частинок SiC, якщо останні вводили методом інжекції, а не лігатурним. З іншого боку встановлено, що зразки, які отримано лігатурним методом, мають значно меншу кількість включень складних силіцидів AlMnSi та AlFeSi. Тобто під час інжекційного введення частинок SiC вони більш інтенсивно взаємодіють з розплавом. Це може пояснити більш високе екстремальне значення σ_B композиту з SiC, одержаного лігатурним методом.

Виявлено, що дисперсні частинки всіх досліджених типів у процесі кристалізації сплаву виштовхуються в міждендритні проміжки, де розплав кристалізується в останню чергу. Таким чином, частинки не є центрами кристалізації для матричного сплаву, а їх модифікуючий вплив на структуру матриці ймовірно пов'язаний з механічним блокуванням росту фаз і створенням специфічних температурних режимів кристалізації за рахунок їх низької теплопровідності в порівнянні з алюмінієвим розплавом.

ВЫСОКОСКОРОСТНАЯ НАПЛАВКА НА НИЗКОЙ ПОГОННОЙ ЭНЕРГИИ БАНДАЖИРОВАННЫХ ОПОРНЫХ ВАЛКОВ

Щетинин С. В., Щетинина В. И., Коваль А. В., Никитенко П.В., Халед Элсаед
(г. Мариуполь, ПГТУ)

Опорный валок работает в условиях высоких удельных давлений и изготавливается из высокоуглеродистой стали 90ХФ, склонной к образованию кристаллизационных и холодных трещин. Поэтому повышение трещиностойкости является важной научно-технической проблемой.

Бандажированный опорный валок изготавливается путем натяга бандажа на ось, вследствие чего в бандаже возникают собственные напряжения, что ограничивает сварочные напряжения.

Наиболее эффективным способом повышения трещиностойкости является высокоскоростная наплавка на низкой погонной энергии, при которой снижается тепловложение и термомодеформационный цикл, который приводит к образованию сварочных напряжений. Трещины образуются, когда собственные и сварочные напряжения, суммируясь, превышают предел прочности.

При высокоскоростной наплавке погонная энергия $q_{\text{и}}/V$ эффективно снижается за счет повышения скорости сварки, так как при этом пропорционально повышается скорость кристаллизации и измельчается микроструктура.

При наплавке на высокой погонной энергии увеличивается тепловложение, сварочные напряжения и укрупняется микроструктура, что приводит к увеличению межатомного расстояния, снижению межатомных связей и образованию горячих и холодных трещин.

На основании проведенных исследований влияния погонной энергии на трещиностойкость установлено, что при повышении погонной энергии бандаж поломался, при снижении погонной энергии бандаж не поломался.

Традиционно наплавка производится со скоростью 40 м/ч, что приводит к повышению погонной энергии и образованию трещин.

Для повышения трещиностойкости бандажированных опорных валков разработан процесс высокоскоростной наплавки на низкой погонной энергии со скоростью 75 м/ч и погонной энергией 1,1 МДж/м, что обеспечивает снижение микроискажений кристаллической решетки, микронапряжений, плотности дислокаций, сварочных напряжений, измельчение микроструктуры и отсутствие поломок бандажей. Минимум энергии – максимум трещиностойкости.

МАГНИТНОЕ ДУТЬЕ ПРИ СВАРКЕ ТРУБ ДЛЯ ГАЗО- И НЕФТЕПРОВОДНЫХ МАГИСТРАЛЕЙ

Щетинин С. В., Щетинина В. И., Никитенко П.В., Халед Элсаед, Коваль А.В.
(г. Мариуполь, ПГТУ)

Основной проблемой сварки труб является магнитное дутье, которое, согласно закону минимума энергии, приводит к отклонению дуги в сторону меньшего магнитного поля, нарушению стабильности процесса и качества формирования сварных соединений. Поэтому повышение стабильности процесса и качества сварных соединений является важной научно-технической проблемой.

Общеизвестно, что при сварке труб значительно усиливается магнитное дутье, поэтому исследовано влияние формы изделия на магнитное поле сварочного тока, путем моделирования при пропускании тока по пластинам и трубе и измерении индукции поля в зазоре.

Как установлено, при протекании тока по пластинам индукция магнитного поля на середине толщины металла равна нулю, при приближении к поверхности возрастает и достигает максимальной величины на поверхности 0,1 Т. При удалении от поверхности индукция резко падает, вследствие низкой магнитной проницаемости воздуха. При переходе от верхней к нижней поверхности, направление магнитного поля изменяется на противоположное, закономерность распределения индукции остается аналогичной.

Согласно закону Био-Савара, индукция магнитного поля прямо пропорциональна величине тока и обратно пропорциональна расстоянию от проводника с током $B = \mu\mu_0 \frac{I}{2\pi r}, T$. Эта формула не учитывает влияние формы изделия на магнитное поле.

При протекании тока по трубе, вследствие концентрации силовых линий магнитного поля в обладающей большой магнитной проницаемостью ферромагнитной трубе, индукция магнитного поля возрастает с 0,1 Т до 0,35 Т, в π раз $B = \mu\mu_0 \frac{I}{2r}, T$. Пропорционально повышается электромагнитная сила и в квадратичной зависимости магнитное давление, поэтому при сварке труб усиливается магнитное дутье.

Согласно закону минимума энергии для предотвращения магнитного дутья, разработан процесс односторонней высокоскоростной сварки труб с двухсторонним токоподводом и регулированием магнитного поля впереди и сзади дуги, что обеспечивает равновесие дуги, стабильность процесса и повышение качества сварных соединений.

ОДНОСТОРОННЯЯ ВЫСОКОСКОРОСТНАЯ СВАРКА ТРУБ ДЛЯ ГАЗО- И НЕФТЕПРОВОДНЫХ МАГИСТРАЛЕЙ

Щетинин С. В., Щетинина В. И., Никитенко П. В., Халед Элсаед, Коваль А. В.
(г. Мариуполь, ПГТУ)

Односторонняя сварка газо- и нефтепроводных труб, изготовленных из стали повышенной прочности, ограничена трудностью обеспечения ударной вязкости сварных соединений при низких температурах. Прочность сварных соединений определяется межатомными связями, природа которых полностью не установлена. Для повышения ударной вязкости сварных соединений необходима разработка новых процессов сварки, что является важной научно-технической проблемой.

Эффективным способом повышения ударной вязкости сварных соединений является снижение сварочных напряжений и измельчение микроструктуры при увеличении скорости процесса сварки. Измельчение микроструктуры металла шва и околошовной зоны при высокоскоростной сварке является следствием уменьшения тепловложения и погонной энергии, повышения скорости нагрева и охлаждения и увеличения количества центров кристаллизации, которые, располагаясь перед фронтом растущих столбчатых кристаллитов, подавляют их дальнейший рост.

При высокоскоростной односторонней сварке увеличивается скорость кристаллизации $V_{кр} = V_{св} \cos\varphi$, зерна не успевают вырасти, что обеспечивает измельчение микроструктуры, уменьшение межатомного расстояния, увеличение площади контакта атомов, межатомных связей и повышение ударной вязкости сварных соединений.

Установлено, что природа процесса сварки является электромагнитной, так как в основе лежит электромагнитное взаимодействие вращающихся вокруг ядра электронов, и природа межатомных связей, обеспечивающих прочность и ударную вязкость сварных соединений, электромагнитная.

На основании исследований и производственных испытаний разработан процесс односторонней высокоскоростной сварки труб для газо- и нефтепроводных магистралей составным электродом, усиливающий пинч-эффект, обеспечивающий увеличение электромагнитного давления сжатия, межатомного взаимодействия, измельчение микроструктуры, снижение сварочных напряжений и повышение ударной вязкости сварных соединений в 2–2,5 раза.

ВПЛИВ ПРИРОДИ ПЕРЕХІДНОГО МЕТАЛУ НА СТРУКТУРУ ПОТРІЙНИХ РОЗПЛАВІВ Al-Ge-Tm

Яковенко О. М., Казіміров В. П., Роїк О. С., Сокольський В. Е., Головата Н. В.
(м. Київ, КНУ ім. Т. Шевченка)

Багатокомпонентні сплави на основі алюмінію, що містять перехідні метали, знайшли широке застосування завдяки комбінації легкості, пластичності і високої корозійної стійкості. Перспективним напрямом є отримання методом швидкого загартовування розплаву дрібнокристалічних та аморфних матеріалів з покращеними властивостями [1], що потребує ґрунтовних знань про особливості будови рідкої фази.

Нами було проведено дослідження методом дифракції рентгенівського випромінювання потрійних розплавів вздовж перерізів Al-Ge-Fe₅, Al-Ge-Fe₁₅, Al-Ge-Ni₁₀, Al₅₅-Ge-Fe, Al₅₀-Ge-Ni при температурі 1000°C. Аналіз розрахованих кривих структурного фактору вказує на зсув першого максимуму в бік більших значень дифракційного вектору при переході від розплавів Al-Ge-Fe до розплавів Al-Ge-Ni. Ефект посилення інтенсивності взаємодії атомів 3d металу з атомами Al та Ge, на що вказує зменшення ентальпії змішування $\Delta H_{\max} = -20$ кДж/моль для системи Al-Ge-Fe до -47 кДж/моль для системи Al-Ge-Ni, чітко проявляється і на кривих концентраційної залежності найближчої міжатомної відстані R_1 (Рис. 1). Отримані значення для розплавів Al_{85-x}Ge₁₅Ni_x помітно менші аналогічних величин для розплавів Al_{90-x}Ge₁₀Fe_x. При збільшенні вмісту перехідного металу спостерігається значне скорочення R_1 .

При аналізі локального оточення атомів Fe та Ni слід очікувати конкуренцію між атомами Al та Ge за місце в найближчому оточенні. Очевидно, що характер цієї конкуренції буде залежати і від співвідношення атомів Al та

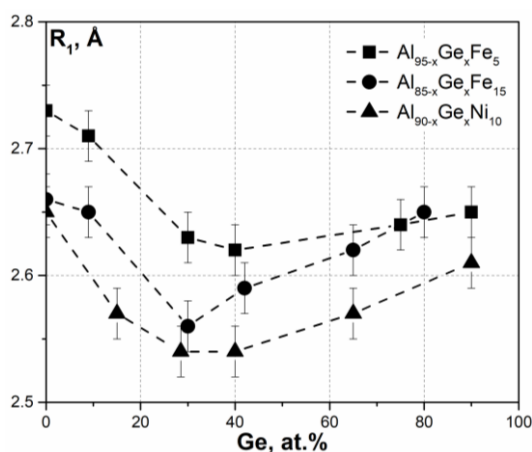


Рисунок 1 – Найближча міжатомна відстань в розплавах Al-Ge-TM

Ge в розплавах. Характерна асиметрія перших максимумів структурного фактору вказує на присутність кластерів з атомів Ge, тому локальне оточення атомів 3d металів при невеликому вмісті германію в розплаві буде формуватися переважно атомами алюмінію. При цьому інтенсивність гетероатомних взаємодій в розплавах Al-Ge-Ni помітно більша, ніж в розплавах Al-Fe-Ge з близьким вмістом Fe, що обумовлено більш високою акцепторною здатністю атомів Ni у порівнянні з атомами Fe.

ЛІТЕРАТУРА

1. Inoue A., Bizen Y., Kimura H.M., Masumoto T., Sakamoto M. Compositional range, thermal stability, hardness and electrical resistivity of amorphous alloys in Al-Si (or Ge)-transition metal systems // *J. Mater. Sci.* – 1988 – V.23. – P. 3640–3647.

СТІЙКІСТЬ СИПКОГО НАПОВНЮВАЧА ФОРМИ В УМОВАХ ТЕХНОЛОГІЇ ЛИТТЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ

Яковишин О. А. (м. Київ, ФТІМС НАНУ)

Розрахунок напруженого стану вакуумованої форми із сипкого наповнювача в умовах технології лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), проводять для трьох зон на межі «розплав–модель–форма» згідно з відомими залежностями [1]:

– для межі «форма–модель»

$$(\sigma_z + P_B)tg^2(45^\circ - \frac{\varphi}{2}) \leq \sigma_M \leq (\sigma_z + P_B)tg^2(45^\circ + \frac{\varphi}{2}) \quad (1.1)$$

– для межі «форма–зазор»

$$(\sigma_z + P_B)tg^2(45^\circ - \frac{\varphi}{2}) \leq P_\phi \leq (\sigma_z + P_B)tg^2(45^\circ + \frac{\varphi}{2}) \quad (1.2)$$

– для межі «форма–розплав»

$$(\sigma_z + P_B)tg^2(45^\circ - \frac{\varphi}{2}) \leq P_\phi + \gamma_P X \leq (\sigma_z + P_B)tg^2(45^\circ + \frac{\varphi}{2}) \quad (1.3)$$

де σ_z – вертикальне напруження форми, $\sigma_z = \gamma_\phi Z$, Н/м²; γ_ϕ – питома вага сипкого наповнювача форми, Н/м³; Z – висота від верхнього горизонту контейнера до точки форми для якої проводять розрахунок, м; P_B – різниця між зовнішнім атмосферним тиском і тиском у вакуумованій формі, Н/м²; φ – кут внутрішнього тертя сипкого наповнювача, °; σ_M – допустиме напруження на стиснення матеріалу ГМ, Н/м²; P_ϕ – тиск газових продуктів термодеструкції в зазорі «модель–розплав», Н/м²; γ_P – питома вага розплаву, Н/м³; X – висота точки розплаву для якої проводять розрахунок, м.

Наведені нерівності справедливі, коли відстань між стінками контейнера і ГМ дорівнює або більше висоти ГМ, що виконується при отриманні тільки негабаритних виливків в доволі просторих контейнерах. При використанні ж формул в іншій ситуації, вони дають дещо завищені результати внаслідок порушення лінійної залежності σ_z від Z . У такому разі в (1.1)–(1.3) вертикальне напруження форми потрібно визначати за формулою Янсена [1,2]:

$$\sigma_z = \frac{\rho_\phi g b}{\xi \mu} \left(1 - e^{-\xi \mu \frac{Z}{b}} \right) \quad (2)$$

де ρ_ϕ – густина сипкого наповнювача форми, кг/м³; g – прискорення вільного падіння, м/с²; b – відстань від стінки контейнера до моделі, м; ξ – коефіцієнт бокового тиску $\xi = tg^2\left(45^\circ - \frac{\varphi}{2}\right)$; μ – коефіцієнт зовнішнього тертя сипкого матеріалу форми по стінці контейнера ($\mu = tg\beta$, β – кут контактного тертя).

Аналіз залежності (2) показує, що σ_z поступово зростає і асимптотично виходить на стабільне значення практично при $\frac{Z}{b} \approx 4$. Тобто безмежного підвищення σ_z зі збільшенням Z немає і навіть при $Z \rightarrow \infty$ тиск сипкого

наповнювача на дно контейнера залишається обмеженим. Така особливість пояснюється дією «арочного ефекту» [2]. Крім того, σ_z залежить від ρ_ϕ , а тому особливої важливості набуває при використанні одного і того ж типу наповнювача ступінь його ущільнення. Застосування в ЛГМ пінополімерних моделей виключає статичні методи зміцнення форми, що пояснюється низьким значенням їх міцності на стискання (при 1 %-й деформації залежно від густини і молекулярної маси ГМ $\sigma_M \leq 0,15$ МПа), а отже єдиним способом ущільнення форми є вплив на неї вібрації. Проведені експерименти з чистим сухим кварцовим піском фракції 0,63 мм показали, що при вільній засипці він мав насипну густину 1524 кг/м^3 з пористістю 40%, а після віброущільнення – 1685 кг/м^3 і пористістю 33,6%. Змінюючи режими віброобробки, досягти граничного значення 1700 кг/м^3 не вдалося, що можна пояснити тим фактом, що дрібніші зерна мають більш гострокутну форму, а отже, гірше віброущільнюються. Відомо, що найбільш потенційно небезпечним з точки зору порушення стійкості форми є зазор між розплавом і ГМ. Згідно [3] в невакуумованій формі протитиск продуктів термодеструкції ГМ в зазорі дорівнює 0,8–4,0 кПа. Розрахунок (природно, без врахування P_B) за (1.2) і (2) бокового тиску $\sigma_z \cdot \xi$ при таких значеннях вихідних параметрів $b=0,08$ м, $\gamma_\phi = 15240 \text{ Н/м}^3$, $\mu=0,5$ $\varphi=30^\circ$ показав, що з відсутністю ущільнення існує ймовірність обвалу форми при наявності навіть мінімального значення тиску з вищенаведеного діапазону. Наприклад, ліва частина нерівності (активний тиск) не виконується, починаючи з $z < 190$ мм. Для ущільненої форми з густиною 1685 кг/м^3 щоб зрівноважити дію мінімального протитиску в зазорі, величина z повинна бути не меншою 170 мм. А для форми з максимальним ступенем зміцнення 1700 кг/м^3 z знижується до 165 мм. Що ж стосується правої частини нерівності (1.2), то вона завжди виконується в разі виконання лівої частини [4]. Застосування ж вакуумування форми суттєвим чином змінює ситуацію в формі. Збільшення тиску на форму сприяє зростанню опору зсуву наповнювача як від дії протитиску продуктів термодеструкції, так і від гідростатичного напору розплаву [1]. У такому разі заливка форми відбувається в режимі заміщення і основним розрахунковим рівнянням буде (1.3), яке показує, що навіть для форми, що не піддавалась дії вібрації, при $P_B = 0,05$ МПа забезпечується її стійкість, хоча і з суттєвими застереженнями—виливки не повинен мати різких переходів по перерізу, глибоких отворів і в ньому відсутні внутрішні порожнини.

ЛІТЕРАТУРА

1. Шуляк В.С., Рибаків С.А., Григорян К.А. *Производство отливок по газифицируемым моделям*. – М.: МГИУ, 2001. – 330 с.
2. Jansen H.A. *Versuche uber Getreidedruck in Silozellen // Z.d. VDI. 1895, b.XXXIX, №35.S. 1045–1049.*
3. Озеров В.А., Шуляк В.С., Плотников Г.А. *Литье по моделям из пенополистирола*. – М.: Машиностроение, 1970. – 183 с.
4. *Литье по газифицируемым моделям / Под ред. Ю.А. Степанова*. – М.: Машиностроение. – 1976. – 224 с.

ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНЕ ОКИСНЕННЯ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Fe–Cr–Al

Ямшинський М. М., Федоров Г. Є. (м. Київ, НТУУ «КПІ» ім. І. Сікорського)

Проблема прогнозування терміну експлуатації та підбору матеріалу стає особливо актуальною під час проектування високотемпературних деталей, коли виникає потреба в оптимізації товщини стінки деталей, наприклад, паливоспалювальних пристроїв котлоагрегатів теплових електростанцій з точки зору економічної ефективності й вартості матеріалу тощо.

Утворення на поверхні високотемпературних сплавів захисного оксидного шару під час окиснення призводить до монотонного збіднення хрому або алюмінію у приповерховому шарі [1]. Особливо критичним це явище є для тонкостінних деталей з обмеженим вмістом основних легувальних елементів. Критичне збіднення Cr та Al в таких деталях з перебігом часу призводить до окиснення елемента основи сплаву – заліза.

Теорія Вагнера [2] була значним кроком до кращого розуміння природи окиснення металів. Проте ця модель має істотні обмеження через припущення гомогенності та монокристалічності оксидної плівки, що унеможлиблює її застосування до таких технологічно важливих оксидів, як Cr_2O_3 і Al_2O_3 . Обидва оксиди є термодинамічно стабільнішими за оксиди заліза, нікелю або кобальту [3, 4] та, відповідно, майже не виявляють відхилень від стехіометрії. Окалина Al_2O_3 утворюється на сплавах Fe-Al, Fe-Cr-Al, Ni-Cr-Al. Установлено, що реакція окиснення відбувається на границі «оксид–метал», внаслідок дифузії молекулярного кисню границями зерен Al_2O_3 до поверхні металу.

У випадку стабільних оксидів (наприклад, Cr_2O_3 та Al_2O_3) показано, що швидкість внутрішнього окиснення лімітована дифузією кисню в сплав. Відповідно, кінетика росту зони внутрішнього окиснення є параболічною.

Сплави з низьким вмістом алюмінію (до 5%) утворюють зовнішню окалину NiO і зону внутрішнього окиснення, що містить шпінель NiAl_2O_4 і Al_2O_3 в широкому температурному інтервалі. При вищих концентраціях алюмінію (5...12%) спостерігається утворення зовнішньої окалини Al_2O_3 . Підвищення температури або концентрації алюмінію (понад 12%) призводить до утворення суцільної зовнішньої окалини Al_2O_3 . Таким чином було підтверджено залежність складу окалини від концентрації алюмінію та визначено мінімальне значення для утворення зовнішньої окалини Al_2O_3 на рівні 7,0...12,5 мас. %.

Система Fe-Al якісно є досить подібною до системи Ni-Al з точки зору температурної залежності складу окалини. Установлено, що вже за відносно невисоких концентрацій алюмінію (від 3 мас. %) в широкому інтервалі температур 500...1000 °C спостерігається характерний склад окалини: тонка прозора плівка Al_2O_3 , вкрита оксидами заліза. Така окалина досить швидко втрачає захисні властивості через надзвичайно високу швидкість росту оксидів заліза. Таким чином, низьколеговані сплави в системах Ni-Al і Fe-Al

є абсолютно технологічно непридатними до застосування за високих температур. З підвищенням концентрації алюмінію стійкість до окиснення цих матеріалів значно покращується. Натомість втрачається пластичність і тріщиностійкість через утворення інтерметалідів NiAl і FeAl.

З перебігом реакції границя «оксид–метал» зміщується всередину вбік зони внутрішнього окиснення, де вміст шпінелі в окалині монотонно збільшується з концентрацією хрому в сплаві з подальшим переходом до утворення зовнішньої окалини Cr₂O₃. Зміна складу окалини під час окиснення відповідним чином відображаються на швидкості окиснення.

Підвищення дифузії алюмінію у фериті сприяє зниженню вмісту алюмінію у сплаві, що загалом підтверджується експериментальними даними. Якщо сплав містить 20 мас. % хрому, то сплав Fe-Cr-Al утворює зовнішній оксид алюмінію вже за 2...3 мас. % алюмінію в сплаві.

Очевидно, що дифузійна теорія внутрішнього окиснення не враховує великої кількості структурних факторів, які впливають на співвідношення кисню та легувального елемента: по-перше, склад внутрішніх оксидів впливає на ефективну швидкість дифузії кисню в зоні внутрішнього окиснення, по-друге, механічне оброблення поверхні впливає на швидкість дифузії основи металу сплаву й в третє, ізоморфність оксидів Cr₂O₃ та Al₂O₃ сприяє швидшому росту зерен у зоні внутрішнього окиснення й обумовлює швидший перехід до щільної зовнішньої окалини [5].

Наведені вище відомості стали основою практичних рекомендацій як до розроблення нових високотемпературних сплавів (хімічний склад, легування, мікроструктура), так і до подальшого оброблення матеріалів (механічне оброблення) з метою підвищення їхньої жаростійкості.

ЛІТЕРАТУРА

1. Bastow, B.D.; Whittle, D.P.; Wood, G.C., Alloy depletion profiles resulting from preferential removal of less noble-metal during alloy oxidation. *Oxidation of Metals* 1978, 12 (5), 413–438.
2. Wagner, C., Reaktionstypen bei der Oxydation von Legierungen. *Zeitschrift fur Elektrochemie* 1959, 63 (7), 772–790.
3. Кубашевский О., Гопкинс Б. Окисление металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1965. – 315 с.
4. Бенар Ж. Окисление металлов. Теоретические основы. – М.: Металлургия 1968. – 499 с.
5. Niu, Y.; Zhang, X.J.; Wu, Y.; Gesmundo, F., The third-element effect in the oxidation of Ni-xCr-7Al (x = 0, 5, 10, 15 at.%) alloys in 1 atm O₂ at 900–1000 °C. *Corrosion Science* 2006, 48 (12), 4020–4036.

УПРАВЛЕНИЕ ТЕПЛООТВОДОМ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ЗАТВЕРДЕВАНИИ ОТЛИВОК В РАЗОВЫХ ФОРМАХ

Ясюков В. В., Лысенко Т. В., Солоненко Л. И. (г. Одесса, ОНПУ)

Скорость кристаллизации и охлаждения отливок является одним из основных факторов, определяющих качество литой детали. Наиболее высокие и стабильные по сечению свойства отливок обычно достигаются при получении однородной и мелкозернистой структуры. Эффективный способ изменения морфологии кристаллизующихся фаз – затвердевание в неравновесных условиях. Вне зависимости от того, через какие технологические параметры проявляет свое влияние на структуру фактор времени, лимитирующим звеном является продолжительность кристаллизации и затвердевания отливок. Чем быстрее протекает этот процесс, тем больше переохлаждение, с увеличением которого изменяется не только количество зародышей и, следовательно, дисперсность структуры, но и форма кристаллитов.

Разовые формы на основе кварцевого песка имеют несомненные преимущества, что объясняет их широкое применение: до 80% отливок из различных сплавов производится по этой технологии. В то же время низкая теплопроводность форм препятствует процессу теплоотвода от затвердевающей отливки через стенки формы в окружающую среду. Это приводит к формированию крупнокристаллической структуры, снижающей физико-механические свойства. Сюда же следует отнести декриптацию активность кварцевых песков, связанную с наличием газо-жидкостных включений, большое количество полиморфных превращений, при которых изменяются термодинамические свойства S_T (энтропия), ΔH_T° (теплота образования при данной температуре), ΔF_T° (стандартное изменение свободной энергии). Также разнятся теплопроводность и температуропроводность. Эти и другие факторы оказывают влияние на тепловые условия формирования отливок. Таким образом для достижения однородной и мелкозернистой структуры следует интенсифицировать теплообменные процессы в системе отливка – песчаная форма – окружающая среда, воздействовать на зародышеобразование и кинетические процессы кристаллизации расплавов.

Теплофизические свойства формовочных смесей с различными огнеупорными материалами значительно разнятся: например, коэффициент аккумуляции теплоты ($\text{Вт}\cdot\text{с}^{1/2}/\text{м}^2\cdot\text{град}$) для кварца 1260, дистенсиллиманита – 1470, циркона – 1820, хромомagnesита – 2100, хромита – 2380. Используя тот или иной огнеупор, можно регулировать скорость охлаждения отливки в широких пределах.

На температуру рабочих поверхностей песчаных форм оказывают влияние противопопригарные покрытия, широко применяемые в технологии. Это создает тепловой барьер, снижает интенсивность теплоотвода и, как результат, мы получаем отливку без пригара с низкими физико-механическими

свойствами. Этот фактор следует учитывать путем изменения геометрических параметров покрытий и их теплопроводности.

Достойную конкуренцию кварцевым пескам составляет оливиновые пески, которые используют для изготовления отливок из чугуна и углеродистых, легированных сталей. Оливин более огнеупорен ($T_{пл}=1890\text{ }^{\circ}\text{C}$), обладает меньшим коэффициентом температурного расширения, не имеет аллотропических превращений; теплопроводность оливина выше, чем у кварца.

В литье по газифицируемым моделям (ЛГМ) термодеструкция пенополистирола происходит за счет поглощения тепловой энергии расплава. При заливке формы чугуном ($T_{зал}=1300\dots1350\text{ }^{\circ}\text{C}$) модель поглощает 14,4 МДж/кг, а сталь ($T_{зал}=1550\dots1600\text{ }^{\circ}\text{C}$) – 20,5 МДж/кг, что уменьшает время кристаллизации металла в интервале $T_{л}-T_{с}$, повышает плотность отливок; развитие усадочных явлений позволяет во многих случаях отказываться от установки прибыли.

Для силуминов интенсификация процесса теплоотвода может быть реализована введением в формовочную смесь эндотермического компонента, либо использованием огнеупора, обладающего более высокой теплопроводностью.

Положительные результаты получены авторами при заливке металла в низкотемпературные формы (НТФ). Результаты экспериментов показывают значительное увеличение скорости охлаждения, реализация явления релаксации за счет выделения скрытой теплоты кристаллизации, и, как итог, существенное повышение механических свойств отливок.

Комплексное влияние на кристаллизующийся металл помимо варьирования скорости охлаждения предусматривает использование факторов: постоянное магнитное поле, внутренние и наружные холодильники, одновременное воздействие давления, охлаждения и керамизации поверхности формы [1] и др. Все эти мероприятия обеспечивают получение отливок с плотным, однородным, мелкозернистым строением. Особенно важно это для отливок из сплавов с широким интервалом кристаллизации.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ясюков В.В. Методы воздействия на процесс формирования отливки / В.В. Ясюков, Т.В. Лысенко, Л.И. Солоненко, Е.А. Пархоменко // *Металл и литье Украины*. – 2018. – №3–4. – С. 42–46.

MATHEMATICAL MODELING OF PROPERTIES OF FORMING MIXTURE USING BISCHOFITE

Ponomarenko O., Berlizeva T.

(Kharkov, National Technical University «Kharkov Polytechnic Institute»)

Ukraine owns a developed universal foundry, which is capable of producing complex castings of any mass from all alloys used in mechanical engineering. The dominant technological process is the manufacture of castings in single sand molds in which 65-70% of castings are obtained. The manufacture of molds and cores from cold-hardening mixtures increases the accuracy of castings, minimizes losses from marriage due to faults of molds and cores, and reduces the complexity of production.

One of the main stages in the manufacture of castings is the stage of preparation of the molding mixture. Improving the quality of castings, cost-effectiveness and efficiency of their production largely depend on the composition and properties of molding mixtures at different stages of their preparation and use. To obtain high-quality castings, molding mixtures must have: strength – the ability to withstand external loads, gas permeability – the ability to pass gases and durability – the ability to maintain their qualities when reused.

Recently, to solve the problem of controlling the properties of molding compounds and their stabilization, the calculation and analytical method based on the planned experiment is widely used.

A mixture on quartz sand with the addition of magnesite and bischofite as a binder was chosen as the object of study. A planned experiment was carried out to simulate the properties of the mixture.

Independent variables were selected quantity: quartz sand, magnesite and bischofite. As the output parameters, we selected the main physic mechanical parameters of the properties of molding compounds: compressive strength, survivability, tensile strength, flaking, and gas permeability.

The obtained regression equations prove the functional relationship between the properties of the mixture with the use of magnesite and hardener - survivability, compressive strength, crumbling, gas permeability and tensile strength.

Suboptimal solutions were obtained in the form of ridge lines, which can be used as a nomogram to evaluate the ratio of the required properties of the mixture.

LITERATURE

1. Demin D.A. *Evaluation methods and optimization of performance indicators of the technological process of smelting. Bulletin of Kharkov State Polytechnic University. – Kharkov. – 2000. Issue. 117. – P. 42–44.*

VESUVIUS PRODUCTS FOR INGOT CASTING

Zalivako O. V. (Kramatorsk, DSEA)

Ingot Casting System.

Products for Ingot Casting: One-Piece Header, Multi-Piece, Multi-Piece Header with Wedges, Stream Protector, Anti-piping, Fluxes

Corrugated boards: Profax* – Litefax* – Kalmin. Specially designed to reduce piping and segregation during ingot solidification, provide ingot casters with reliable, consistent performance, available in a variety of assembly designs.

Recipes: PROFAX, LITEFAX, KALTOP.

Recipes – Anti Piping Compound.

Hot tops. The isolation of a mould can be achieved by different systems: One-piece head, Corrugated Boards, Plates with or without corner pieces, Plates with corner pieces, Corrugated boards, Plates with flange,

New Development: Swinging Kaltop-Plates. Self-opening and closing plate; after removing the «cover» it opens and closes when the liquid steel rises.

Casting stream protection. Recipes of casting stream protection with higher fire resistance than Profax. Garnex material. Recipe for protective rings. Individual solution for each system: protective rings or hoods (ring shaped or funnel-shaped), with or without ears, with or without hole (for the supply of argon), suitable for the size and shape of the trumpet, suitable for the slide system, with or without fibre mat, suitable material with high fire resistance and good «elasticity» at the same time.

Magma Simulation, Magma is a 3d Simulation for Ingot Casting. Simulation of Mold filling, In some cases it is necessary to simulate the filling: Solidification process can occur while filling, get a realistic temperature field in mould and cast.

Simulation of solidification: Simulation of solidification gives various results, there are shrinkage due to solidification, possible areas with Porosity in the cast, solidification time, It shows the efficiency of our insulating / exothermic Hot Top materials with customer moulds. Simulation of segregation. Magma is able to simulate segregation due to solidification for several low alloyed steel grades.

Comparison LITEFAX 1573 – Schamotte Simulation.

Vesuvius – AMITEC: Service, Research & Development, The Amitec* System is a product development and QC device developed to provide comparative analysis of Hot Tops and Topping Compounds. Direct quantitative comparison can be made between different materials. Accurate prediction of the performance under actual steel making conditions.

Наукове видання

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

**МАТЕРІАЛИ
VII Міжнародної
науково-технічної конференції**

Редактори: О. В. Лапченко,
В. А. Корсун

Формат 60 × 84/16. Папір офсетний.
Ум. друк. арк. 13,05. Обл.-вид. арк. 10,9.
Тираж 100 пр. Зам. № 42.

Видавець і виготівник
Донбаська державна машинобудівна академія
84313, м. Краматорськ, вул. Академічна, 72.
Свідоцтво про внесення суб'єкта видавничої справи
до Державного реєстру
серія ДК № 1633 від 24.12.2003.