

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»

ПЕРСПЕКТИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ, МАТЕРІАЛИ І ОБЛАДНАННЯ У ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

МАТЕРІАЛИ
VI Міжнародної
науково-технічної конференції

25–28 вересня 2017 року



Краматорськ
ДДМА
2017

**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 «Енергомашпецсталь»
ТОВ «Краматорський феросплавний завод»**

**ПЕРСПЕКТИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ, МАТЕРІАЛИ
І ОБЛАДНАННЯ У ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ**

**МАТЕРІАЛИ
VI МІЖНАРОДНОЇ
НАУКОВО-ТЕХНІЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ**

25–28 вересня 2017 року

За заг. ред. А. М. Фесенка, М. А. Турчаніна

**Краматорськ
ДДМА
2017**

УДК 621.74(06)

П 27

Рекомендовано до друку вченою радою
Донбаської державної машинобудівної академії (протокол № 10 від 29.06.2017)

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 інституту,
зав. каф. машин і технології ливарного виробництва Запорізького національного
технічного університету (м. Запоріжжя).

Відповідальність за достовірність інформації, поданої в збірнику, несуть автори.

Перспективні технології, матеріали та обладнання у ливарному
П 27 виробництві : матеріали VI Міжнародної науково-технічної конференції,
25–28 вересня 2017 р. / за заг. ред. А. М. Фесенка, М. А. Турчаніна. –
Краматорськ : ДДМА, 2017. – 156 с.

ISBN 978-966-379-806-6.

У збірнику подано матеріали, що висвітлюють актуальні проблеми ливарного ви-
робництва: розробки прогресивних ресурсоощадних технологій одержання литих ви-
робів із різних металів і сплавів у разових ливарних формах і спеціальними способами
лиття, фізико-хімічних основ металів і сплавів, теорії кристалізації та затвердіння ви-
ливків, розроблення й використання перспективних формувальних матеріалів
і сумішей, сучасних технологій виготовлення ливарних форм і стрижнів, моделюван-
ня, комп'ютерних інформаційних технологій, автоматизації та механізації ливарних
і споріднених процесів.

УДК 621.74(06)

Наукове видання

**ПЕРСПЕКТИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ, МАТЕРІАЛИ
ТА ОБЛАДНАННЯ У ЛИВАРНЬОМУ ВИРОБНИЦТВІ**

**МАТЕРІАЛИ VI МІЖНАРОДНОЇ
НАУКОВО-ТЕХНІЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ**

25–28 вересня 2017 року

За заг. ред. А. М. Фесенка, М. А. Турчаніна

Редактори: О. В. Лапченко, В. А. Корсун

Формат 60 × 84/16. Ум. друк. арк. 9,1. Обл.-вид. арк. 10,9. Тираж 20 пр. Зам. № 15.

Видавець і виготівник Донбаська державна машинобудівна академія
84313, м. Краматорськ, вул. Шкадінова, 72.

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи ДК № 1633 від 24.12.2003

ISBN 978-966-379-806-6

© ДДМА, 2017

МІЖНАРОДНИЙ ПРОГРАМНИЙ КОМІТЕТ

Авдєєнко А. П.	зав. кафедри ХіОП ДДМА, канд. хім. наук, проф.
Агравал П. Г	зав. кафедри ТОЛВ ДДМА, канд. хім. наук, доц.
Алієв І. С.	зав. кафедри ОМТ ДДМА, д-р техн. наук, проф.
Бубликов В. Б.	зав. відділу високоміцних спеціальних чавунів ФТІМС НАНУ, д-р техн. наук
Бурбелко Андрій	проф. AGH University of Science and Technology (м. Краків, Польща)
Бистров Ю. О.	виконавчий директор АЛУ
Верховлюк А. М.	директор ФТІМС НАНУ, зав. відділу фізико-хімії сплавів, д-р техн. наук, ст. наук. співроб.
Гринь О. Г.	декан факультету інтегрованих технологій і обладнання ДДМА, канд. техн. наук, доц.
Дашич Предраг	проф. Вищої технічної школи(м. Трстенець, Сербія)
Дібров І. А.	президент Російської асоціації ливарників (м. Москва, Російська Федерація), д-р техн. наук, проф.
Злигорєв В.М.	головний металург ПрАТ «НКМЗ»
Каргінов В. П.	віце-президент АЛУ, керівник групи «Союз», головний експерт
Кассов В. Д.	зав. кафедри ПТМ ДДМА, д-р техн. наук, проф.
Клименко С. І.	директор Департаменту ливарного виробництва, канд. техн. наук
Ковальов В. Д.	ректор ДДМА, д-р техн. наук, проф.
Козлов А. Н.	начальник технічного відділу ливарного виробництва ПАТ «ЕМСС»
Лисенко Т. В.	зав. кафедри ТУЛП ОНПУ, д-р техн. наук, проф.
Луньов В. В.	зав. кафедри МТЛВ ЗНТУ, д-р техн. наук, проф.
Марукович Є. І.	директор Інституту технології металів Національної академії наук 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.
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. 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 з наукової роботи, управління розвитком і міжнародних зв'язків, 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 формотворення 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.

ЗМІСТ

<i>Абдулов А. Р., Жбанков Я. Г.</i> Моделирование процессов затвердевания крупных кузнечных слитков	10
<i>Агравал П. Г., Древаль Л. А., Турчанин М. А.</i> Термодинамическое моделирование метастабильных фазовых превращений с участием переохлажденных жидких сплавов Cu–Fe–(Ti, Zr, Hf)	11
<i>Агравал П. Г., Древаль Л. А., Турчанин М. А.</i> Термодинамические свойства расплавов и критериальная оценка возможности получения высокоэнтропийных объемных аморфных сплавов	13
<i>Бачинский Ю. Д., Бубликов В. Б.</i> Улучшение структурообразования тонкостенных отливок из высокопрочного чугуна при модифицировании в предкристаллизационном периоде	15
<i>Бачинский Ю. Д., Бубликов В. Б., Овсянников В. А., Зеленая Л. А.</i> Эффективность применения высококремниевой лигатуры ФСМг7 при обработке чугуна	16
<i>Бережна О. В.</i> Термічна обробка відновлених електроконтактним методом циліндричних деталей	18
<i>Берчук Д. Н., Бубликов В. Б., Зеленая Л. А.</i> Особенности двухстадийного модифицирования	19
<i>Білий О. П.</i> Дослідження затвердіння прокатних валків	20
<i>Блохина И. О.</i> Влияние предварительного подогрева на качество наплавленного металла	21
<i>Блохина И. О.</i> Повышение физико-химических свойств при плазменной наплавке с токоведущей присадочной проволокой	22
<i>Бондар О. А., Дудзінський Ю. М., Косенкова Т. О.</i> Виготовлення литих деталей зі складними внутрішніми порожнинами за допомогою металевих стрижнів	23
<i>Бубликов В. Б.</i> Влияние кальция на структурообразование и свойства высокопрочного чугуна	24
<i>Бубликов В. Б., Нестерук Е. П., Бачинский Ю. Д., Моисеева Н. П.</i> Ресурсосберегающая технология изготовления отливок из высокопрочного чугуна	25
<i>Буланова М. В., Фартушина Ю. В., Теденак Ж. К.</i> Фазові рівноваги в потрійних системах Ti-Sn-(Ga,Co)	26
<i>Веліканова Т. А., Грайворонський М. В., Заславський О. М., Купрін В. В.</i> Поліморфізм Mn-подібних фаз в спінінгованих сплавах на основі феруму	28
<i>Веліканова Т. А., Грайворонський М. В., Заславський О. М., Осокін Г. А.</i> Орієнтаційні співвідношення між гцк- та примітивною кубічною типу β-Mn фазами в сплавах на основі феруму	30
<i>Верховлюк А. М., Лахненко В. Л.</i> Разработки для литейного производства и металлургии	32
<i>Власов А. Ф., Макаренко Н. А., Куций А. М., Бойко А. Ф., Компанец А. С., Ивченко Н. Ю.</i> Увеличение служебного ресурса деталей, работающих при высоких температурах	33

Власов А. Ф., Макаренко Н. А., Куций А. М., Кончич П. И., Гайворонский А. А. Применение экзотермической смеси для наплавки инструмента горячей обработки	34
Водопьянова А. А., Агравал П. Г., Турчанин М. А. Прогнозирование концентрационной области аморфизации жидких расплавов системы Cu–Ni–Ti–Hf.....	35
Водопьянова А. А., Агравал П. Г., Турчанин М. А. Экспериментальное изучение термодинамических свойств жидких сплавов системы Cu–Ti–Hf.....	37
Водопьянова А. А., Агравал П. Г., Турчанин М. А., Древаль Л. А. Термодинамические свойства жидких сплавов систем Cu–Ni–(Ti, Zr, Hf)	39
Голуб Д. М., Агеева М. В., Наталенко В. В. Анализ материалов для изготовления штампов	41
Гринь А. Г., Дудинский А. Д., Корсун В. А., Соцкий И. М. Влияние режима алитирования на характеристики плавления электрода.....	42
Гринь О. Г., Трембач Б. А., Дудинский А. Д. Влияние оксида хрома на физические параметры шлака при наплавке порошковыми проволоками	44
Дорошенко В. С., Смолянская В. Ф. Маркетинговые коммуникации в литейном производстве.....	46
Дорошенко В. С., Шинский В. О. Методы получения информации о тепловом потоке в литейной форме	48
Дорошенко В. С., Шинський В. О. Можливості формовки з сипких піщаних сумішей чи піску	50
Дорошенко В. С., Шинский В. О. Принцип фильтрационной формовки.....	51
Древаль Л. А., Агравал П. Г., Турчанин М. А., Довбенко А. И., Ильенко С. М., Эффенберг Г. Термодинамическая база данных для направленного поиска перспективных составов дисперсионно-твердеющих ВЭС	53
Дьяченко Ю. Г. Дослідження впливу гартувального потоку на рівень напружень в металевих виробках	55
Евтушенко Н. С., Евтушенко С. Д. Основные направления по улучшению экологических условий в литейных цехах	57
Ефимов М. В., Биктагиров Ф. К., Тарасевич Н. И., Падалка В. Г., Селютин А. А. Оценка плотности металла крупных слитков методами математического моделирования	58
Ефременко Б. В., Белик А. Г., Чигарев В. В. Особенности распределения легирующих элементов в высокоуглеродистом хромоникелевом сплаве, полученном электродуговой наплавкой порошковой лентой	60
Жариков С. В., Гринь А. Г., Соловьев В. М. Исследования влияния экзотермической смеси на неметаллические включения в наплавленном металле.....	61
Зайкіна О. В., Хоружа В. Г., Корнієнко К. Є., Великанова Т. Я. Структура та фазовий склад багатих на алюміній литих сплавів системи Al–Ti–Pt	62
Замятин Н. И., Лысенко Т. В., Замятин С. А. Определение граничных условий применимости метода литья в замороженные формы с замороженными стержнями	63

Іванов В. Г. Вибір оптимальної структури високоміцного чавуну для поршневих кілець малопотужних двотактових двигунів.....	64
Іванов В. Г., Пірожкова В. П., Луньов В. В. Вплив нестехіометричних з'єднань кремнію та магнію на морфологію графіту у чавунах.....	66
Калюжный В. Л., Алиева Л. И., Картамышев Д. А., Махмудов К. Д. Влияние конструктивных параметров матрицы на холодное обратное выдавливание с раздачей пустотелых изделий	68
Калюжный П. Б. Використання техніки псевдозрідження при литті за моделями, що газифікуються.....	70
Ковальчук А. Г., Ямшинский М. М., Федоров Г. Е. Исследование процессов жаростойкого поверхностного легирования отливок.....	71
Костикова Е. И., Матюха М. В., Усенко Р. В., Репях С. И. Распределение воды в песке при его сушке СВЧ-излучением	73
Крикля Л. С., Корнієнко К. Є., Хоружа В. Г. Особливості кристалізації сплавів системи Hf–Ru–Rh.....	74
Лапченко А. В., Абдулов А. Р. Расширение возможностей САД-систем для решения задач при проектировании литейных технологий.....	76
Лисенко Т. В., Тур М. П., Козішкурт Є. М. Управління охолодженням виливків при литті під низьким тиском	77
Лук'яненко І. В., Фесенко М. А. Розроблення технології отримання чавунних виливків з робочою зносостійкою та в'язкою монтажною частинами.....	78
Лютій Р. В. Перспективи забезпечення якості технічної освіти	80
Лютій Р. В., Люта Д. В., Скирденко М. В. Теоретичні основи отримання фосфатних зв'язувальних компонентів	82
Мазорчук В. Ф., Узлов К. И., Репях С. И., Дзюбина А. В. Анализ структурного состояния бронзы БрА9Ж3Л, легированной цинком.....	84
Мазорчук В. Ф., Узлов К. И., Репях С. И., Дзюбина А. В. Механические свойства бронзы БрА9Ж3Л, легированной цинком	85
Мамишев В. А., Шинский О. И., Соколовская Л. А. Об эффективности теплового влияния формы на процесс затвердевания литых заготовок.....	86
Марков О. Є., Герасименко О. В., Косілов М. С., Шевцов С. О. Розробка нових заготовок для поковок відповідального призначення	88
Матюха М. В., Костикова Е. И., Усенко Р. В., Репях С. И. Содержание воды в силикате натрия песчано-жидкостекольной смеси после её тепловой и СВЧ-сушки.....	90
Меняйло Е. В., Хрычиков В. Е. Рациональная продолжительность комбинированного электродугового-электрошлакового обогрева прибылей слитков.....	91
Муратов О. С., Романенко В. М., Мірошников О. М. Сучасний стан використання методу молекулярної динаміки для дослідження структури розплавів металів.....	93
Пастушенко К. Ю, Левченко П. П., Шевченко М. О., Іванов М. І., Судавцова В. С. Термодинамічні властивості сплавів систем Ni–Sb і Ce–Ni–Sb	95

Плис С. Г., Ивченко Н. Ю. Повышение стойкости рабочих валков холодной прокатки	97
Пономаренко О. И., Берлизева Т. В., Гримзин И. А., Мариненко Д. В. Применение формовочных смесей на основе гипса	98
Порохня С. В. Дослідження впливу параметрів шліфувального інструменту на продуктивність очисного обладнання	100
Романова Л. О., Судацова В. С., Левченко П. П., Иванов М. І. Термодинамічні властивості розплавів Cu-La-Sn	101
Сайко Ю. С. Приходько О. В. Огляд сучасних технологічних процесів виготовлення дрібних стрижнів з холоднотверднучих сумішей на синтетичних смолах	102
Самарай В. П. Оптимізаційна модель розподілу щільності в ливарній формі	103
Саркисян Г. А. О проблеме управления скоростью отверждения в ХТС no-bake процессах	105
Селиверстов В. Ю., Селиверстова Т. В. Перспективы прогнозирования распределения сульфидов в углеродистой стали при газодинамическом воздействии в процессе затвердевания	107
Селівьорстов В. Ю., Доценко Ю. В., Доценко Н. В. Дослідження впливу низькочастотної вібрації та модифікування на макроструктуру виливків зі сплаву АК7, що твердіють в кокілі	109
Селівьорстов В. Ю., Доценко Ю. В., Доценко Н. В. Дослідження фізико-механічних властивостей сплаву АК7 при використанні модифікування та низькочастотної віброобробки в процесі затвердіння в металевій формі	110
Семёнов А. Д., Хрычиков В. Е. Анализ кинетических кривых затвердевания с целью определения продолжительности затвердевания отливок из Fe-C сплавов	112
Семёнова Т. В. Оценка энергоёмкости литейного производства	114
Соколов Д. Д., Приходько О. В. Алгоритм розрахунку та коригування шихти при виплавці високоміцного чавуну для виливниць	116
Сокольский В. Э., Пруцков Д. В., Бусько В. М., Казимиров В. П., Роик А. С. Рентгенографическое исследование расплавов системы CaO-Al ₂ O ₃ -SiO ₂	117
Сокольский В. Э., Пруцков Д. В., Бусько В. М., Казимиров В. П., Роик А. С. Рентгенографическое исследование расплавов системы CaO-Al ₂ O ₃ -SiO ₂ с добавками TiO ₂	119
Сторчак-Федюк А. М., Агравал П. Г., Турчанін М. А., Петюх В. М., Великанова Т. Я. Розчинність міді в сплавах Ti-Zr за даними експерименту і термодинамічного розрахунку	121
Сторчак-Федюк А. М., Агравал П. Г., Турчанін М. А., Тихонова І. Б., Великанова Т. Я. Прогноз та експериментальне дослідження об'ємних аморфних сплавів системи Cu-Ti-Zr	123
Судацова В. С., Левченко П. П., Петюх В. М., Шевченко М. О., Иванов М. І., Козорезов А. С. Термодинамічні властивості і фазові рівноваги в сплавах систем La-Sn, La-Ni-Sn	125

Сумец А. В. Повышение ресурса работы плазмотронов для обработки материалов	127
Уткін С. В., Кублій В. З., Слепцов С.В., Бондар А.А., Довбенко О. І., Тіхонова І. Б., Великанова Т. Я. Спільна розчинність бору і нікелю в молібдені.....	128
Фесенко А. Н., Фесенко М. А. Литниковые системы для изготовления чугуновых отливок с дифференцированными свойствами	129
Фесенко А. Н., Фесенко М. А. Исследование технологических процессов внутриформенного модифицирования расплава чугуна	132
Фесенко А. Н., Фесенко М. А., Корсун В. А., Дворниченко А. А. Исследование процессов структурообразования в чугуновых отливках	134
Фесенко А. Н., Фесенко М. А., Корсун В. А., Чичваров М. А. Использование методов промывки и полупромывки для изготовления валков с дифференцированными свойствами в наружном и внутреннем слоях из одного базового расплава.....	135
Фесенко А. Н., Фесенко М. А., Федоров Н. Н. Исследование свойств песчано-глинистых формовочных смесей в зависимости от зернистости наполнителя на основе кварца и содержания влаги	137
Чабак Ю. Г., Пастухова Т. В., Журнаджи В. И., Федун В. И., Трохман В. А., Ефременко В. Г. Модифицирование поверхности высокохромистого чугуна при оплавлении плазменным импульсом	139
Чиркін А. Д., Піллай Р., Галіуллін Т. Р., Квадаккерс В. Дж. Підвищення ефективності кінетично-термодинамічних розрахунків на основі методу CALPHAD у застосуванні до процесів високотемпературної корозії металевих матеріалів	140
Шапран Л. А., Иванова Л. Х., Хитько А. Ю. Биметаллические ролики МНЛЗ.....	142
Шаркина Н. О. Калориметрические исследования жидких сплавов систем Ni – O и I – O – M	144
Ямшинський М. М., Федоров Г. Е. Вплив процесів додаткового легування, мікролегування та модифікування на властивості хромомарганцевого чавуну	146
Ясинский А. А., Бубликов В. Б., Ясинская Е. А. Влияние термической обработки на структуру и механические свойства легированного медью высокопрочного чугуна	148
Ясинский А. А., Бубликов В. Б., Ясинская Е. А. Влияние термической обработки на структуру и механические свойства легированного никелем высокопрочного чугуна.....	150
Ясюков. В. В., Воронова О. И. Формирование свойств отливок при различных способах выплавки стали.....	151
Ясюков В. В., Лысенко Т. В., Солоненко Л. И. Инновационные технологии формирования качественного поверхностного слоя отливки	152
Ясюков В. В., Лысенко Т. В., Солоненко Л. И. Процессы кристаллизации при наложении давления и охлаждения на жидкий металл отливки	154
Rudenko N. A. New technology for manufacturing gradient powder filters	156

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ КРУПНЫХ КУЗНЕЧНЫХ СЛИТКОВ

Абдулов А. Р., Жбанков Я. Г. (ДГМА, г. Краматорск)

Для получения качественных слитков необходимо учитывать влияние следующих параметров: технологического процесса плавки стали, температуры разливки, скорости заполнения изложницы, скорости охлаждения жидкой стали в изложнице и т. д. Также на качество будущих слитков, а следовательно, и поковок, как было показано в работе [1], оказывают влияние геометрические параметры получаемых слитков, такие как соотношение h/D , где h – высота слитка, D – средний диаметр поперечного сечения слитка; конусность слитка; размер прибыльной надставки и т. д. Все эти параметры обуславливают тепловое состояние в процессе охлаждения и кристаллизации.

В настоящей работе был выполнен анализ влияния геометрических параметров крупных кузнечных слитков на характер образования дефектов усадочного характера. В качестве объекта моделирования были выбраны три слитка из стали 38ХМ с соотношениями $h/D = 2,34$, $1,5$ и $3,2$. Масса слитков составила $20,6$ т, $15,1$ т и $26,1$ т, соответственно. Материал изложницы – чугун СЧ25.

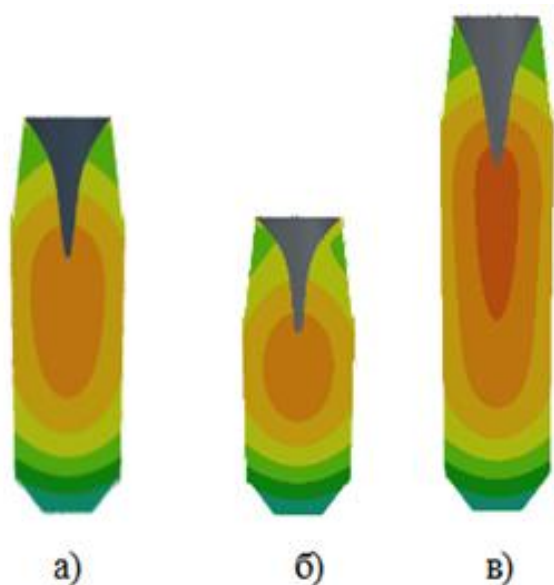


Рис. 1. Результаты моделирования для слитков:
а – $h/D = 2,34$; б – $h/D = 1,5$;
в – $h/D = 3,2$

проникновения раковины в тело слитка наименьшая в связи с продолжительным временем затвердевания слитка и отсутствием предпосылок для образования глубокой усадочной раковины

На рис. 1 представлены результаты моделирования процессов кристаллизации, затвердевания и охлаждения слитков. Полученные результаты демонстрируют, что для всех слитков характерно распространение усадочной раковины из прибыльной надставки в тело слитка. Глубина проникновения раковины в тело слитка, по нашим оценкам, для слитка с $h/D = 2,34$ составляет $0,13h$, для слитка с $h/D = 3,2$ – $0,12h$ и для слитка с $h/D = 1,5$ – $0,09h$. Наличие выраженной раковины у первых двух слитков благоприятствует получению плотных слитков по всему сечению, однако значительная глубина проникновения раковины увеличивает расход металла на получение годного слитка. Для слитка с $h/D = 1,5$ глубина

ЛИТЕРАТУРА

1. Zhang, C. Influence of casting parameters on shrinkage porosity of a 19 ton steel ingot / Zhang C., Bao Y., Wang M. // *La Metallurgia Italiana*. – №. 1. – 2016. – P 37–44.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ С УЧАСТИЕМ ПЕРЕОХЛАЖДЕННЫХ ЖИДКИХ СПЛАВОВ Cu–Fe–(Ti, Zr, Hf)

Агравал П. Г., Древаль Л. А., Турчанин М. А. (ДГМА, г. Краматорск)

Интерес к сплавам систем Cu–Fe–(Ti, Zr, Hf) обусловлен возможностью получения на их основе аморфных сплавов. Научной основой получения подобных материалов является моделирование метастабильных фазовых превращений, протекающих в ходе аморфного твердения фаз. Поэтому целью настоящей работы является разработка термодинамических моделей жидких и твердых сплавов Cu–Fe–(Ti, Zr, Hf) с последующим моделированием метастабильных фазовых превращений.

Для описания температурной и концентрационной зависимости термодинамических свойств трехкомпонентных жидких сплавов Cu–Fe–(Ti, Zr, Hf) была использована модель ассоциированного раствора (АР) [1]. Для нахождения параметров моделей АР использовались полученные нами ранее [2] экспериментальные данные об энтальпии смешения тройных расплавов Cu–Fe–(Ti, Zr, Hf) при температуре 1873 К. Параметры моделей термодинамических свойств ОЦК и ГЦК растворов были найдены с использованием CALPHAD-метода.

Параметры моделей температурно-концентрационной зависимости термодинамических функций смешения жидких и твердых растворов систем Cu–Fe–(Ti, Zr, Hf) были использованы для расчета метастабильных фазовых превращений в системах. Нами были рассчитаны изотермические сечения диаграмм метастабильных фазовых превращений с участием переохлажденных расплавов при температуре 800 К (температуры, принятой в качестве средней температуры стеклования рассматриваемых расплавов), проекций купола расщепления переохлажденных жидких сплавов и линий $x_0^{Ж/(Cu)}$, $x_0^{Ж/(\alpha Fe)}$ и $x_0^{Ж/(\beta Me)}$, которые указывают на составы сплавов, в которых наблюдается равенство между энергией Гиббса жидкой и соответствующей кристаллической фазы ((Cu), (αFe) или (βMe)).

Путем комбинирования участков метастабильных линий ликвидуса, изотерм бинодали $x_{\text{бин}}^{Ж}$ и линий $x_0^{Ж/(Cu)}$, $x_0^{Ж/(\alpha Fe)}$, $x_0^{Ж/(\beta Me)}$ при 800 К были прогнозированы концентрационные области аморфных сплавов различной морфологии: быстрозакаленных (АС), расслаивающихся (РАС) и объемных аморфных сплавов (ОАС) (рис. 1). Внутренние участки концентрационных треугольников, ограниченные жирными сплошными линиями, соответствуют прогнозируемым интервалам, в которых могут быть получены быстрозакаленные аморфные сплавы АС. В каждой из трехкомпонентных систем данная область охватывает большую часть треугольника и не распространяется только на сплавы, богатые титаном, цирконием и гафнием, с одной стороны, и богатые одновременно медью и железом, с другой стороны.

В концентрационной области АС можно выделить два специфических участка. Первый из них образован в результате перекрытия области АС и изо-

термы $x_{\text{бин}}^{\text{Ж}}$ при 800 К. В данной концентрационной области (показана на рис. 1 перекрещенной штриховкой) можно ожидать образование расслоившихся аморфных сплавов (РАС).

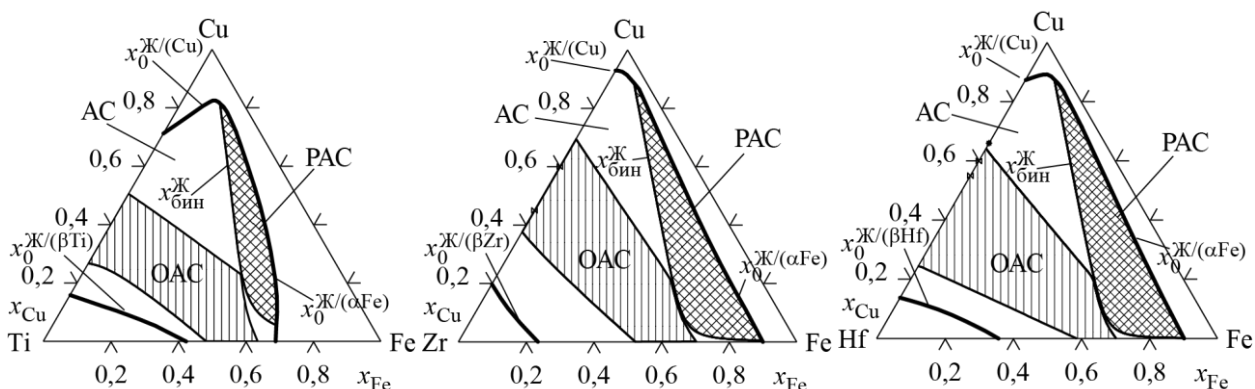


Рис. 1. Прогнозируемые концентрационные области получения быстрозакаленных (АС), расслаивающихся (РАС) и объемных аморфных сплавов (ОАС) систем Cu–Fe–(Ti, Zr, Hf) при температуре 800 К. Различными символами даны составы объемных аморфных сплавов

Второй специфический участок – это концентрационная область, ограниченная метастабильными линиями ликвидуса (показана вертикальной штриховкой), которая, в контексте рассматриваемых представлений, может соответствовать образованию объемных аморфных сплавов (ОАС). В каждой из систем линии $x_{\text{бин}}^{\text{Ж}}$ проходят в непосредственной близости к участкам ОАС, но не пересекают их. Поэтому, согласно результатам наших расчетов, в рассматриваемых системах не следует ожидать образование расслоившихся объемных аморфных сплавов.

Таким образом, в рамках термодинамического подхода и расчета в рамках CALPHAD-метода метастабильных фазовых превращений с участием переохлажденных жидких сплавов в настоящей работе прогнозированы концентрационные интервалы, в которых могут быть получены быстрозакаленные аморфные сплавы, расслоившиеся аморфные сплавы и объемные аморфные сплавы. Полученные результаты расчетов удовлетворительно согласуются с немногочисленной экспериментальной информацией о составах аморфных сплавов в рассматриваемых системах.

ЛИТЕРАТУРА

1. Турчанин, М. А. О применении теории идеального ассоциированного раствора для описания температурно-концентрационной зависимости термодинамических свойств бинарных расплавов / М. А. Турчанин, И. В. Белоконенко, П. Г. Агравал // *Расплавы*. – 2001. – № 1. – С. 58–69.
2. Агравал, П. Г. Взаимодействие компонентов аморфообразующих расплавов меди и железа с титаном, цирконием и гафнием. Часть 1. Калориметрическое исследование энтальпий смешения / П. Г. Агравал, Л. А. Древаль, М. А. Турчанин // *Порошковая металлургия*. – 2017. – № 3–4. – С. 143–153.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РАСПЛАВОВ И КРИТЕРИАЛЬНАЯ ОЦЕНКА ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ ОБЪЕМНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

Агравал П. Г., Древаль Л. А., Турчанин М. А. (ДГМА, г. Краматорск)

Многокомпонентные высокоэнтропийные объемные аморфные сплавы (ВЭС ОАС) (на базе пяти и более основных компонентов) расширили перспективы дальнейших исследований в области аморфных металлических материалов. В качестве основного инструмента направленного поиска новых систем и составов ВЭС ОАС рядом авторов были предложены диаграммы различного типа, среди которых наиболее распространены диаграммы энтальпия смешения $\Delta_m H$ – размерный фактор δ [1], фактор Ω – δ [2]. При этом фактор δ может быть легко рассчитан, поскольку требует данных лишь о мольной доле и атомном радиусе каждого вводимого компонента. В тоже время энтальпия смешения $\Delta_m H$, используемая, в том числе, и для расчета фактора Ω , может быть оценена только с использованием методов расчетной термодинамики, в виду отсутствия экспериментальной информации об этой функции для многокомпонентных сплавов.

Для расчета $\Delta_m H$ зачастую используют модель Миедемы, согласно которой энтальпия смешения многокомпонентного сплава рассчитывается на основании данных о двойных системах. Альтернативой модели Миедемы является модель ассоциированного раствора (МАР), которая обладает рядом преимуществ: высокой точностью описания экспериментальных данных о функциях смешения в бинарных и тройных системах (рис. 1), возможностью расчета избыточной энтропии смешения $\Delta_m S^{ex}$ и оценки температурной зависимости функций $\Delta_m H$ и $\Delta_m S^{ex}$.

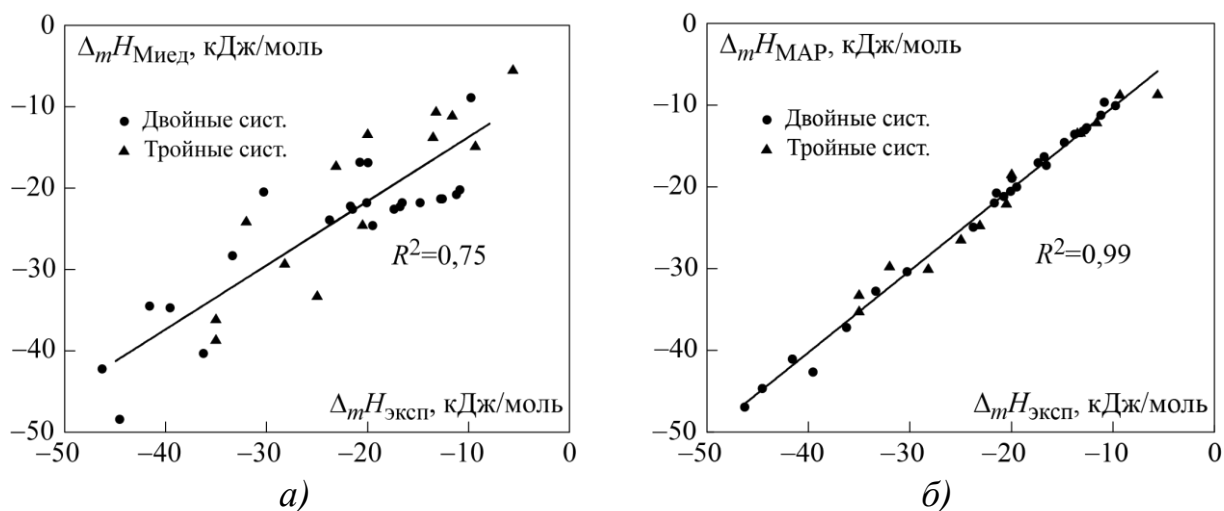


Рис. 1. Результаты сравнения значений интегральной энтальпии смешения для эквиатомных сплавов, рассчитанных по модели Миедемы $\Delta_m H_{Миед}$ (а) и по модели ассоциированного раствора $\Delta_m H_{МАР}$ (б), с экспериментальными значениями $\Delta_m H_{эксп}$

Указанные возможности МАР имеют ключевое значение для использования при разработке ВЭС ОАС. Как показали наши расчеты, для пятикомпонентных ВЭС системы Co–Cu–Fe–Ni–Ti–Zr–Hf в температурной области равновесного существования жидкой и твердой фаз термодинамическая стабильность жидкой фазы велика за счет энтальпийной и энтропийной составляющих. Последняя связана с положительными значениями энтропии смешения $\Delta_m S$ в результате преобладающего вклада конфигурационной энтропии ΔS^{conf} . При температуре стеклования термодинамическая стабильность жидкой фазы увеличивается за счет растущей по абсолютной величине энтальпийной составляющей. $\Delta_m S$ при этой температуре принимает отрицательные значения, что связано со значительным ростом абсолютных величин $\Delta_m S^{ex}$ при понижении температуры на фоне остающегося неизменным вклада ΔS^{conf} .

Значения $\Delta_m H$ и $\Delta_m S^{ex}$, рассчитанные с использованием МАР для пятикомпонентных эквиатомных сплавов Co–Cu–Fe–Ni–Ti–Zr–Hf, позволили уточнить диаграммы $\Delta_m H$ – δ и Ω – δ , представленные в [1, 2] (рис. 2, области образования ВЭС с различными структурами приведены согласно оригинальным работам). В отличие от [2], фактор Ω рассчитывался с использованием $\Delta_m S = \Delta_m S^{ex} + \Delta S^{conf}$. Практически все эквиатомные пятикомпонентные сплавы системы Co–Cu–Fe–Ni–Ti–Zr–Hf являются хорошими кандидатами для получения ВЭС ОАС. Более аккуратная оценка перспективных ВЭС ОАС возможна с использованием диаграммы $\Delta_m H$ – δ для температуры стеклования 800 К (рис. 2, а). Расчеты также показали, что зона образования ОАС (рис. 2, б) может быть расширена по координате Ω вниз.

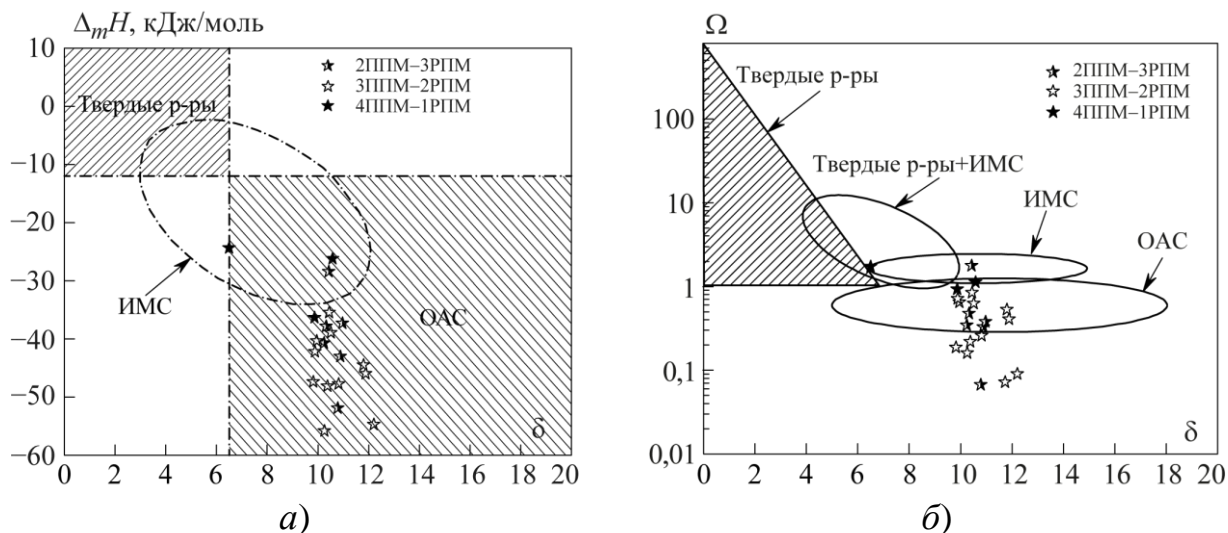


Рис. 2. Диаграммы $\Delta_m H$ – δ для 800 К (а) и Ω – δ для 1890 К (б) для пятикомпонентных эквиатомных сплавов системы Co–Cu–Fe–Ni–Ti–Zr–Hf

ЛИТЕРАТУРА

1. Guo, S. More than entropy in high-entropy alloys: Forming solid solutions or amorphous phase / S. Guo, Q. Hu, C. Ng, e.a. // *Intermetallics*. – 2013. – Vol. 41. – P. 96–103.
2. Yang, X. Prediction of high-entropy stabilized solid-solution in multi-component alloys / X. Yang, Y. Zhang // *Materials Chemistry and Physics*. – 2012. – Vol. 132, No. 2. – P. 233–238.

УЛУЧШЕНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ТОНКОСТЕННЫХ ОТЛИВОК ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА ПРИ МОДИФИЦИРОВАНИИ В ПРЕДКРИСТАЛЛИЗАЦИОННОМ ПЕРИОДЕ

Бачинский Ю. Д., Бубликов В. Б. (ФТИМС НАНУ, г. Киев)

Для предприятий Украины получение отливок из высокопрочного чугуна является проблемным из-за отсутствия качественных шихтовых материалов и применения устаревшей и малоэффективной технологии сфероидизирующего модифицирования в открытых ковшах, которая характеризуется низкой (25–30 %) степенью перехода магния в чугун, пироэффектом и дымовыделением, недостаточной стабильностью получения без отбела отливок с хорошим сочетанием прочностных и пластических свойств. В результате высокой скорости кристаллизации тонкостенных отливок из такого чугуна в их структуре наряду с шаровидным графитом формируется также цементитная фаза. Образование в высокопрочном чугуне половинчатой структуры крайне нежелательно из-за необходимости проведения энергоёмкого графитизирующего отжига для разложения цементитной фазы. Поэтому наряду с высокой степенью сфероидизации графитных включений важнейшим показателем уровня технологии и качества высокопрочного чугуна является отсутствие цементита в литой структуре.

Проблема улучшения структурообразования тонкостенных отливок из высокопрочного чугуна может быть решена путем повышения эффективности модифицирования. Создание новых высокоэффективных методов модифицирующего влияния на предкристаллизационное состояние высокоуглеродистого расплава для оптимизации процессов кристаллизации и фазовых превращений в направлении повышения степени графитизации структуры и измельчения ее составляющих позволит решить проблему получения тонкостенных отливок без отбела, уменьшить усадку и ликвацию, повысить плотность и изотропность структуры, физико-механические и эксплуатационные свойства изделий.

Установлено, что оптимизация структурообразования высокопрочного чугуна в тонкостенных отливках достигается сочетанием модифицирующей обработки в предкристаллизационном периоде с последующей фиксацией эффекта модифицирования быстрой кристаллизацией. Минимизация промежутка времени между модифицированием и началом затвердевания в сочетании со скоростью охлаждения 15–10 °С/с, характерной для толщин стенок отливок 2–3 мм, увеличивает более, чем в 5 раз, количество образующихся при кристаллизации включений шаровидного графита (до 1400–2000 шт/мм²), предотвращает переход к метастабильному механизму кристаллизации, обеспечивает формирование измельченной аустенито-графитной глобулярной эвтектики, увеличивает в 2–3 раза количество феррита в металлической основе, повышает пластические свойства литого материала в 1,5–2,0 раза, увеличивает его надежность и долговечность.

Разработаны параметры ресурсосберегающей технологии изготовления тонкостенных отливок из высокопрочного чугуна с использованием высокоэф-

фективного метода модифицирования расплава в предкристаллизационном периоде специальной железо-кремний-магниевого лигатурой. Модифицирование в проточных реакторах литниковых систем протекает без пироэффекта и выделения в атмосферу оксида магния и других вредных веществ, что коренным образом улучшает условия труда персонала и экологию окружающей среды. Экономия от внедрения разработанной технологии в промышленность достигается за счет уменьшения в 2,0-2,5 раза расхода модифицирующих сплавов, ликвидации операции термической обработки (расход энергии на 1 т отливок уменьшится на 350-400 кВт/час), повышения выхода годного литья от 45-50 % до 65-75 %, улучшения обрабатываемости резанием в 1,3-1,5 раз, повышения коэффициента использования металла в 1,5-5,0 раз, уменьшения массы деталей на 20-30 %, повышения механических свойств и ресурса работы изделий из высокопрочного чугуна.

ЭФФЕКТИВНОСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ ВЫСОКОКРЕМНИЕВОЙ ЛИГАТУРЫ ФСМг7 ПРИ ОБРАБОТКЕ ЧУГУНА

Бачинский Ю. Д., Бубликов В. Б., Овсянников В. А., Зеленая Л.А.
(ФТИМС НАНУ, г. Киев)

Одной из важных, с экономической точки зрения, составляющих технологии производства высокопрочных чугунов является такой параметр железо-кремний-магниевого лигатуры как ее расход. В связи с развивающейся в последние годы тенденцией снижения качества шихтовых материалов (повышенного содержания в них серы, кислорода и других примесей), актуальной становится задача соответствующего регулирования расхода лигатуры при модифицировании для предотвращения снижения свойств отливок ниже регламентированного уровня.

Для получения из высокопрочного чугуна ВЧ500-7 отливки «Втулка» (наружный диаметр 80 мм, высота 280 мм, толщина стенки 10 мм, масса 3,8 кг) была применена литниково-модифицирующая система с центробежным проточным реактором. Исходный чугун выплавляли в индукционной печи из доменного чушкового чугуна марки ПВК-3, ферросилиция ФС75 (для повышения уровня кремния) и 0,1 % (от массы чугуна) порошка графита марки МГ, вводимого в расплав перед выпуском в ковш. Модифицирование проводили разным количеством высококремниевой (~60 % Si) лигатуры ФСМг7 фракции 5-10 мм. Металл готовой отливки имел следующее содержание химических элементов, %: 3,40-3,81 С; 2,75-3,12 Si; 0,28-0,38 Mn; 0,009-0,011 S; 0,05-0,07 P; 0,045-0,060 Mg.

Полученные при отработке технологии данные по изменению механических свойств (испытания образцов с диаметром рабочей зоны 5 мм) отливок в зависимости от расхода лигатуры ФСМг7 представлены на рис. 1.

При расходе лигатуры 0,4 % от массы заливаемого расплава образуется ~80 % вермикулярного графита, остальной – шаровидный: $\sigma_B = 410-470$ МПа, $\delta = 4,0-6,0$ %. При расходе 0,6 % в результате повышения содержания магния

в структуре отливок образуется 90 % шаровидного и 10 % вермикулярного графита – $\sigma_B = 485-560$ МПа, $\delta = 7,5-11,5$ %.

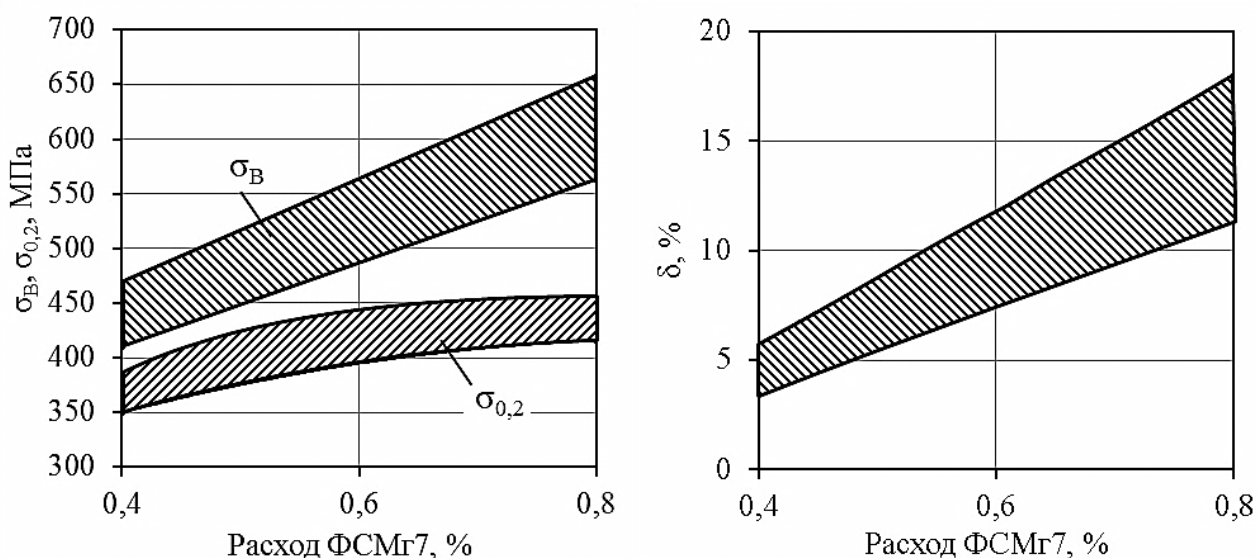


Рис. 1. Зависимость механических свойств высокопрочного чугуна от расхода высококремниевой лигатуры ФСМг7

Максимальный расход лигатуры ФСМг7 (0,8 %) при модифицировании в предкристаллизационном периоде дает структуру из 100 % шаровидного графита (диаметром преимущественно 20-26 мкм в количестве 520-576 шт/мм² при степени сфероидизации на уровне 90-95 %) и феррито-перлитной (от 80 % до 95 % феррита) металлической основы – $\sigma_B = 550-650$ МПа, $\delta = 11-18$ %. Дальнейшее увеличение расхода лигатуры не приводит к существенному изменению механических свойств.

Таким образом, показано, что низкий расход лигатуры ФСМг7 не гарантирует требуемых свойств чугуна из-за формирования в структуре вермикулярного графита. При расходе 0,6 % высококремниевой лигатуры ФСМг7 в большинстве случаев хотя и достигаются требуемые механические свойства высокопрочного чугуна в отливке «Втулка», однако требуется выяснение причин получения прочности ниже необходимого уровня. Повышенный расход используемой лигатуры гарантирует стабильное получение высокопрочного чугуна марки ВЧ500-7.

ТЕРМІЧНА ОБРОБКА ВІДНОВЛЕНИХ ЕЛЕКТРОКОНТАКТНИМ МЕТОДОМ ЦИЛІНДРИЧНИХ ДЕТАЛЕЙ

Бережна О. В. (НТУУ «КПІ», м. Київ)

Працездатність функціональних покриттів, нанесених електроконтактними методами на поверхню циліндричних деталей, багато в чому визначається їх напруженим станом. Залишкові напруження визначають такі властивості відновлених та зміцнених деталей, як міцність зчеплення покриття з поверхнею деталі, тріщиностійкість та втомна міцність, яка є важливим показником ефективності роботи в умовах циклічних навантажень. Електроконтактні методи відновлення та зміцнення поверхні являють собою сукупність операцій нагріву, деформації та охолодження водою, в результаті яких формування остаточної структури нанесеного шару характеризується неоднорідністю дисперсності та механічних властивостей, а також різною чутливістю до концентрації напружень.

Одним з можливих шляхів підвищення якості функціональних покриттів, нанесених електроконтактними методами, та розширення галузі їх раціонального застосування є використання наступної поверхневої термічної обробки струмами високої частоти, яка дозволяє провести нормалізацію поверхневого шару металу, який включає наплавлене покриття та зону термічного впливу, без необхідності піддавати нагріву виріб по всьому об'єму. Отримані співвідношення, які дозволяють визначити основні параметри нагріву: питому потужність, частоту та час прогріву (табл. 1), що забезпечують розрахунок індуктора для нормалізації відновлених поверхонь циліндричних деталей.

Таблиця 1 – Розрахункові та експериментальні дані зміни часу нагріву t_k та питомої потужності p_0 в залежності від діаметру циліндричної деталі з нанесеним функціональним покриттям

D_2 , мм	$t_{k \text{ розр.}}$, с	$t_{k \text{ експер.}}$, с	$p_0 \text{ розр.} \cdot 10^{-6}$, Вт/м ²	$p_0 \text{ експер.} \cdot 10^{-6}$, Вт/м ²
50	35	35	1,8	1,8
60	42	45	1,62	1,61
70	54	55	1,5	1,49
80	68	66	1,38	1,4
90	75	75	1,33	1,33
100	80	82	1,3	1,29
110	94	93	1,25	1,25
120	105	105	1,23	1,23

Запропонований режим термічної обробки є проміжним між гартівним та наскрізним нагрівом, відповідаючи початку гарячого режиму, та забезпечує задані температурні характеристики для поверхневої термічної обробки циліндричних деталей з нанесеним електроконтактним методом функціональним покриттям, а саме: швидкість зростання поверхневої температури не повинна перевищувати 50°C/с із кінцевим значенням $T_0 = 880$ °C.

ОСОБЕННОСТИ ДВУХСТАДИЙНОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ

Берчук Д. Н., Бубликов В. Б., Зеленая Л. А.
(ФТИМС НАНУ, г. Киев)

Изучено влияние содержания кремния в зависимости от скорости охлаждения на структуру высокопрочного чугуна, получаемого двухстадийным модифицированием расплава: сфероидизирующим в ковше и графитизирующим в предкристаллизационном периоде.

Сфероидизирующее модифицирование проводили FeSiMgCa лигатурой в ковше, графитизирующее – FeSiBa внутри литейной формы. Усредненный химический состав чугуна опытных плавок (в % по массе): 3,8 С; 2,4-4,0 Si; 0,032 Mg; до 0,26 Mn; до 0,15 Cr; до 0,02 S; до 0,05 P.

Скорость охлаждения от 13,4 до 1,1 °С/с варьировалась толщиной ступеней технологической пробы от 2 до 12 мм. После модифицирования в ковше FeSiMgCa лигатурой с увеличением содержания кремния в высокопрочном чугуне от 2,4 до 4,0 % при скорости охлаждения 13,4 °С/с количество цементита в структуре снижается от 40 до 6 %. При минимальной скорости охлаждения 1,1 °С/с цементит в количестве 4 % наблюдался только при минимальном содержании кремния.

Дополнительное графитизирующее модифицирование FeSiBa устраняет отбел в структуре ступеней во всем диапазоне изменения содержания кремния. С увеличением содержания кремния при скорости охлаждения 13,4 °С/с количество включений шаровидного графита изменяется не значительно и достигает 1400 шт/мм², а количество феррита увеличивается от 16 до 56 %. Несмотря на существенное увеличение количества феррита, твердость изменяется в узком диапазоне, что связано с упрочнением феррита по мере повышения степени легирования кремнием. При минимальной скорости охлаждения 1,1 °С/с с увеличением содержания кремния количество включений графита в среднем составляет 460 шт/мм², количество феррита изменяется от 80 до 90 %, а твердость в среднем составляет – 1900 МПа.

Дополнительное графитизирующее модифицирование после сфероидизирующего в ковше наиболее эффективно при высоких скоростях охлаждения и повышенном содержании кремния. При высокой скорости охлаждения (13,4 °С/с) образуется максимальное количество включений шаровидного графита, что вместе с повышением содержания кремния обеспечивает увеличение количества феррита в металлической основе до 56 %. При высоком содержании кремния (4,0 %) влияние скорости охлаждения, вызванное разной толщиной стенок, на ферритизацию металлической основы снижается в 3 раза.

ДОСЛІДЖЕННЯ ЗАТВЕРДІННЯ ПРОКАТНИХ ВАЛКІВ

Білий О. П. (НМетАУ, м. Дніпро)

Формування гарячих тріщин, напруг, усадочних раковин, пористості і інших дефектів відбувається при затвердінні вилівка. Тому встановлення впливу конструкції і матеріалу ливарної форми на процес затвердіння виливків є важливим науковим і практичним завданням.

Експериментальні дослідження процесів затвердіння проводили за допомогою термопар на прокатному валку масою ~ 2200 кг з високоміцного чавуну мас. %: С-3,10; Si-1,41; Mn-0,58; P-0,214; S-0,010; Cr-0,34; Ni-0,91; Mg_{залиш}-0,03. Аналіз експериментальних кривих охолодження бочки валка Ø450 мм показав, що чавун, залитий при температурі ~ 1320 °С, практично не має, відповідно до класичною схемою, перегріву розплаву в формі. Це обумовлено тим, що заповнення форми здійснюється через сифонну литникову систему з тангенціальним підведенням живильника. При інтенсивному обертанні металу теплота перегріву втрачається спочатку в піщано-глинистої формі нижньої шийки, а потім у кокільній частині форми бочки, а далі в піщано-глинистих формах верхньої шийки і надливу Ø330 мм. Тому, вже через 3 хв. температура розплаву зменшувалася на 90 °С - з 1320 °С до 1230 °С.

Термопара, яка була встановлена в осьовій зоні вилівка, показувала температуру евтектичної кристалізації ~ 1115 °С у чавуні, модифікованому магнієм. Таке зниження температури в порівнянні зі значеннями, наведеними на діаграмі стану Fe-C, обумовлено специфікою лиття валків у комбінованій формі, переохолодженням розплаву, а також підвищеним вмістом фосфору і магнію. Загальна тривалість затвердіння валка становила ~ 80 хв. За цього, спостерігали прискорене просування фронту затвердіння в поверхневій зоні на глибину до 20...40 мм і в осьовій зоні - 160...225 мм [1].

Були виконані дослідження мікроструктури в бочках валків, нижніх і верхніх шейках [2]. Результати експериментальних досліджень використовували при моделюванні процесу затвердіння валків різних типорозмірів з метою встановлення часу початку теплоізоляції ливарної форми від навколишнього середовища [3].

ЛІТЕРАТУРА

1. Комплексномодифицированные валковые чугуны / Л. Х. Иванова, Я. С. Маймур, И. А. Осипенко, А. П. Белый, Д. В. Муха // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії: зб. наук. праць. –Краматорськ: ДДМА, 2014. – № 1(32). – С. 75–79.
2. Белый, А. П. Теплофизические процессы регулирования теплоотвода при затвердевании чугуновых прокатных валков. / А. П. Белый // Литье. Металлургия.2015: материалы международной научно-практической конференции (26–28 мая 2015 г., г.Запорожье) / Под общ. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.И. – Запорожье: ЗТПП, 2015. – С. 24–25.
3. Адаптация модели LVMFLOW к процессу затвердевания чугунового прокатного валка / В.Е. Хрычков, А.П. Белый, Е.В. Меньяло, Д.В. Маркелова // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії: зб. наук. праць. – Краматорськ: ДДМА, 2012. – № 4 (25). – С. 160–163.

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ПОДОГРЕВА НА КАЧЕСТВО НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА

Блохина И. О. (ДГМА, г. Краматорск)

При сварке и наплавке крупногабаритных массивных деталей из закаливаемых сталей (что особенно характерно для металлургического производства), чтобы избежать резкой подкалки и образования холодных трещин, применяют предварительный и сопутствующий подогрев. Время предварительного нагрева крупногабаритных валков, например, опорных валков из стали 9ХФ диаметром 100 мм и массой 41 т, восстанавливаемых наплавкой, составляет 36-48 ч. [1]. Однако, при более быстром нагреве возможно его разрушение под действием внутренних напряжений из-за неравномерного нагрева. Следует отметить, что продолжительность наплавки и сопутствующего подогрева по всей длине бочки валка зависит от наплавленного слоя.

Исследования влияния способа предварительного подогрева, его температуры и продолжительности на свойства наплавленного металла проводили на стали 9ХФ и 30ХГСА [2]. С учетом предварительного анализа, критериями оценки влияния способа, времени и температуры предварительного подогрева на свойства исследуемых металлов являлись: склонность металла к образованию горячих трещин, содержание кислорода в металле шва и ударная вязкость.

Исследования показали, что при повышении температуры нагрева увеличивается толщина оксидной пленки на поверхности образцов, соответственно растет содержание кислорода в шве и количество горячих трещин в поперечном сечении шва. Для деталей 30ХГСА и 9ХФ критический темп деформации при нагреве образцов в печи сопротивления резко падает с увеличением температуры и времени подогрева [3]. При нагреве газовыми горелками такого практически не происходит.

Таким образом, предварительный подогрев основного металла перед сваркой и наплавкой и сопутствующий подогрев в процессе сварки и наплавки существенно снижают остаточные сварочные напряжения и деформации в сварных и наплавленных конструкциях.

ЛИТЕРАТУРА

1. Сидоров, А. И. Восстановление деталей машин напылением и наплавкой / А. И. Сидоров. – М.: Машиностроение, 1987. – 192 с.
2. Дюмин, И. Е. Ремонт дорожных машин, автомобилей и тракторов: учебник. – М.: Мастерство, 2001.
3. Сараев, Ю. Н. Способы повышения трещиностойкости сварных соединений легированных сталей типа 30ХГСА / Сараев Ю. Н., Чинахов Д. А., Штигунова О. И. // Технология машиностроения. – 2001. – № 1. – С. 35–39.

ПОВЫШЕНИЕ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРИ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКЕ С ТОКОВЕДУЩЕЙ ПРИСАДОЧНОЙ ПРОВОЛОКОЙ

Блохина И. О. (ДГМА, г. Краматорск)

Плазменная наплавка медных сплавов и коррозионностойкой хромоникелевой стали применяется при изготовлении изделий, к поверхности которых предъявляются требования по коррозионной стойкости и антифрикционным свойствам.

Были проведены металлографические исследования наплавленных медных сплавов с целью определения структуры наплавленного металла.

Металлографические исследования показали, что в образцах, полученных наплавкой медных сплавов на стали, структура металла наплавки практически не отличается от полученного наплавкой этих же сплавов на пластины из аналогичного медного сплава.

При необходимости наплавки оловянных бронз предварительно на сталь наплавляют подслои из бронзы [1].

Результаты определения механических свойств наплавленных образцов показали, что прочность полученного соединения находится на уровне менее прочного металла.

Усталостная и коррозионно-усталостная прочность образцов диаметром 50-60 мм, полученных наплавкой, значительно выше аналогичных свойств образцов, наплавленных под флюсом и ручным аргонодуговым способом.

Практика показала, что качественная наплавка возможна при применении определенных технологических приемов.

Применение плазменной наплавки вместо ручной аргонодуговой при изготовлении поршней арматуры диаметром 80-140 мм позволило получить большую экономию, при этом трудоемкость его изготовления снизилась.

Применение плазменной наплавки вместо напрессовки защитной рубашки при изготовлении штырей рулей снизило трудоемкость изготовления одного изделия, а также расход коррозионностойкой хромоникелевой стали.

Применение плазменной наплавки с токоведущей присадочной проволокой медных сплавов и хромоникелевых аустенитных сталей на сталь обеспечивает получение высоких физико-химических свойств рассматриваемых соединений разнородных металлов

Вышеизложенное позволяет изготавливать с применением наплавки изделия различного назначения при значительной экономии сплавов и сталей [2].

ВИГОТОВЛЕННЯ ЛИТИХ ДЕТАЛЕЙ ЗІ СКЛАДНИМИ ВНУТРІШНІМИ ПОРОЖНИНАМИ ЗА ДОПОМОГОЮ МЕТАЛЕВИХ СТРИЖНІВ

Бондар О. А., Дудзінський Ю. М., Косенкова Т. О. (ОНПУ, м. Одеса)

В теперішній час в машинобудуванні необхідна велика номенклатура литих деталей зі складними внутрішніми порожнинами, до якості яких пред'являються підвищені вимоги.

Формування таких порожнин за допомогою піщаних стрижнів на основі різних зв'язуючих викликають складнощі, пов'язані, в основному, з труднощами видалення стрижня з готового виробу та високої шорсткості внутрішньої поверхні відливки.

Тому, розглянемо умови формування внутрішньої порожнини за допомогою металевих стрижнів.

При виготовленні виплавлюваних металевих стрижнів основне значення має технологія виготовлення, матеріал і конструкція виплавлюваного стрижня.

Металеві стрижні можна одержувати відомими традиційними способами лиття – литтям під тиском, у кокіль та іншими. Іноді виливки стрижнів піддають додатковій механічній обробці або повністю виготовляють механічним шляхом. Поряд із традиційними способами одержання виплавлюваних стрижнів, розробляються і спеціальні, призначені безпосередньо для виготовлення стрижнів [1, 2].

На якість литих металевих стрижнів впливають температури заливання і підігріву прес-форми.

В результаті дослідження впливу температури заливання і підігріву прес-форми на величину шорсткості литих металевих стрижнів було встановлено, що ці залежності мають яскраво виражену область мінімуму. Наприклад, для сплаву Cd – Zn оптимальною температурою прес-форми є діапазон від 313 до 343 К.

Аналогічний характер має вплив на шорсткість поверхні стрижня температура заливання і природа сплаву, що заливається.

Оскільки металеві виплавлювані стрижні виготовляються з матеріалу з температурою плавлення значно нижче температури плавлення матеріалу вилівка, у якому оформляється порожнина, при безпосередньому контакті такого стрижня з рідким металом може відбутися його передчасне оплавлення, тобто він може почати плавитися до того, як у виливку з боку стрижня наморозиться кірка достатньої товщини. Внаслідок цього можуть відбутися змішування металу вилівка з металом стрижня, викривлення геометрії внутрішньої порожнини вилівка, утворення напливів на її внутрішній поверхні, що приводить до браку. Щоб цього уникнути, робочу поверхню виплавлюваного стрижня покривають теплозахисним покриттям [3].

У деяких випадках застосовують захисне покриття з металу з високою температурою плавлення. Застосування покриттів, захисних або теплозахисних, на робочій поверхні виплавлюваних стрижнів значно розширює можливості їх використання, дозволяє розв'язати одну з головних проблем при литті з виплав-

лованими стрижнями – попередження передчасного розплавлення стрижня. При заливанні рідкого металу теплозахисне покриття зменшує тепловий удар на стрижень і дозволяє управляти його розплавленням. Воно необхідно також для того, щоб регулювати швидкість відводу тепла від вилівка до стрижня, а отже, і швидкість її затвердіння.

Таким чином, за допомогою металевих стрижнів маємо змогу отримувати литі деталі зі складними внутрішніми порожнинами.

ЛІТЕРАТУРА

1. Иванова, Л. А. Исследование процесса формообразования отливок с тонкими полостями при помощи металлических стержней [Текст] / Иванова Л. А., Бондарь А. А. // Вестник Донбасской государственной машиностроительной академии. – 2006. – № 3(5). – С. 63–66.
2. Бондарь, А. А. Исследование процесса формирования отливок с тонкими полостями [Текст] / Бондарь А. А. // Труды Одесского национального политехнического университета. – 2007. – Вып. 1 (27). – С. 11–13.
3. Иванова, Л. А. Исследование теплового режима стержня с теплофизической защитой [Текст] / Иванова Л. А., Бондарь А. А. // Металлургическая и горнорудная промышленность. – Днепропетровск. – 2007. – № 2. – С. 28–30.

ВЛИЯНИЕ КАЛЬЦИЯ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

Бубликов В. Б. (ФТИМС НАНУ, г. Киев)

Наблюдаемое в последнее время резкое снижение качества шихтовых материалов приводит к увеличению содержания в чугуне вредных примесей (серы, кислорода, титана, свинца и др.), что затрудняет стабильное получение качественного высокопрочного чугуна с шаровидным графитом в технологиях, основанных на модифицировании расплава ферросилиций-магниевыми и никель-магниевыми лигатурами. Улучшить условия получения высокопрочного чугуна позволяет применение железо-кремний-магний-кальциевой лигатуры (ЖКМК). Экспериментально установлено, что при получении высокопрочного чугуна модифицированием лигатурой ЖКМК-4, содержащей 7,5 % Mg и 6,9 % Ca, предельно допустимый уровень содержания серы в исходном расплаве в 1,5-2,0 раза выше, чем при модифицировании ферросилиций-магниевого лигатурой ФСМг7 или никель-магниевого лигатурой совместно с ферросилицием.

Целью работы являлось исследование влияния кальция в составе лигатуры ЖКМК-4 на кристаллизацию, структурообразование и механические свойства высокопрочного чугуна.

При исследовании склонности к отбелу установлено, что отлитые из высокопрочного чугуна, модифицированного 0,9 % никель-магниевого лигатуры с 15 % Mg и 1 % ферросилиция ФС75, пластины толщиной 5 мм в изломе имели структуру белого чугуна, а толщиной 10 мм – отбеленные зоны. В пластинах аналогичной толщины, отлитых из модифицированного 2,5 % ЖКМК-4 высокопрочного чугуна, отбел не образовался.

Кальций, вводимый в чугун из лигатуры ЖКМК-4, оказывает комплексное действие, обеспечивающее нейтрализацию вредных примесей, уменьшение степени переохлаждения, образование дополнительных центров графитизации, которые ускоряют эвтектическую кристаллизацию. Установлено значительное снижение объемной усадки высокопрочного чугуна, модифицированного магнием-кальциевой лигатурой, в результате увеличения количества графитной фазы, образующейся в процессе затвердевания. Кальций, рафинируя расплав и интенсифицируя графитизацию, повышает пластичность и усталостную прочность, уменьшает анизотропию механических свойств высокопрочного чугуна в отливках.

Высокопрочный чугун для тонкостенных отливок рекомендуется дополнительно модифицировать в литейной форме силикокальцием.

РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОТЛИВОК ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

Бубликов В. Б., Нестерук Е. П., Бачинский Ю. Д., Моисеева Н. П.
(ФТИМС НАНУ, г. Киев)

Применение ресурсосберегающих и энергетически эффективных технологий способствует повышению конкурентоспособности отечественной металлопродукции на внутреннем и внешнем рынках. В настоящее время затраты на энергию и сырье в черной металлургии и литейном производстве достигают 60 % от суммарных расходов. Применение высокопрочного чугуна обеспечивает получение значительной экономии за счет снижения массы готовых изделий, уменьшения механической обработки, снижения производственных затрат, увеличения производительности, надежности и долговечности машин и оборудования. Объем производства высокопрочного чугуна непрерывно увеличивается и составляет ~25 % от всего выпуска отливок, что превышает объем стального литья в 2,5 раза [1]. Структура и свойства высокопрочного чугуна существенно зависят от способов и режимов его модифицирования. Разработка и усовершенствование эффективных процессов модифицирования расплава открывают перспективы для создания новых марок высокопрочных чугунов многофункционального и специального назначения с повышенными физико-механическими и служебными характеристиками. Прогрессивным способом повышения эффективности модифицирования чугуна является проведение обработки его в проточном реакторе, расположенном в литниковой системе. Модифицирование в литейных формах позволяет значительно улучшить санитарную обстановку в цехах и уменьшить загрязненность окружающей среды оксидами магния и другими вредными соединениями. При этом происходит сближение во времени процессов модифицирования и кристаллизации в чугуне. В результате такого модифицирования процесс зародышеобразования в чугуне происходит интенсивнее, что обеспечивает высокий уровень сфероидизации графитных включений без образования отбела в структуре отливок. Созданный технологи-

ческий процесс, наряду с высоким качеством литых изделий, позволяет уменьшить в 2,2...2,5 раза расход модификаторов с магнием для получения высокопрочного чугуна, по сравнению с традиционным способом обработки металла в ковше. Формирование безцементитной структуры высокопрочного чугуна в литом состоянии исключает из производственного цикла операций графитизирующего модифицирования (экономия до 5 кг ФС75 на 1 т жидкого металла) и термической обработки (экономия 300...400 кВт/ч электроэнергии на 1 т изделий) при повышении выхода годного литья с 45...50 % до 65...75 %.

ЛИТЕРАТУРА

1. 50th census of world casting production // *Modern casting*. – 2016. – № 12. – P. 25–29.

ФАЗОВІ РІВНОВАГИ В ПОТРІЙНИХ СИСТЕМАХ Ti-Sn-(Ga, Co)

Буланова М. В., Фартушна Ю. В. (ІПМ НАНУ, м. Київ),
Теденак Ж. К. (УМ2, Франція, м. Монпельє)

Потрійні системи Ti-Ga-Sn і Ti-Co-Sn представляють інтерес для широкого спектра використання – від аерокосмічного комплексу до медицини. Знання діаграм стану цих систем необхідно для розробки матеріалів із заданим і керованим комплексом властивостей. До початку нашої роботи по системі Ti-Sn-Ga даних не було, по системі Ti-Co-Sn були опубліковані результати термодинамічного моделювання [1], що викликали сумніви, і ізотермічний переріз при 800 °С [2]. Тому метою даної роботи було вивчити фазові рівноваги в обох системах.

Сплави готували в електродуговій печі з компонентів високої чистоти і досліджували комплексом методів фізико-хімічного аналізу: мікроструктурним, локальним мікрорентгеноспектральним, ДТА, рентгенівським.

Система Ti-Sn-Ga [3, 4]. При 1300 °С всі фази утворюють широкі області твердих розчинів. Сполуки Ti_3Sn і Ti_3Ga ізоструктурні (структура типу Ni_3Sn , *hP8-P6₃ / mmc*). Ti_3Sn плавиться конгруентно при 1670 °С, Ti_3Ga утворюється за перитектоїдною реакцією при 1030 °С. Згідно з отриманими результатами, при температурах солідус Ti_3Sn розчиняє до 5, а при 1300 °С – до 13.5 % (ат.) Ga. Ця тенденція свідчить про можливість утворення неперервного ряду твердих розчинів (НРТР) між цими сполуками нижче 1030 °С. Побудовано Це підтверджується полі термічним розрізом уздовж ізоконцентрати 75 % (ат.) Ti.

Ізоструктурні сполуки Ti_2Sn і Ti_2Ga (типу Ni_2In , *hP6-P6₃ / mmc*) при температурах солідус утворюють НРТР, який вище 1300 °С піддається розшаруванню. При 1300 °С розчинність Sn в Ti_2Ga становить 14 % (ат.), Ga в Ti_2Sn – близько 2 % (ат.).

Сполуки Ti_5Sn_3 і Ti_5Ga_4 мають споріднені структури (типу Mn_5Si_3 , *hP16-P6₃ / mcm* Ti_5Ga_4 , *hP18-P6₃ / mcm*, відповідно). Нами показано, що вони утворюють НРТР $Ti_5(Sn,Ga)_{3-4}$ як при температурах солідус, так і при 1300 °С. В інтервалі від 0 до ~ 12 % (ат.) Ga область гомогенності фази переважно витягнута в напрямку Ga, а при більшому вмісті галію – уздовж ізоконцентрати ~ 57 %

(ат.) Тi. У першому інтервалі твердий розчин представляє собою фазу впровадження, в другому – заміщення.

Нами виявлено потрібну сполуку τ (типу Nb_5SiSn_2 , *tI32 - I4 / mcm*), яка існує як при температурах солідус, так і при 1300 °С. Сполука містить 62.5 % (ат.) Тi і тягнеться уздовж цієї ізоконцентрати від 4.5 до 32 % (ат.) Ga.

Наводяться концентраційні залежності періодів ґратки розглянутих фаз.

При 1300 °С вказані фази утворюють трифазні області (βTi) + (Ti_3Sn) + (Ti_2Ga), τ + (Ti_3Sn) + (Ti_2Ga), τ + (Ti_3Sn) + (Ti_2Sn), τ + (Ti_2Sn) + $\text{Ti}_5(\text{Sn,Ga})_{3-4}$, τ + (Ti_2Ga) + (Ti_5Ga_3), τ + (Ti_5Ga_3) + $\text{Ti}_5(\text{Sn,Ga})_{3-4}$. Характер ізотермічного перерізу істотно відрізняється від проекції поверхні солідус.

Система Ti-Co-Sn [5, 6]. Згідно з отриманими даними, в литих сплавах сполуку CoTiSn (τ_2) не виявлено, що спростовує дані [1], де фаза показана в рівновазі з розплавом. Після відпалу сплаву складу CoTiSn при 1000 °С цю сполуку спостерігали. Це свідчить про її утворення за перитектоїдною реакцією при температурі, дещо вище 1000 °С. Сполука Co_2TiSn (τ_1) плавиться конгруентно і має найбільш широку область первинної кристалізації. Сполука має цікаву конфігурацію області гомогенності, що за формою нагадує спотворений трикутник. Це визначається спорідненістю кристалічних структур TiCo , TiCo_2Sn і CoTiSn . Фаза (Ti_5Sn_3) є фазою впровадження, як і в разі системи Ti-Ga-Sn.

Проекція поверхні ліквідус системи в вивченої області складів характеризується наявністю областей первинної кристалізації фаз на основі компонентів ((βTi) та (αCo)), бінарних сполук систем Ti-Co (всі сполуки), Ti-Sn (Ti_3Sn , Ti_2Sn , Ti_5Sn_3 , Ti_6Sn_5) і CoSn ($\beta\text{Co}_3\text{Sn}_2$, CoSn), а також потрібної сполуки τ_1 . Найбільш широкі області мають фази τ_1 і (TiCo). Проекція поверхні солідус включає 13 трифазних областей. Вони утворюються в результаті перебігу нонваріантних чотирифазних реакцій, п'ять з яких мають евтектичних характер, вісім – перехідний. Крім того, в системі мають місце вісім трифазних нонваріантних рівноваг, що відповідають максимумам температур поверхонь солідус двофазних областей.

ЛІТЕРАТУРА

1. Yin F., Tedenac J. C., Gascoin F. *Thermodynamic modelling of the Ti-Sn system and calculation of the Co-Ti-Sn system* // CALPHAD – 2007. – Vol. 31. – P. 370–379.
2. Stadnyk Yu., Romaka L., Horyn A., Tkachuk A., Gorelenko Yu., Rogl P. *Isothermal sections of the Ti-Co-Sn and Ti-Co-Sb systems* // J. Alloys Compds. – 2005. – Vol. 387. – P. 251–255.
3. Fartushna I., Bulanova M., Colinet C., Tedenac J.C. *Stability of the D8m-Ti₅Sn₂Ga compound. Experimental determinations and first principle calculations* // J. Chem. Thermodynam. – 2014. – 78. – P. 269-277.
4. Bulanova M., Tedenac J. C., Fartushna I., Ayrat R. M., Samelyuk A., Fedirko S. *Isothermal section of the Ti-Ga-Sn system at 1300 °C* // J. Alloys Compds. – 2016. doi: 10.1016/j.jallcom.2016.11.382.
5. Fartushna I., Bulanova M., Ayrat R.M., Tedenac J.C., Zhudenko N., Meleshevich K., Romanenko Y. *Phase equilibria in the crystallization interval in the Ti-Co-Sn system at above 50 at.% Ti* // J. Alloys Compds. – 2016. – 673. – P. 433–440. doi: 10.1016/j.jallcom.2016.01.160.
6. Fartushna I., Bulanova M., Ayrat R.M., Tedenac J.C., Meleshevich K. *Phase transformations and phase equilibria in the Co-Sn-Ti system in the crystallization interval* // J. Solid State Chem. – 2016. – 244. – P. 93–99. dx.doi.org/10.1016/j.jssc.2016.09.013.

ПОЛІМОРФІЗМ Mn-ПОДІБНИХ ФАЗ В СПІНІНГОВАНИХ СПЛАВАХ НА ОСНОВІ ФЕРУМУ

Веліканова Т. А. (ІПМ НАНУ, м. Київ), Грайворонський М. В.
(НТУУ «КПІ», м. Київ), Заславський О. М. (УкрНДІ «Ресурс», м. Київ),
Купрін В. В. (ІПМ НАНУ, м. Київ)

При розробці нових рецептур високолегованих молібденовмісних інструментальних сталей, серед іншого, слід враховувати можливість формування впорядкованих метастабільних високодисперсних манганоподібних твердих розчинів, що утворюються при різних режимах термічного впливу, вміст і розподіл яких у матеріалі безпосередньо визначають його експлуатаційні властивості. З метою створення умов для формування у сталях Mn-подібних фаз вихідний розплав складає 75,5Fe10Mo14,5C ат. %. спінігували зі швидкістю порядку 10^6 K/c за методикою плаского литва.

З урахуванням високої кристалографічної спорідненості і нанорозмірності Mn-подібних фаз, в одержаних спінігтованих стрічках (товщиною 30 мкм) їх ідентифікували методами рентгенівської дифрактометрії та просвічуючої електронної мікроскопії як доповнюючих один одного. Результуючий фазовий склад контактної поверхні стрічок такий: $96\pi + 2\gamma + \alpha + \chi$, де π — метастабільна фаза типу β -Mn ($P4_132$, 20 ат./ел. ком.), χ — метастабільна фаза типу α -Mn ($I43m$, 58 ат./ел. ком.), α — ОЦК-тверді розчини на основі Fe, ізоструктурні δ -Mn, γ — ГЦК-тверді розчини на основі Fe, ізоструктурні γ -Mn [1].

В даній роботі ПЕМ-методом (з використанням JEM-100CXII) розглядається послідовність взаємних перетворень Mn-подібних фаз при охолодженні досліджуваного сплаву.

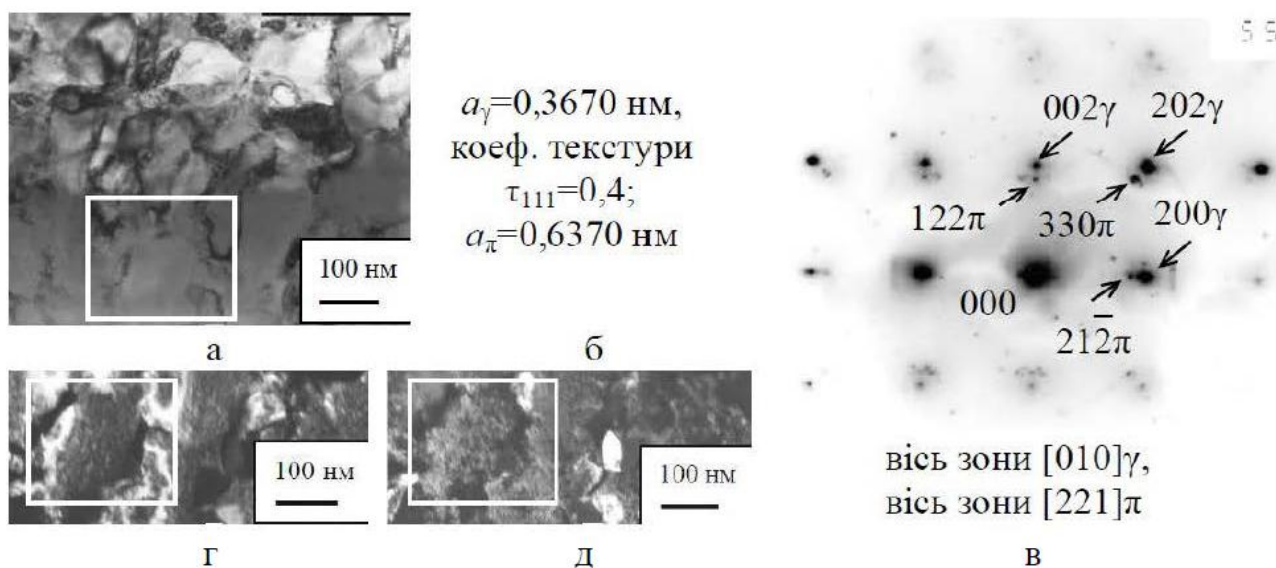


Рис. 1. Мікроструктура та електронна мікродифракція контактної поверхні спінігрованої стрічки 75,5Fe10Mo14,5C ат. %.: світле поле (а); періоди кристалічної ґратки фаз (б); мікродифракція (в); темне поле в рефлексі (202) γ (г); темне поле в рефлексі (330) π (д)

Мікроелектронограма зразка сплава (рис. 1, а), серед інших, містить суперпозицію сіток двох типів: сильних дифузно-розмитих максимумів, що індициуються в рефлексах γ -фази, та слабких рефлексів, які відповідають структурі π -фази (рис. 1, в). Первинно закристалізовані дендрити на рис. 1 б відповідають γ -фазі, про що свідчить темнопольне зображення в рефлексі $(202)\gamma$ з контрастом в полі дендритних гілок у вигляді рейкової структури (рис. 1, г). В процесі охолодження в твердому стані відбувається $\gamma \rightarrow \pi$ перетворення (рис. 1 в), підтвердженням чого є темне поле в рефлексах $(330)\pi$ у вигляді високодисперсного пластинчастого контрасту всередині рейкових формувань (рис. 1, д). Перетворення є бездифузійним, що відбувається за деформаційним механізмом.

Термічні перетворення в спінінгованих стрічках проходять локалізовано і не встигають усереднитися за об'ємом. Так, схожа на відпалену мікроструктура деяких ділянок зразка (рис. 2, а) відповідає завершеному $\gamma \rightarrow \pi$ (рис. 2, б) перетворенню, про що свідчить нанорозмірний пластинчастий контраст в полі вироджених γ -поліедрів, подібний до такого на рис. 1, д.

Точкова мікроелектронограма на рис. 2, б індициується також в рефлексах і χ -фази. Наявність розмитих рефлексів-тяжів, розміщених на дифузних кільцях, що відповідають кристалічній структурі як π , так і χ -фази, свідчить, що при подальшому охолодженні в спінінгованих стрічках системи Fe–Mo–C, як і в системі Fe–Mo–Cr–C [1], відбувається бездифузійне $\pi \rightarrow \chi$ перетворення когерентних фаз, що йде з подрібненням структури (χ -фаза) без деградації матеріалу.

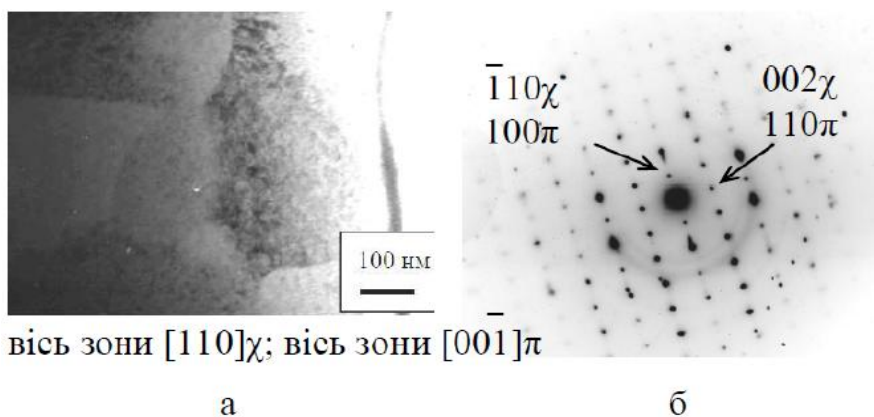


Рис. 2. Мікроструктура та електронна мікродифракція контактної поверхні спінінгованих стрічок сплаву 75,5Fe10Mo14,5C ат. %.: світле поле (а); електронограма (б)

Таким чином, сплави металів VI (Mo) та VIII (Fe) груп, в яких карбон є елементом втілення, поводять себе як металохімічний (СГЧ ~7) та структурний аналог елемента VII групи (Mn): в них утворюються фази, ізоструктурні всім поліморфним модифікаціям елементарного мангану, в подібній температурній послідовності взаємних перетворень, що відбуваються за бездифузійним механізмом.

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 / Великанова Т. А. ; Ін-т пробл. матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України. – Київ, 2013. – 172 с.

Морфологічно γ -фаза являє собою первинні дендритні утворення (світлопольні зображення поперечних перерізів яких наведено на рис. 2, а), що ілюструє темнопольне зображення в рефлексі $(202)\gamma$ на рис. 2, б. В тілі первинних γ -дендритів спостерігається дворівнева структура, що представлена характерною пакетною рейковою мікроструктурою, ширина елементів якої становить порядку 20 нм (перший рівень, рис. 2, б). Субструктура (другий рівень, рис. 2, в) складається з паралельних пластинчастих фрагментів (ламелей) з розмірами порядку 5-10 нм (розміщених під кутом $(40-50)^\circ$ до меж рейкових елементів), які відповідають π -фазі.

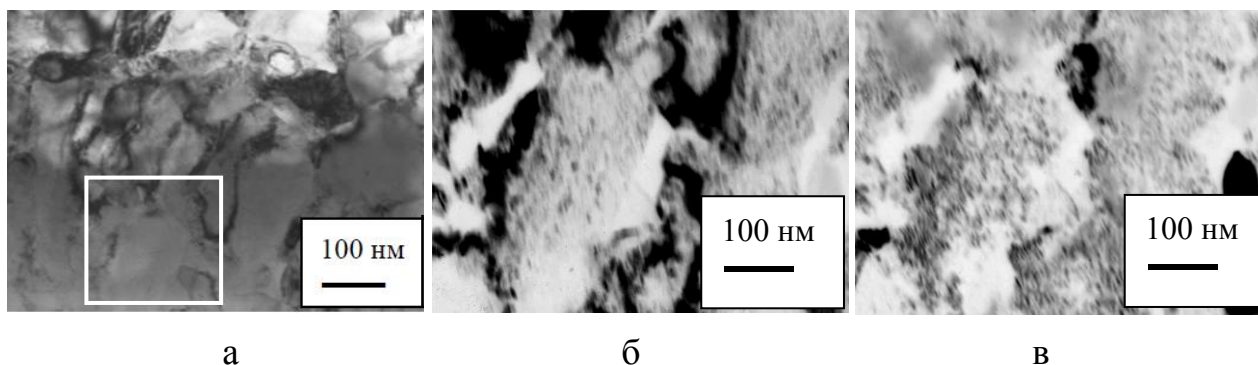


Рис. 2. Мікроструктура контактної поверхні спінінгової стрічки 75,5Fe10Mo14,5C ат. %, що відповідає електронограмі рис. 1 а: світле поле (а); темне поле в рефлексі $(202)\gamma$ (б) в інверсному зображенні; темне поле в рефлексі $(330)\pi$ в інверсному зображенні (в)

Вищезазначене з урахуванням характерного розмиття рефлексів ГЦК-фази (рис. 1 а), дозволяє вважати, що в процесі охолодження в твердому стані первинна γ -фаза (дендрити на рис. 2 а) зазнає мартенсито-подібного перетворення в високодисперсну низькотемпературну π -фазу за деформаційним механізмом з утворенням проміжної релаксаційної структури (контраст на рис. 2 б). Бездифузійний характер $\gamma \rightarrow \pi$ перетворення свідчить про близькість хімічного складу вказаних твердих фаз, а також вихідної рідкої фази, враховуючи той факт, що згідно даним рентгенівської дифрактометрії розплав практично повністю (98 % мас.) твердіє в структурі π -фази. Суцільні білі міждендритні області на рис. 2 відповідають закристалізованій залишковій рідині, що знаходиться в аморфному стані. Слабкі сателітні рефлекси поряд з нульовим (рис. 1 а) скоріш за все відповідають впорядкуванню атомів карбону в октаедричних порожнинах π -фази.

Таким чином, вперше виявлено орієнтаційні співвідношення між ГЦК-твердими розчинами та примітивною кубічною типу β -Mn фазою в системі Fe–Mo–C: $(101)\gamma \parallel (110)\pi$, $[010]\gamma \parallel [221]\pi$.

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 / Великанова Т. А. ; Ін-т пробл. матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України. – Київ, 2013. – 172 с.

РАЗРАБОТКИ ДЛЯ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА И МЕТАЛЛУРГИИ

Верховлюк А. М., Лахненко В. Л. (ФТИМС НАНУ, г. Киев)

Работы в Физико-технологическом институте металлов и сплавов Национальной академии наук Украины ведутся в трех основных направлениях. Данные направления связаны с разработкой:

1) новых материалов и сплавов (высокопрочный чугун со специальными свойствами, новые сплавы для лопаток газотурбинных двигателей, штампы с нитридванадиевым упрочнением, высокопрочные конструкционные углеродистые и низколегированные стали, высокопрочные нержавеющие 13 %-хромистые стали, азот- и марганецсодержащие малоникелевые и безникелевые жаропрочные стали, высокоизносостойкий литой композиционный материал, биоинертные сплавы и медицинские изделия с них, жаростойкие сплавы на основе системы железо-хром, упрочненные сплавы системы Cu-Cr-Fe-C с областью несмешиваемости в жидком состоянии, модификаторы для получения высокопрочного чугуна, объемноаморфные металлические материалы, высококачественные плавнелитые неметаллические, наноструктурные и пористые материалы).

2) новых технологий (модифицирование чугуна магнием в ковшах и форме, модифицирование чугуна магнийсодержащей порошковой проволокой в промежуточных емкостях, изготовление фасонных отливок с использованием интенсивного теплоотвода, литье под низким давлением с газовым и поршневым допрессовыванием, вакуум-компрессионное литье композиционных материалов, гравитационная заливка по газифицируемым моделям, литье черных и цветных сплавов с кристаллизацией металла под высоким давлением, центробежное литье под флюсом однослойных и биметаллических труб и заготовок, производство биметаллических отливок при внешнем воздействии электромагнитных полей, термометрия и тепловой контроль технологических процессов и материалов, экспресс-анализ состава и структуры чугунов и сталей, неразрушающий экспресс контроль качества отливок из чугуна, получение легирующих элементов и сплавов из оксидов и гидроксидов).

3) нового оборудования (вакуумная магнитодинамическая установка для литья под низким комбинированным давлением, электронно-лучевые литейные установки, универсальный плазменно-дуговой агрегат, плазменно-индукционная установка ИСПП-016, магнитодинамический миксер-дозатор жидкого чугуна, вакуумная магнитодинамическая установка для полунепрерывного литья отливок из алюминиевых сплавов, автоматизированный комплекс центробежного литья с магнитодинамическим насосом для получения отливок из чугуна и др.).

Для примера рассмотрим некоторые материалы и технологии, а именно: литой композиционный материал медь-сталь успешно применяется в экстремальных условиях производства вместо бронз, латуней, баббитов, металлокерамики при отсутствии или недостатке смазки, температурах до 800 °С; нагрузках до 25 МПа; скорости трения до 30 м/с, при абразивном воздействии; высо-

копированный чугун для компрессостроения, монолитных коленчатых валов и др.; материалы, полученные электронно-лучевой плавкой: ортопедические протезы, рабочие лопатки газотурбинных двигателей, корпуса насосов и рабочие колеса, трубные заготовки.

Рафинирование сплавов с использованием плазменных устройств позволяет снизить перегрев металла в плавильных агрегатах, уменьшить содержание газов, неметаллических включений и вредных примесей, усреднить температуру и химический состав расплава, повысить степень усвоения рафинирующих реагентов; магнитодинамические агрегаты дают возможность электрофизической обработки жидкого металла и обеспечивают массовый расход при разливке в пределах 0,1-10 кг/с; технологии и оборудование для производства биметаллических отливок из железоуглеродистых сплавов уменьшают брак в 1,6-1,9 раза, а технологии с применением регулируемого теплового воздействия на жидкие и затвердевающие сплавы и литье под низким давлением с газовой и поршневой допрессовкой обеспечивает высокий уровень свойств металла в разных сечениях отливки, и дают возможность увеличения производительности в 3-5 раз по сравнению с кокильным литьем.

УВЕЛИЧЕНИЕ СЛУЖЕБНОГО РЕСУРСА ДЕТАЛЕЙ, РАБОТАЮЩИХ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Власов А. Ф., Макаренко Н. А., Куций А. М., Бойко А. Ф., Компанец А. С.,
Ивченко Н. Ю. (ДГМА, г. Краматорск)

Одним из важнейших направлений решения проблемы ресурсосбережения является разработка экономнолегированных сталей и наплавочных материалов, обеспечивающих повышенные механические и служебные свойства деталей машин и инструментов.

Известно, что эффективность использования прессового и штампового оборудования для горячей обработки металлов ограничена недостаточной стойкостью рабочего инструмента и существенно зависит от температурного и силового нагружения в процессе эксплуатации (так как рабочий инструмент непосредственно соприкасается с нагретым металлом и испытывает значительные механические нагрузки (800...1000 МПа)).

Основными структурными классами, на основе которых создаются экономнолегированные высокопрочные стали и сплавы являются: мартенситный, мартенситно-аустенитный, аустенитнокарбидный и др. При этом используются следующие недефицитные легирующие элементы: марганец, хром, кремний и ванадий, различное сочетание и количественное соотношение которых позволяет создавать разнообразные по свойствам и назначению материалы. В зависимости от предназначения наплавленного инструмента (режущий или штамповый) к механическим свойствам стали, из которой он изготовлен, предъявляются различные требования.

Ручная дуговая наплавка покрытым электродом – способ универсальный, предназначенный для наплавки деталей разной конфигурации во всех пространственных положениях. Применяемые в настоящее время в промышленности электроды для наплавки характеризуются низкой производительностью (коэффициент наплавки не превышает 8,5...9,5 г/А·ч).

Эффект упрочнения происходит за счет фазовых и структурных превращений при термообработке либо под воздействием рабочих условий. Для наплавки супертяжелонагруженной штамповой оснастки применяют электроды марки ОЗШ-6, обеспечивающие возможность проведения термообработки изделий в широком диапазоне температур, близком к рекомендуемым для инструментальных и штамповых сталей, и наибольшую теплостойкость наплавленного металла.

С целью повышения скорости плавления (производительности) электродов более эффективным является введение в состав покрытия электродов экзотермической смеси в виде окалины и алюминиевого порошка.

Доказано, что введение в состав покрытия электродов экзотермической смеси способствует повышению производительности ручной дуговой наплавки изделий, работающих при высоких температурах.

ПРИМЕНЕНИЕ ЭКЗОТЕРМИЧЕСКОЙ СМЕСИ ДЛЯ НАПЛАВКИ ИНСТРУМЕНТА ГОРЯЧЕЙ ОБРАБОТКИ

Власов А. Ф., Макаренко Н. А., Куший А. М., Кончич П. И., Гайворонский А. А.
(ДГМА, г. Краматорск)

Наплавка – это один из наиболее распространенных способов повышения износостойкости и восстановления деталей и конструкций, обеспечивающий минимальную глубину проплавления основного металла при высокой производительности расплавления присадочного материала. Оптимальный состав наплавленного металла выбирается с учетом особенностей его эксплуатации, а электродная проволока, флюс, термический режим наплавки – так, чтобы наплавленный металл обладал необходимым химическим составом и физическими свойствами.

Для наплавки использовали экзотермическую смесь, представляющую собой механическую смесь железной окалины, алюминиевого порошка и легирующих элементов в виде ферросплавов (ферротитана и ферромарганца). В связи с тем, что в составе покрытия исследуемых электродов имеются газошлакообразующий компонент (мрамор), а также оксиды железа Fe_2O_3 , содержащийся в окалине и рутиловом концентрате, которые диссоциируют на стадии нагрева и плавления покрытия с выделением, соответственно, CO_2 и свободного кислорода, то часть раскислителей (в основном алюминий и титан) взаимодействуют с ними, не образуя экзотермической смеси. Непрореагировавшая же часть элементов–раскислителей с оксидами железа представляет собой экзотермическую смесь.

Доказано, что электроды с экзотермической смесью в покрытии наиболее целесообразно использовать при наплавке. Коэффициент наплавки электродов, содержащих в покрытии 44,4 % экзотермической смеси составляет 11,8...12,5 г/А·ч; скорость плавления - 21,5...25 м/ч; оптимальная сила сварочного тока, из-за повышенной скорости плавления и отсутствия перегрева в процессе наплавки, для электродов диаметром 5,0 мм – 300 А.

Влияние теплового эффекта экзотермического процесса, возникающего при плавлении электродов с экзотермической смесью в покрытии, определено экспериментально путем расплавления электродов на постоянном токе обратной полярности при значениях силы сварочного тока 290 А и напряжении холостого хода источника питания – 60 В и проанализировано с помощью статистической обработки с использованием программы "Статистика".

В связи с тем, что увеличение содержания экзотермической смеси в исследуемых электродах (т. е. металлической составляющей покрытия) происходит за счёт соответствующего уменьшения содержания газошлакообразующей части покрытия, то снижаются затраты тепла на плавление покрытия, так как теплосодержание железа ниже, чем шлака, и увеличивается доля тепла, идущего на расплавление стержня, а также на разогрев капель.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ КОНЦЕНТРАЦИОННОЙ ОБЛАСТИ АМОРФИЗАЦИИ ЖИДКИХ РАСПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu–Ni–Ti–Hf

Водопьянова А. А., Агравал П. Г., Турчанин М. А. (ДГМА, г. Краматорск)

Аморфные сплавы являются перспективными материалами для использования в различных отраслях техники, благодаря присущему им комплексу уникальных свойств. При их разработке важными задачами являются поиск новых аморфообразующих систем и расширение концентрационных областей, в которых могут быть получены аморфные сплавы в уже известных системах. Существует ряд подходов, разработанных для решения подобных задач. Среди них широко распространены методы прогнозирования, в основу которых положены различные эмпирические критерии. В нашей лаборатории был предложен оригинальный эмпирический подход, основанный на анализе степени ближнего химического порядка в расплавах сильно взаимодействующих компонентов. Согласно данному подходу, степень ближнего химического порядка может быть рассчитана при описании термодинамических свойств расплавов в рамках модели идеального ассоциированного раствора (МИАР) как суммарная мольная доля ассоциатов. Согласно эмпирическому правилу, аморфизация закалкой протекает успешно для жидких сплавов, в которых суммарная мольная доля ассоциатов при температуре стеклования превышает 0,3 [1].

В настоящем докладе рассмотрено применение данного подхода к системе Cu–Ni–Ti–Hf, расплавы которой, как и расплавы большинства ограничивающих ее двухкомпонентных и трехкомпонентных систем, демонстрируют высокую аморфообразующую способность. Также нами сделана попытка обобщения

всей имеющейся экспериментальной информации о составах бинарных, тройных и четырехкомпонентных сплавов в рамках одного подхода.

Модель ассоциированного раствора для жидких сплавов Cu–Ni–Ti–Hf была построена нами на основании полученных в наших предыдущих работах параметров МИАР для двухкомпонентных расплавов систем Cu–Ni, Cu–Ti, Cu–Hf, Ni–Ti, Ni–Hf, Ti–Hf и трехкомпонентных расплавов систем Cu–Ni–Ti, Cu–Ni–Hf, Cu–Ti–Hf и Ni–Ti–Hf. Расчеты для двух-, трех- и четырехкомпонентных расплавов были проведены нами для температуры 800 К, которая была принята нами как средняя величина температуры стеклования для указанных выше систем. Все расчеты были выполнены с использованием программы Thermo-Calc. По результатам этих расчетов были построены изотермы суммарной мольной доли ассоциатов $\Sigma x_{\text{acc}} = 0,3$, которые, в рамках принятого подхода, ограничивают составы сплавов, аморфизирующихся закалкой из жидкости. Результаты этих расчетов представлены рис. 1, а. На этом рисунке также символами показаны экспериментальные составы аморфных сплавов: круглыми символами – на границах концентрационных треугольников для двухкомпонентных систем и треугольными символами – внутри концентрационных треугольников для трёхкомпонентных систем.

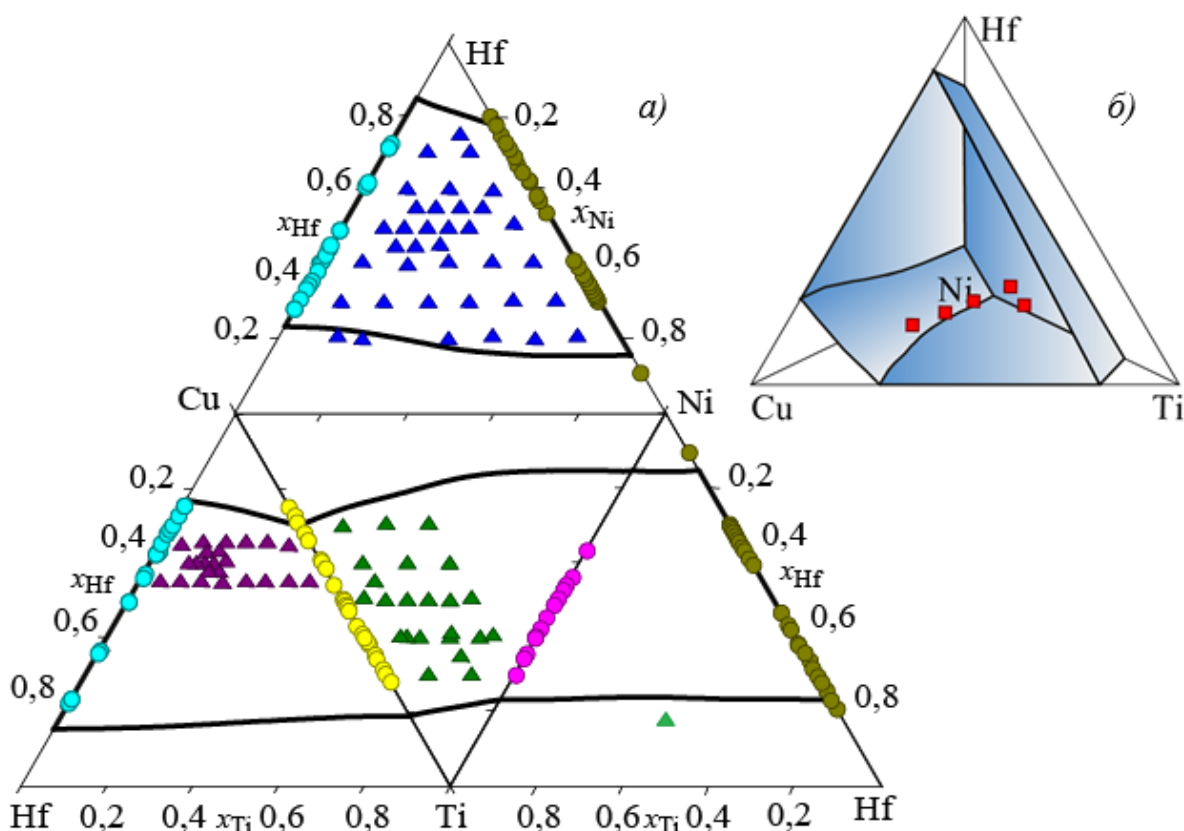


Рис. 1. Прогнозируемые и экспериментальные концентрационные области аморфизации расплавов системы Cu–Ni–Ti–Hf и граничных систем

Как видно из рис. 1, а, результаты расчетов удовлетворительно согласуются с экспериментальными составами аморфных сплавов. Следует отметить, что нами впервые выполнен прогноз обширной области аморфизации распла-

вов системы Ni–Ti–Hf, для которой она была практически не изучена. На рис. 1, б показано, как прогнозируемая область аморфизации располагается в концентрационном тетраэдре. Проведенные нами расчеты удовлетворительно согласуются с составами экспериментально полученных аморфных сплавов системы Cu–Ni–Ti–Hf [2, 3], которые показаны на рис. 1, б квадратными символами. Сделанный нами прогноз будет полезным для дальнейшего поиска составов аморфных сплавов в рассматриваемой системе.

ЛИТЕРАТУРА

1. Турчанин, М. А. Теплоты образования жидких сплавов никеля с IVA–металлами / Турчанин М. А., Белоконенко И. В., Агравал П. Г. // *Расплавы*. – 2001. – № 3. – С. 53–60.
2. Cu content and annealing temperature dependence of martensitic transformation of Ti 36 Ni 49– x Hf 15 Cux melt spun ribbons / Meng X. L. et al. // *Intermetallics*. – 2009. – Vol. 17, No. 12. – P. 1078–1084.
3. Resnina, N. Influence of the dynamic crystallization conditions on the martensitic transformation in the Ti40. 7Hf9. 5Ni39. 8Cu10 shape memory alloy / Resnina N., Belyaev S., Shelyakov A. // *International Journal of Materials Research*. – 2009. – Vol. 100, No. 3. – P. 356–358.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИЗУЧЕНИЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЖИДКИХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu–Ti–Hf

Водопьянова А. А., Агравал П. Г., Турчанин М. А. (ДГМА, г. Краматорск)

Сплавы системы Cu–Ti–Hf известны своей высокой склонностью к аморфизации закалкой из жидкости [1]. Для разработки корректной термодинамической модели жидкой фазы и ее реализации при прогнозировании концентрационных областей аморфизации расплавов необходима информация об их термодинамических свойствах. Термодинамические свойства жидких сплавов системы Cu–Ti–Hf на сегодняшний день остаются не изученными экспериментально. Поэтому целью настоящей работы является получение калориметрическим методом экспериментальных данных об их энтальпиях смешения.

Исследование парциальной энтальпии смешения титана $\Delta\bar{H}_{\text{Ti}}$ и гафния $\Delta\bar{H}_{\text{Hf}}$ в жидких сплавах системы Cu–Ti–Hf проводилось при температуре 1873 К вдоль разрезов с постоянным отношением $x_{\text{Cu}}/x_{\text{Hf}} = 3/1$ и $x_{\text{Cu}}/x_{\text{Ti}} = 3/1$, стартуя из соответствующих двухкомпонентных расплавов. Данные парциальные свойства были изучены в интервале составов $x_{\text{Ti}} = 0–0,25$ для разреза $x_{\text{Cu}}/x_{\text{Hf}} = 3/1$ и $x_{\text{Hf}} = 0–0,51$ для разреза $x_{\text{Cu}}/x_{\text{Ti}} = 3/1$. Экспериментальные значения парциальной энтальпии смешения гафния и титана при 1873 К приведены на рис. 1, а.

Концентрационная зависимость парциальных энтальпий смешения титана $\Delta\bar{H}_{\text{Ti}}$ и гафния $\Delta\bar{H}_{\text{Hf}}$ для исследованных разрезов была описана следующими выражениями:

$$x_{\text{Cu}}/x_{\text{Hf}} = 3/1$$

$$\Delta\bar{H}_{\text{Ti}} = 2(1 - x_{\text{Ti}})^2 \text{ кДж/моль}; \quad (1)$$

$$x_{\text{Cu}}/x_{\text{Ti}} = 3/1$$

$$\Delta\bar{H}_{\text{Hf}} = (1 - x_{\text{Hf}})^2 (-43,0 + 28,4x_{\text{Hf}}) \text{ кДж/моль.} \quad (2)$$

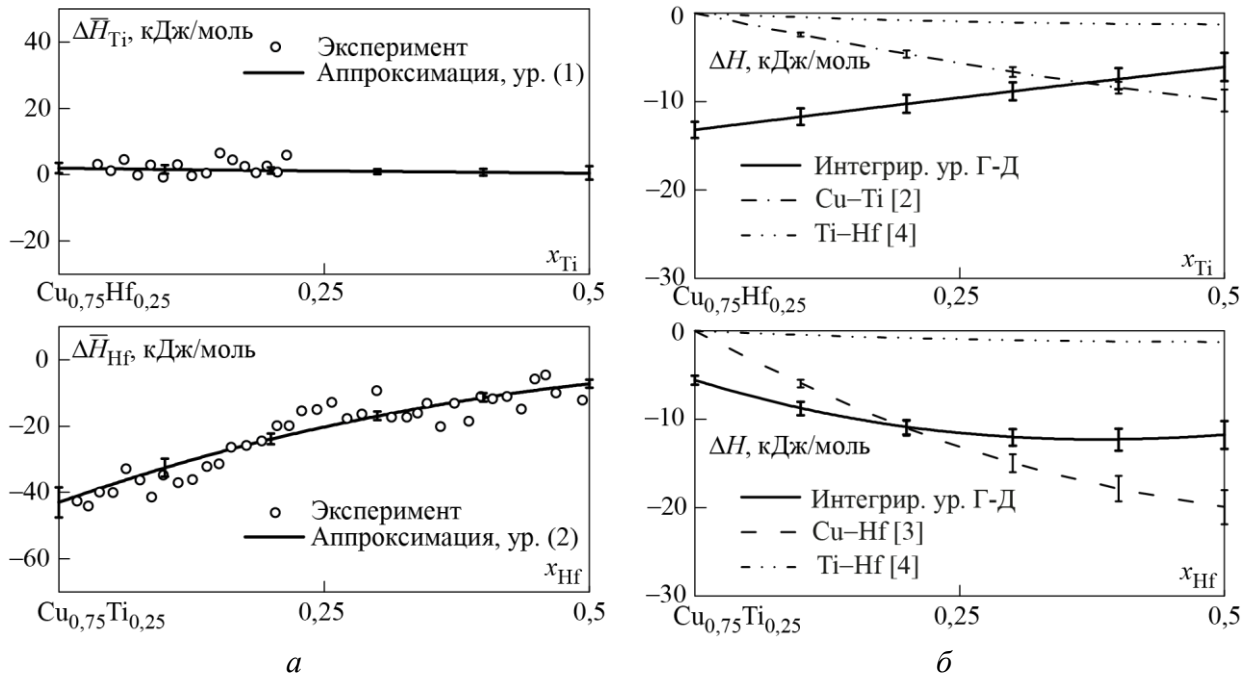


Рис. 1. Парциальные энтальпии смешения титана $\Delta\bar{H}_{\text{Ti}}$ и гафния $\Delta\bar{H}_{\text{Hf}}$ (а) и интегральные энтальпии смешения ΔH (б) жидких сплавов системы Cu–Ti–Hf при 1873 К

Аппроксимированные значения функции $\Delta\bar{H}_{\text{Ti}}$ и $\Delta\bar{H}_{\text{Hf}}$ показаны на рис. 1, а сплошными линиями вместе с доверительными интервалами 2σ .

Расчет интегральных энтальпий смешения вдоль исследованных разрезов был выполнен путем интегрирования уравнения Гиббса-Дюгема. Результаты представлены на рис. 1, б. Полученная совокупность значений ΔH была использована для расчета параметров тройного взаимодействия уравнения Муджиану-Редлиха-Кистера (МРК). Параметры уравнения МРК, учитывающие двойные взаимодействия в бинарных системах Cu–Ti, Cu–Hf и Ti–Hf, были приняты согласно [2–4], соответственно. Уравнение МРК, описывающее концентрационную зависимость ΔH в трехкомпонентной системе, имеет вид

$$\begin{aligned} \Delta H = & -4,9x_{\text{Ti}}x_{\text{Hf}} + x_{\text{Cu}}x_{\text{Ti}}(-39,4 + 23,5(x_{\text{Cu}} - x_{\text{Ti}}) - 9,9(x_{\text{Cu}} - x_{\text{Ti}})^2) + \\ & + x_{\text{Cu}}x_{\text{Hf}}(-79,8 + 34,9(x_{\text{Cu}} - x_{\text{Hf}}) - 45,9(x_{\text{Cu}} - x_{\text{Hf}})^2 + 29,3(x_{\text{Cu}} - x_{\text{Hf}})^3) + \\ & + x_{\text{Cu}}x_{\text{Hf}}x_{\text{Ti}}(-20x_{\text{Cu}} + 100x_{\text{Hf}} + 100x_{\text{Ti}}) \text{ кДж/моль.} \end{aligned} \quad (3)$$

Функция ΔH принимает отрицательные значения практически во всем концентрационном треугольнике. Минимальное значение данной термодинамической функции соответствует бинарной системе Cu–Hf и составляет $\Delta H = -21,7$ кДж/моль при $x_{\text{Hf}} \approx 0,67$ [3]. В остальных граничных двойных системах наблюдаются локальные минимумы функции ΔH , составляющие: $-10,8$ кДж/моль при $x_{\text{Ti}} = 0,65$ (система Cu–Ti) и $-1,3$ кДж/моль при экваторе-

ном составе (система Ti–Hf) [4]. Отрицательные значения функции ΔH обусловлены характером межчастичного взаимодействия компонентов в расплавах двухкомпонентных систем Cu–Hf и Cu–Ti.

ЛИТЕРАТУРА

1. Figueria, I. A. Formation of Cu–Hf–Ti bulk metallic glasses / I. Figueria, H. Davies, I. Todd // *Journal of alloys and compounds*. — 2007. — Vol. 434. — P. 164–166.
2. Термодинамика жидких сплавов и метастабильные фазовые равновесия в системе медь–титан / М. А. Турчанин и др. // *Порошк. металлургия*. — 2005. — № 5/6. — С. 67–80.
3. Турчанин, М. А. Термодинамическое описание системы медь–гафний / М. А. Турчанин, П. Г. Агравал // *Порошковая металлургия*. — 2008. — № 3/4. — С. 84–96.
4. 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, No 1. — P. 24–47.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖИДКИХ СПЛАВОВ СИСТЕМ Cu–Ni–(Ti, Zr, Hf)

Водопьянова А. А., Агравал П. Г., Турчанин М. А., Древаль Л. А.
(ДГМА, г. Краматорск)

Жидкие сплавы систем Cu–Ni–(Ti, Zr, Hf) являются объектами исследований, направленных на разработку и получение быстрозакаленных и объемных аморфных сплавов. Анализ концентрационной зависимости функций смешения жидких сплавов таких систем необходим для эффективного решения задач прикладного материаловедения. Поэтому целью настоящей работы является разработка термодинамических моделей жидких сплавов систем Cu–Ni–(Ti, Zr, Hf).

Энтальпии смешения расплавов систем Cu–Ni–Ti, Cu–Ni–Zr и Cu–Ni–Hf были изучены в [1–3]. На рис. 1 сплошными линиями показаны изолинии интегральной энтальпии смешения расплавов, рассчитанные нами по экспериментальным данным с использованием соответствующих уравнений Муджиану–Редлиха–Кистера.

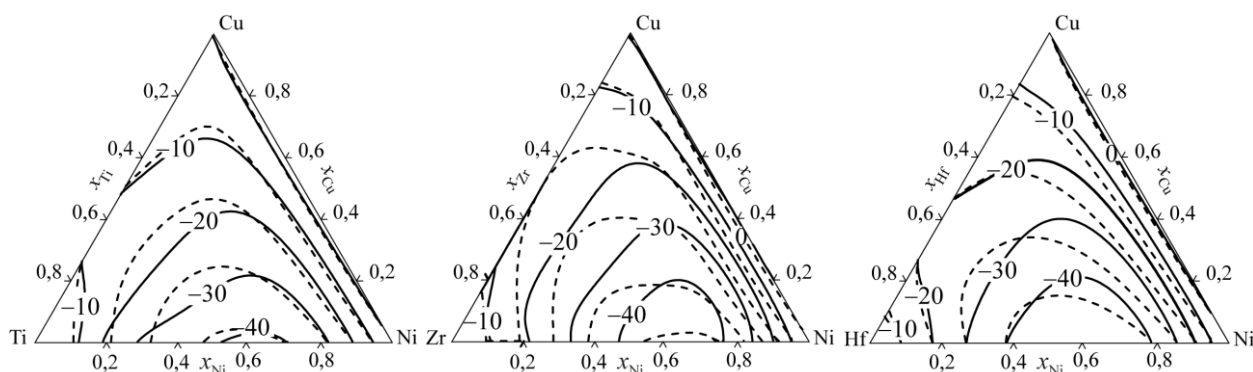


Рис. 1. Интегральная энтальпия смешения ΔH (кДж/моль) расплавов систем Cu–Ni–(Ti, Hf) при 1873 К и Cu–Ni–Zr при 1565 К

Как следует из рис. 1, функция ΔH рассматриваемых систем демонстрирует отрицательные значения во всем интервале составов. Анализ представленных данных позволяет говорить о доминирующей роли соответствующих парных взаимодействий, приводящих к отрицательным значениям ΔH в тройных расплавах. В системе Cu–Ni–Ti такое определяющее влияние оказывают двойные взаимодействия медь-титан и никель-титан, в системе Cu–Ni–Zr – взаимодействия медь-цирконий и никель-цирконий, в системе Cu–Ni–Hf – взаимодействия медь-гафний и никель-гафний. Так как в расплавах наблюдается сильное межчастичное взаимодействие разноразных атомов, это позволяет использовать модель ассоциированного раствора для описания их термодинамических свойств.

Для проведения дальнейших расчетов были использованы следующие параметры образования двойных и тройных ассоциатов: $\Delta H_{\text{CuTi}} = -29,5$ кДж/моль, $\Delta S_{\text{CuTi}} = -10$ Дж/(моль·К); $\Delta H_{\text{CuTi}_2} = -67,5$ кДж/моль, $\Delta S_{\text{CuTi}_2} = -23,7$ Дж/(моль·К); $\Delta H_{\text{Ni}_3\text{Ti}} = -201,0$ кДж/моль, $\Delta S_{\text{Ni}_3\text{Ti}} = -71,0$ Дж/(моль·К); $\Delta H_{\text{NiTi}} = -100,8$ кДж/моль, $\Delta S_{\text{NiTi}} = -31,2$ Дж/(моль·К); $\Delta H_{\text{CuNiTi}} = -69,2$ кДж/моль, $\Delta S_{\text{CuNiTi}} = -5,6$ Дж/(моль·К); $\Delta H_{\text{Cu}_2\text{Zr}} = -66,6$ кДж/моль, $\Delta S_{\text{Cu}_2\text{Zr}} = -21,3$ Дж/(моль·К); $\Delta H_{\text{CuZr}} = -70,5$ кДж/моль, $\Delta S_{\text{CuZr}} = -31,9$ Дж/(моль·К); $\Delta H_{\text{CuZr}_2} = -63,6$ кДж/моль, $\Delta S_{\text{CuZr}_2} = -16,6$ Дж/(моль·К); $\Delta H_{\text{Ni}_3\text{Zr}} = -234,9$ кДж/моль, $\Delta S_{\text{Ni}_3\text{Zr}} = -85,6$ Дж/(моль·К); $\Delta H_{\text{NiZr}} = -107,5$ кДж/моль, $\Delta S_{\text{NiZr}} = -29,6$ Дж/(моль·К); $\Delta H_{\text{CuNi}_3\text{Zr}} = -188,2$ кДж/моль, $\Delta S_{\text{CuNi}_3\text{Zr}} = -33,9$ Дж/(моль·К); $\Delta H_{\text{CuHf}} = -60,5$ кДж/моль, $\Delta S_{\text{CuHf}} = -20,2$ Дж/(моль·К); $\Delta H_{\text{CuHf}_3} = -127,2$ кДж/моль, $\Delta S_{\text{CuHf}_3} = -46,0$ Дж/(моль·К); $\Delta H_{\text{HfNi}_3} = -282,6$ кДж/моль, $\Delta S_{\text{HfNi}_3} = -127,1$ Дж/(моль·К); $\Delta H_{\text{HfNi}} = -133,8$ кДж/моль, $\Delta S_{\text{HfNi}} = -53,9$ Дж/(моль·К).

Изолинии функции ΔH , рассчитанные с использованием соответствующих моделей ассоциированного раствора, показаны на рис. 1 штрихами. Сопоставление концентрационного хода изоэнтальпийных линий, полученных по результатам расчета и по данным эксперимента, показывает удовлетворительное описание функции ΔH моделью ассоциированного раствора, что позволило использовать полученные параметры модели для расчета других термодинамических функций смешения тройных жидких сплавов.

На рис. 2 показаны результаты расчета избыточной свободной энергии Гиббса $\Delta G^{\text{изб}}$ при 1873 К.

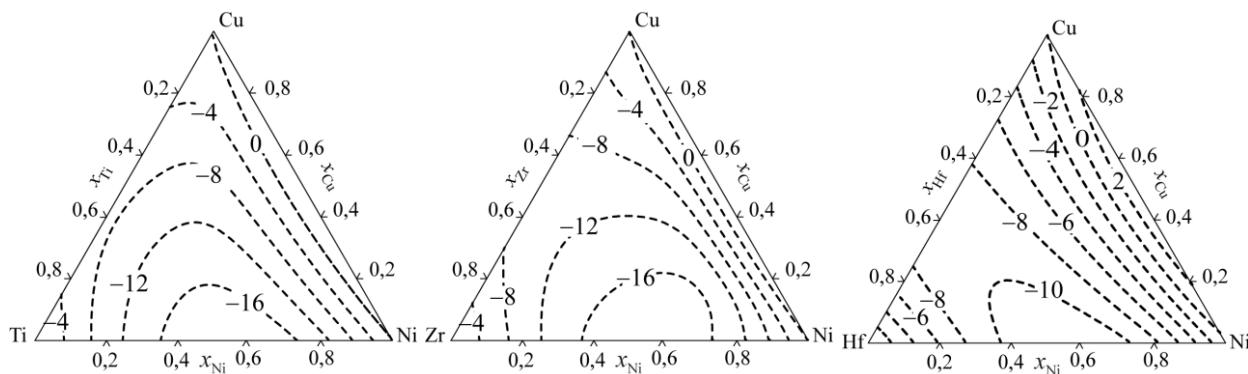


Рис. 2. Избыточная свободная энергия Гиббса $\Delta G^{\text{изб}}$ (кДж/моль) систем Cu–Ni–(Ti, Zr, Hf), рассчитанная в рамках модели ИАР при 1873 К

Данная функция демонстрирует отрицательные значения практически во всем интервале составов. Отрицательные значения $\Delta G^{\text{изб}}$ свидетельствуют о стабилизации жидкой фазы при ее образовании из чистых компонентов. Данный факт удовлетворительно согласуется с высокой склонностью расплавов систем Cu–Ni–(Ti, Zr, Hf) к аморфизации. Расчеты показали, что при охлаждении и переохлаждении расплавов данных систем вплоть до температуры стеклования рост их термодинамической стабильности является преимущественной тенденцией, о чем свидетельствует увеличение отрицательных значений энтальпии и избыточной энергии Гиббса смешения по абсолютной величине.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Enthalpy of mixing of liquid Cu-Ni-Ti alloys at 1873 K / Turchanin M. A. et al. // Russian Metallurgy (Metally). – 2006. – Vol. 2006, No. 6. – P. 500–504.*
2. *Witusiewicz V. T. Enthalpy of mixing of liquid Ni-Zr and Cu-Ni-Zr alloys / Witusiewicz V. T., Sommer F. // Metallurgical and Materials Transactions B. – 2000. – Vol. 31, No. 2. – P. 277–284.*
3. *Mixing enthalpy of liquid Cu–Hf–Ni alloys at 1873 K / Agraval P. et al. // Journal of Thermal Analysis and Calorimetry. – 2017. – Vol. 128, No. 3. – P. 1753–1763.*

АНАЛИЗ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ШТАМПОВ

Голуб Д. М., Агеева М. В., Наталенко В. В.
(ДГМА, г. Краматорск)

Штампы холодного деформирования металлов подразделяются на штампы для разделительных и формоизменяющих операций. Условия работы штампового инструмента определяют вид износа его контактирующей поверхности (истирание, выкрашивание, растрескивание и др.), который предопределяет выбор состава стали и режимов ее термической обработки.

Значительное повышение стойкости штампового инструмента обеспечивается выбором состава стали и оптимизацией режимов термической обработки инструмента. Однако наиболее эффективным способом повышения стойкости штампов является использование наплавки легированных сплавов на менее легированную основу, так как в этом случае наиболее доступно регулирование свойств наплавленного слоя путем изменения его состава.

Для обеспечения высокой стойкости штампов металл наплавки должен обладать высокой стойкостью при сухом трении металла о металл и усталостной прочностью. Повышение износостойкости металла достигается увеличением твердости его матрицы и количества карбидной фазы.

Находят широкое применение для изготовления штампов углеродистые инструментальные стали марок У8, У8А, У10 и У12, а также углеродистые легированные стали 7ХЗ,5ХНВ, 7ХГ2Ш, Х6ВФ, Х12Ф1, Х12М и др.

Стали для штампов холодного деформирования металла можно разделить на такие группы: высокоуглеродистые, высокохромистые, низколегированные, комплекснолегированные.

Высокоуглеродистые стали нашли наибольшее применение, в связи с их низкой стоимостью и наличием в достаточном количестве. Однако, штампы, изготовленные из этих сталей, проявляют низкую стойкость. В литературе высокоуглеродистые стали описываются преимущественно в качестве эталонов для сравнительной оценки различных штамповых сталей.

Высокохромистые стали типа Х12 получили широкое распространение, т.к. обладают высокой твердостью в закаленном состоянии, хорошей прокаливаемостью, малым короблением и отсутствием трещин при закалке, высокой износостойкостью.

Однако низкая стойкость высокохромистых, углеродистых и низколегированных сталей явилось причиной того, что был разработан ряд комплекснолегированных сталей для инструментов холодной штамповки. Содержание углерода в них изменяется в пределах от 0,5 до 0,9%, а количество хрома – 2 – 4 %.

Эти стали дополнительно легированы ванадием, вольфрамом и молибденом, титаном и другими элементами. После закалки в масле эти стали приобретают высокую твердость при низкой карбидной неоднородности, что обеспечивает ударную вязкость, удовлетворяющую требованиям к сталям для штампов, предназначенных для формоизменяющих операций.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА АЛИТИРОВАНИЯ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ПЛАВЛЕНИЯ ЭЛЕКТРОДА

Гринь А. Г., Дудинский А. Д., Корсун В. А., Соцкий И. М.
(ДГМА, г. Краматорск)

Известно [1], что алюминий с железом образует ряд интерметаллидных сплавов, которые обладают уникальными свойствами, проявляющимися в высокой жаростойкости, коррозионной стойкости и высокой твердости, которая обуславливает высокую износостойкость в различных условиях эксплуатации изделия. Образование в структуре интерметаллидной фазы Fe_3Al , $FeAl$ достигается регулированием содержания алюминия в наплавленном металле, что позволяет управлять технологическими и эксплуатационными свойствами упрочняющего слоя.

Повысить технологичность и эффективность, процесса упрочнения инструмента, можно применив наплавку по слою прошедшему химико-термическую обработку (ХТО) [2; 3].

Проведенные исследования показали, что хромоалитирование проведенное в механической смеси хрома и алюминия при температуре $800^{\circ}C$ в течение 60 мин. позволяет получить диффузионный слой толщиной до 0,4 мм, обогащенный хромом, алюминием и их соединениями с железом. Раствор хрома в железе и его карбиды локализуются в поверхностном слое. Диффузионное насыщение поверхности металла двумя элементами обеспечивает однородность состава и механических свойств по сечению образца на толщину

(0,3...0,45) мм. Алюминий обеспечивает формирование покрытий со специальными свойствами за счет образования интерметаллидных фаз с уникальным сочетанием твердости, коррозионной стойкости и теплостойкости [4].

При последующей наплавке на хромоалитированную поверхность происходит перемешивание с электродным металлом. В результате перемешивания жидкого металла и металлургических процессов, на стадии сварочной ванны, происходит равномерное насыщение наплавленного слоя раствором алюминия, хрома и их соединениями [2;3].

Выполнены исследования сварочно-технологических свойств наплавочных материалов на ХТО поверхность (таблица 1).

Таблица 1. – Влияние различных режимов алитирования стальных заготовок на параметры сварки

Наименование показателя	600 °С 30 мин	600 °С 120 мин	700 °С 75 мин	800 °С 30 мин	800 °С 120 мин	Без алитирования
Глубина алитированного слоя, мм	0,001	0,0013	0,15	0,03	0,55	-
Зажигание дуги	0	+	-	0	+	0
Разбрызгивание	0	-	-0	0	-	0
Отделимость шлака	-	-	-	-	+	0
Поверхность	-	0	+	0	+	0
Формирование валика	0	0	+	0	+	+
Отсутствие пор	0	0	+	+	+	+

Оценка показателя: «-» - плохо; «0» - удовлетворительно; «+» - хорошо.

Стабильное и устойчивое зажигание сварочной дуги наблюдалось при наплавке образца, предварительно прошедшего ХТО при 700 °С в течение 75 минут, глубина алитированного слоя составила 0,15 мм. Хорошее зажигание дуги при наплавке образцов, при большей глубине диффузионного слоя.

В процессе наплавки фиксировали «удовл.» разбрызгивание при наплавке образцов с глубиной алитированного слоя до 0,15 мм.

Хорошая отделимость шлака наблюдается при наплавке заготовки, алитированной при 800 °С в течение 120 минут (глубина алитированного слоя этой заготовки составляет 0,55 мм), удовлетворительная отделимость наблюдается также при наплавке неалитированной заготовки. При наплавке заготовок, алитированных на других режимах, наблюдается плохая отделимость шлака, что связано с образованием шпинели на границе раздела шлак-металл.

Хорошее формирование наплавленного валика при наплавке заготовок с глубиной алитированного слоя от 0,15 и 0,55 мм а также при наплавке заготовки без ХТО.

Небольшое количество пор наблюдается при наплавке заготовок, где глубина алитированного слоя до 0,15 мм, увеличение глубины алитирования исключает порообразование.

Таким образом, режим ХТО наплавляемой поверхности оказывает влияние на сварочно-технологические свойства применяемого наплавочного материала, что связано с глубиной диффузионного слоя.

ЛИТЕРАТУРА

1. Заблоцкий В. К., Шимко А. И. Особенности влияния алитирования на структуру и свойства стали 10 // *Восточно-Европейский журнал передовых технологий*. – X., 2005. – С. 33–36.
2. Патент на корисну модель 42534 Україна МПК. Електрод для дугового зварювання / Гринь О. Г., Заблоцький В. К., Шимко В. Ш., Гринь В. О., В23К 35/30 (2006.01). – № u200901083 ; заявл. 11.02.2009 ; опубл. 10.07.2009, Бюл. № 13. – 2 с.
3. Патент на корисну модель 100695 Україна МПК. Спосіб виготовлення покритих електродів для зварювання / Гринь О. Г., Дудинський О. Д., В23К 35/02 (2006.01). – № u201500172 ; заявл. 12.01.2015 ; опубл. 10.08.2015, Бюл. № 15. – 2 с.
4. Гринь А. Г. Способ повышения долговечности прошивных штампов / А. Г. Гринь, С. В. Жариков, А. Д. Дудинский // *Сварка и родственные технологии, перспективы развития. материалы IV международной научно-технической конференции. 04–07 октября 2016 г. / под общ. ред. д-ра техн. наук Н. А. Макаренко*. – Краматорск: ДГМА, 2016. – 140 с.

ВЛИЯНИЕ ОКСИДА ХРОМА НА ФИЗИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ШЛАКА ПРИ НАПЛАВКЕ ПОРОШКОВЫМИ ПРОВОЛОКАМИ

Гринь О. Г., Трембач Б. А., Дудинский А. Д. (ДГМА, г. Краматорск)

В работе доказано [1], что основными физическими параметрами, которые определяют сочетание технологических параметров процесса плавления и физическими свойствами шлака является вязкость и поверхностное натяжение.

Вязкость определяется природой и составом шлакового расплава, а также его температурой. Характер влияния оксидов на вязкость оксифторидных расплавов зависит не только от размера частиц (комплексов) и их количества, но и от энергии их взаимодействия [2, 3]. При высоком содержании комплексных соединений, преобладающее влияние на вязкость шлака оказывают размеры частиц шлака [1]. В оксифторидных шлаковых расплавах ионы F⁻ разбивают крупные комплексы анионов имеющих низкую подвижность до меньших размеров [4]. На степень разбития структурных цепочек оказывает влияние содержание других катионов как Ca⁺⁺, Mg⁺⁺, Na⁺⁺, Cr⁺⁺⁺ [3]. В зависимости от основности шлака, в них присутствуют хромовые катионы Cr²⁺ (для B < 2) или хроматные анионы CrO₃³⁻ (для B > 2) [5]. Как известно [6], окислы хрома повышают вязкость оксифторидных шлаковых расплавов, что может быть объяснено образованием комплексных тугоплавких соединений [7]. Особенно заметно влияние первых порций окиси хрома (2-3%) для шлаков с большей относительной долей фтористого кальция [7].

Влияние добавок оксидов на значение поверхностного натяжения определяется появлением в расплаве более сильных ионов, увеличивающих поверхностного натяжения, протеканием на поверхности расплава химических реакций с образованием летучих соединений снижающие поверхностное натяжение, а также образования комплексных анионов [8]. Последние, обладают меньшей кулоновской энергией взаимодействия с катионами вследствие больших размеров [9]. При относительно высоком содержании CaF_2 обменная реакция получает значительное развитие, и ее вклад оказывается более существенным [10].

Так замена оксидов с меньшей энергией связи оксидами с большей энергией связи способствует усилению межчастичного взаимодействия и повышению поверхностного натяжения. Что касается влияния Cr_2O_3 на поверхностное натяжение шлака, то его введение приводит к скачкообразному росту поверхностного натяжения. Эти результаты подтверждаются данными работы [11].

Таблица 1

Индекс	Химический состав шлака, %										Основность, В	Значение вязкости η , Па·с	Поверхностное натяжение σ_s , мДж/м ²
	CaF_2	CaO	MnO	SiO_2	Al_2O_3	FeO	TiO_2	V_2O_5	WO_3	Cr_2O_3			
2	36,1	25,72	6,2	12,28	-	3,12	8,83	0,7	1,3	1,85	2,46	0,16	310
1	38,3	26,5	5,31	14,35	3,9	1,9	-	0,8	1,8	2,28	2,57	0,09	335
3	36	22,3	5,83	14,1	1,2	2,8	-	1	1,5	3,54	2	0,07	324

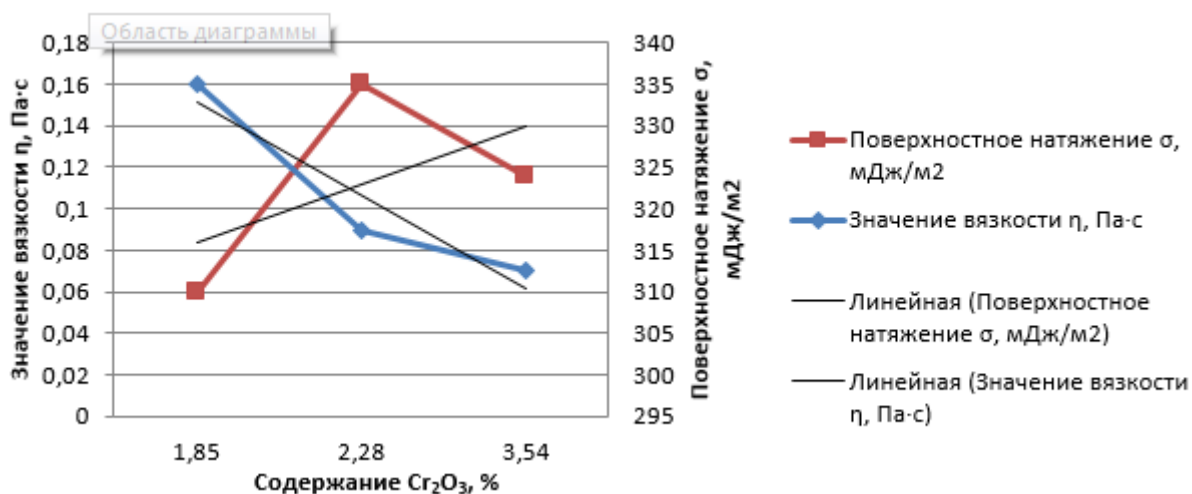


Рис. 1. Влияние содержания окиси хрома Cr_2O_3 на значение вязкости и поверхностного натяжения шлаковой системы $\text{CaF}_2\text{-CaO-SiO}_2\text{-MnO}$

Из приведенных данных видно, что увеличение окиси хрома в шлаке приводит к росту поверхностного натяжения, при этом имеется максимум при введении 2,25 % Cr_2O_3 . Некоторое снижение поверхностного натяжения для шлака имеющего индекс 3 можно объяснить вероятным развитием реакции с образованием летучих соединений CrF_3 . При этом наблюдается постоянное снижение вязкости, что может быть объяснено

ЛИТЕРАТУРА

1. Grin A. G., Trembach B.A., Trembach I.A., 'DETERMINATION OF THE OPTIMUM COMBINATION OF THE PHYSICAL PROPERTIES OF THE SLAGS SYSTEM $\text{CaO-CaF}_2\text{-SiO}_2\text{-TiO}_2$ ' in *SWorld Journal, Issue №13 (Yolnat PE, Minsk, 2017)* – URL: <http://www.sworldjournal.com/e-journal/j13.pdf> (02.08.2017) - 214-219 - Article CID Number.
2. Вязкость шлаковых системы $\text{CaF}_2 - \text{SiO}_2$ – оксиды редкоземельных элементов / Н.В. Мальков, В.Е. Роцин, А.А. Гайнуллин // *Известия ВУЗов. Черная металлургия.* – 1986. -№4. – с. 31-34.
3. R. C. Behera and U. K. Mohanty/ *Viscosity of molten $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Cr}_2\text{O}_3\text{-CaO-CaF}_2$ slags at various $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{CaO}$ ratios/ ISIJ International, Vol. 41 (2001), No. 8, pp. 834–843 - <http://dspace.nitrkl.ac.in/dspace/bitstream/2080/144/1/ukm2.pdf>.*
4. V. K. Gupta and V. Seshadri: *Trans. Indian Inst. Met.*, 29 (1976).
5. Y. Okabe, I. Tajima, and K. Ito: *Metall. Mater. Trans. B*, 1998, vol. 29B, pp. 131–136.
6. Вязкость хромистых шлаков / И.А. Магидсон, А.С. Морозов, М.Ф. Сидоренко, Л.К. Косырев, В.П. Колесников / *Известия ВУЗов Черная металлургия.* – 1973. -№11. – с. 61-64.
7. Buzila S. *Metalurgia Si constructetika de Masine*, 1960, №12, p. 2-7 с ил.
8. Физическая химия оксидных и оксифторидных расплавов. Лепицких Б.М., Маников А.И., М., «Наука», с. 190.
9. Гринь А. Г., Жариков С. В., Бойко И. А *Исследование физических свойств и структуры шлаков, образовавшихся при наплавке порошковыми проволоками /Вісник Донбаської державної машинобудівної академії.* – Краматорськ, 2011. – № 4 (25). – С. 185–190.
10. Плотность и поверхностное натяжение шлаковых расплавов системы $\text{CaF}_2 - \text{SiO}_2$ – оксиды редкоземельных элементов / А.А. Гайнуллин, Н.В. Мальков, В.Е. Роцин // *Известия ВУЗов. Черная металлургия.* – 1985. -№2. – с. 4-7.
11. Физико-химические свойства шлаков системы $\text{CaF}_2\text{-MgO}-\text{Cr}_2\text{O}_3$ / Р.Б. Лобжанидзе, А.Ф. Филиппов, П.П. Евсеев. *Известия ВУЗов Черная металлургия.* 1970-№7 – с.57-60.

МАРКЕТИНГОВЫЕ КОММУНИКАЦИИ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

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

По мнению комитета дефиниций Американской маркетинговой ассоциации (АМА) маркетинг – это один из видов творческой управленческой деятельности, содействующий расширению производства, торговли и увеличению занятости путем выявления запросов потребителей, организации исследований и разработок для удовлетворения этих запросов; маркетинг увязывает производство с реализацией товаров и услуг, обосновывает характер и масштабы работы для получения прибыли от продажи продукции потребителю. По этому определению цель маркетинга - достижение выгоды производителя при удовлетворении потребностей потребителей. С развитием маркетинга возросла в нем роль коммуникаций как социального процесса по созданию и предложению обладающих ценностью товаров и услуг [1, 2] с акцентом на потребителе и на том, что маркетинг – это двусторонний процесс.

Возникла «система маркетинговых коммуникаций» (СМК) как совокупность коммуникационных направлений для информирования и воздействия на потенциального потребителя [3]. СМК – это единый комплекс, объединяющий участников, каналы и приемы коммуникаций для установления и поддержания взаимоотношений коммуникатором с адресатами коммуникаций посредством формирования у них благоприятных для коммуникатора понятий и установок

для достижения его маркетинговых целей [4]. Типы маркетинговых стратегий предприятия, согласно работе [1]: 1. Интенсивный рост. А. Глубокое внедрение на рынок - увеличить сбыт своих существующих товаров на существующих рынках с помощью агрессивного маркетинга. В. Расширение границ рынка - внедрить ныне существующие товары на новые рынки. С. Совершенствование товара - увеличить сбыт за счет создания новых или усовершенствованных товаров для существующих рынков. 2. Интеграционный рост. А. Регрессивная интеграция - заполучить во владение или контролировать своих поставщиков. В. Прогрессивная интеграция - заполучить во владение или поставить под контроль систему распределения. С. Горизонтальная интеграция - заполучить во владение или поставить под контроль ряд предприятий-конкурентов. 3. Диверсификационный рост. А. Концентрическая диверсификация - пополнить свою номенклатуру продукцией, которая с технической и/или маркетинговой точки зрения похожа на существующие товары фирмы. Эти товары привлекут внимание новых классов клиентов. В. Горизонтальная диверсификация - пополнить ассортимент изделиями, не связанными с выпускаемыми ныне, но вызывающими интерес у существующей клиентуры. Конгломеративная диверсификация - пополнить ассортимент изделиями, не имеющими отношения ни к применяемой технологии, ни к ее нынешним товарам и рынкам [2].

Исходя из указанных концепций, отдел физико-химии литейного производства ФТИМС НАНУ в своих разработках использует достижения в следующих литейно-металлургических областях: 1) формовочные процессы для точных методов литья, в том числе в песчаные формы по разовым моделям, и с возможностью регулируемого охлаждения отливок в таких формах; 2) получение высокопрочных сплавов; 3) обработка заготовок и металла для получения мелкодисперсной микроструктуры металлической матрицы, повышенных свойств литых конструкций с низкой металлоемкостью; 4) экологическая безопасность процессов с применением вакуумирования формы, безвредных модельно-формовочных материалов, хладагентов и нагреваемых технологических сред. В общем потоке информации при падении ее доли в области машиностроения и литейного производства отделом создается информация (исходя из теории СМК [1, 2]) для таких целевых групп: инвесторы, руководители предприятий, конструкторы оборудования, производственники, исследователи, ученые, студенты, абитуриенты. В т.ч. с целью расширения мировоззрения в области техники и акцентом на то, что рост выпуска отливок в мире пропорционален неуклонному росту машиностроения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Котлер Ф. Основы маркетинга. Краткий курс / Пер. с англ. – М.: Издательский дом «Вильямс», 2004. – 656 с.
2. Деева Л.Р. Отражение маркетинговых стратегий предприятия в языке на примере рекламных текстов компании Apple / Л.Р. Деева, С.А. Деева // Научные исследования: от теории к практике. – Чебоксары: 2017. - С. 73-76.
3. Мудров А.Н. Аксиомы рекламы: Практич. пособие / А. Н. Мудров. – М.: Магистр, 2008. – 462 с.
4. Ромат Е. Реклама: Учебник для вузов / Е. Ромат, Д. Сендеров. – 8-е изд. – Стандарт третьего поколения. – СПб.: Питер, 2013. – 512 с.

МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ ИНФОРМАЦИИ О ТЕПЛОВОМ ПОТОКЕ В ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЕ

Дорошенко В. С., Шинский В. О. (ФТИМС НАНУ, г. Киев)

Теория литейных процессов в теплофизическом плане традиционно рассматривает литейную песчаную форму как однородное тело (как каменный сосуд), и изменение скорости охлаждения получаемой в этой форме отливки в большинстве техпроцессов возможно лишь путем замены материала формы. В вакуумируемых формах из песка без связующего при создании прочности формы «химию связующего» заменила «физика уплотняющего песок градиентного газового давления», что позволило использовать это давление для управления теплообменом между отливкой и формой.

Исследования теплообмена на границе "металл - форма" выполняли при изменении таких характеристик формовочной смеси, как вид материала составляющих ее наполнителей, пористость этих наполнителей, влажность, создание потоков теплоносителя в пористой среде формы и др. Наиболее эффективным способом интенсификации теплообмена стало принудительное движение песчинок сыпучего наполнителя вокруг охлаждаемой отливки. Внутриформенное разрежение использовали как силовой фактор для пропускания хладагента (газа, жидкости) через поровое пространство песка вокруг отливки, а подачей в песок воды создавали температурно-влажностные факторы теплопереноса, сопровождающегося агрегатными превращениями влаги (вода - пар - конденсат) как эффективного механизма теплообмена с учетом поглощения удельной теплоты 2500 кДж/кг при переходе воды в пар.

Методика экспериментов базировалась на термическом анализе (с применением термопар и прибора для записи температуры) затвердевания и охлаждения отливки в контейнерной вакуумируемой песчаной форме, в которой процессом ЛГМ получали цилиндрическую чугунную отливку диаметром 50 мм, массой 4 кг при массе песка в форме 24 кг. Отношение 6/1 как расход 6 кг песчаной смеси на 1 кг отливки – типовое для проектирования смесеприготовления литейных цехов. Термоанализ показал, что формы с дисперсным наполнителем без связующего позволяют увеличить скорость охлаждения отливки в 1,2–2,0 раза главным образом путем фильтрации газообразного или жидкого хладагента сквозь песчаную среду формы. Путем математического моделирования тепловых процессов получено выражение для коэффициента теплоотдачи α (в конвективной составляющей по закону Ньютона-Рихмана). По данным термоанализа определили численные значения α для различных способов принудительной конвекции в литейной форме как метода регулирования скорости охлаждения отливки путем дозированного увлажнения песка и фильтрации влаги в вакуумируемой форме или перемещения песка в контейнере. При этом повысили скорость охлаждения отливок в 1,2-1,5 раза при литье по ЛГМ-процессу, по сравнению с отсутствием такой конвекции [1]. Наряду с ускоренным охлаждением отливки в форме разработаны способы ее нагревания, что позволяет извлекать из формы отливку при высоких температурах, когда ее металл (железо-

углеродистые сплавы) находится в аустенитном состоянии, и выполнять термообработку отливки, используя песок формы. Для такой обработки отливки предложен метод контроля структуры металла. А для контроля и исследования тепловых потоков в песчаной, воздушной и водо-воздушной средах рассмотрены методы получения информации о тепловом потоке и его плотности (рис. 1 [2]).

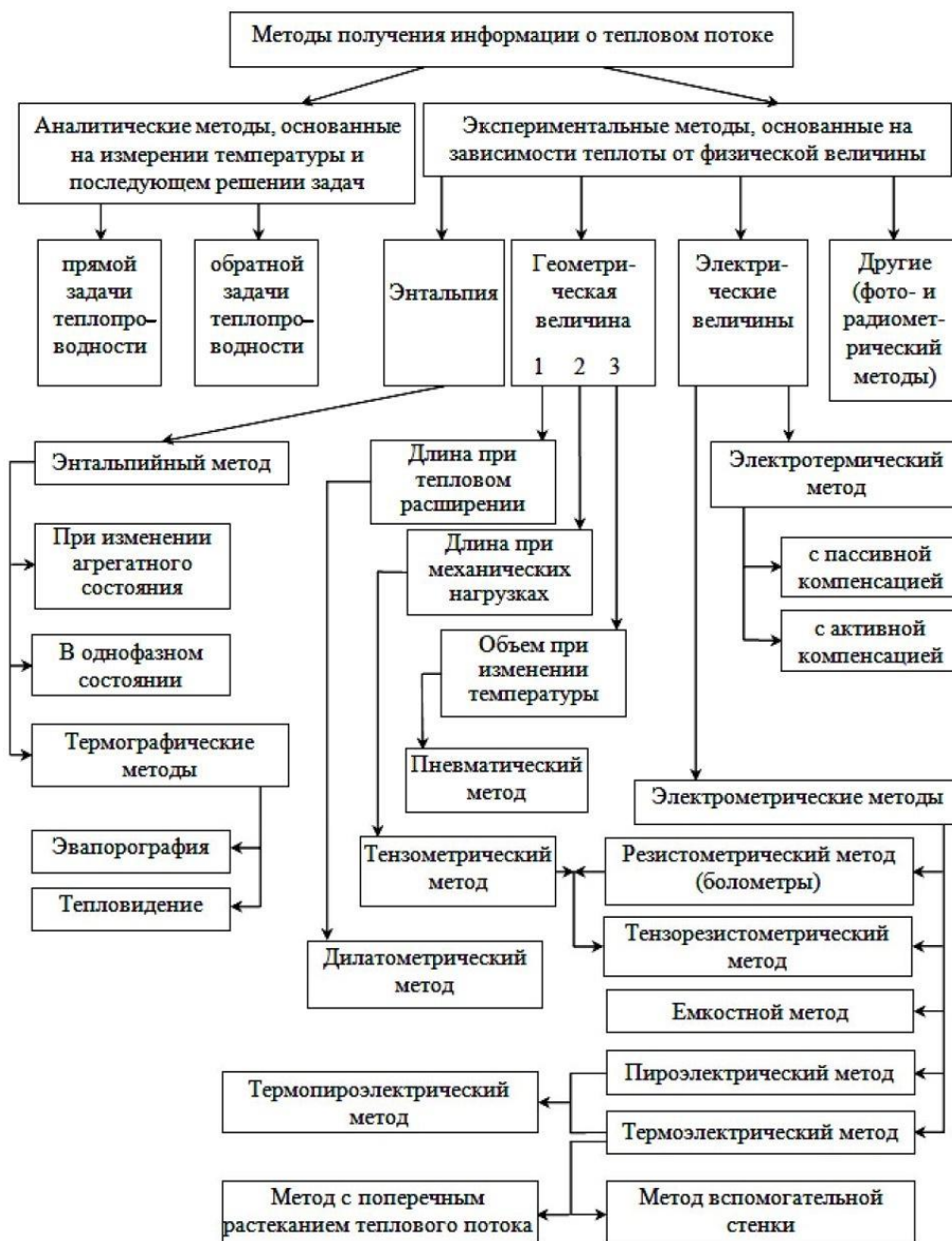


Рис. 1. Методы получения информации о тепловом потоке и его плотности

ЛИТЕРАТУРА

1. Дорошенко В.С. Регулирование охлаждения отливки в вакуумируемой форме фильтрацией хладагентов и движением частиц песка // *Литейное производство*. - 2013. - № 10. - С. 32-37.
2. *Теплометрия: теория, методология, практика.* / Т. Г. Грищенко и др. Кн. 1: Методы и средства измерения теплового потока – К.: Инст. технич. теплофизики НАНУ, 2017 – 438 с.

МОЖЛИВОСТІ ФОРМОВКИ З СИПКИХ ПІЩАНИХ СУМІШЕЙ ЧИ ПІСКУ

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

Формовка із застосуванням сипкого піску відома чудовою особливістю - низькою трудомісткістю засипки-уцілення та регенерації піску. Зокрема, на позиції формовки ліній лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ) зазвичай присутній один робітник і, крім вібрації 1,5-2 хвилини, не використовують інших силових впливів. Застосовують вібростіл і обладнання, схоже на типові лінії для переробки сипких будматеріалів. Формувальні лінії традиційних видів формовки зі зв'язуючим (з капіталомісткими машинами струшування чи пресування, або з сумішами, що хімічно тверднуть, з неорганічним зв'язуючим та низькими можливостями до регенерації, або з органічним зв'язуючим та низькими умовами екологічної безпеки) в Україні і в країнах СНД практично не випускають, а закупаються дороге імпортне обладнання.

Досвід формовки по ЛГМ-процесу з сипким піском, який при засипанні форми і віброуціленні схожий на «псевдорідину» навколо моделі, схематично зобразили на рис. 1 у вигляді схеми формувально-фільтрувальних можливостей.



Прагнення зберегти вигідні властивості сипкого піску призвело до патентування нових сумішей переважно з неорганічним зв'язуючим та легкою регенерацією сумішей впливом тепла вилівка. Такі суміші придатні до нових видів формовки за льодяними (крижаними) моделями, чи зі струменевим змішуванням в оснастці в момент її заповнення тощо. Втім, пісок при ЛГМ в загальному випадку є також сипкою сумішшю регенованого, оборотного та свіжого піску, яка зміцнюється дією вакууму в формі, та названий в цих тезах так лише для виокремлення його від сумішей зі зв'язуючим.

Рис. 1. Можливості сипких суміші і піску у формі

ПРИНЦИП ФИЛЬТРАЦИОННОЙ ФОРМОВКИ

Дорошенко В. С., Шинский В. О. (ФТИМС НАНУ, г. Киев)

Обычно способ производства, состоящий из перечня операций, носит название по признаку, отличающему его от других способов.

В работах проф. Знаменского Л. Г. (ЮУрГУ) [1] описана технология фильтрационной формовки, при которой в оснастку засыпают только сухой наполнитель, представляющий собой огнеупорный зернистый материал (со средним размером зерна 0,1-0,4 мм), плакированный гелеобразователем (отвердителем – хлоридом алюминия, количество его раствора 1-4 % к массе наполнителя). Жидкое связующее – раствор жидкого стекла плотностью 1100-1250 кг/м³ вводят в наполнитель методом фильтрации через специальные отверстия в оснастке.

Продвигаясь в межзерновом пространстве плакированного зернистого материала, пропитывающее жидкое связующее контактирует с гелеобразователем, химически отверждается, придавая прочность формовочной смеси. Фильтрацию усиливает вакуумирование наполнителя с остаточным давлением воздуха 10-80 кПа.

Глубина перемещения фильтрующейся жидкости в сухом наполнителе с плакированием достигала порядка 140-200 мм в зависимости от электромагнитной обработки этой жидкости для «разжижения». После пропитки формы ее продувают воздухом для получения капиллярно-пористой структуры. Изготовление форм и стержней по холодной оснастке фильтрацией связующим песка, плакированного гелеобразователем, обеспечивает стабильность структурообразования вследствие равномерного распределения в смеси отвердителя. В отличие от «Шоу-процесса», при введении жидкого связующего в предварительно созданную жесткую скелетную структуру песка в оснастке практически полностью отсутствует усадка и трещинообразование форм при дальнейших операциях с ними, например, свойственных литью по выплавляемым моделям.

Крупногабаритные стержни для чугунного литья получают ярусным подводом связующего в стержневой ящик для перекрытия зон отверждения смеси в одно целое. Отмечено улучшение качества литой поверхности, снижение в 1,4-1,7 раза толщин стенок и массы крупногабаритных художественных отливок (по выплавляемым моделям) при сокращении более чем в 1,5 раза себестоимости их изготовления.

В предложенных нами способах фильтрационная формовка [2, 3] также основана на пропитке водой сухой песчаной смеси с порошковыми гидратационными вяжущими (гипс, цемент в количестве 10-25 % от массы наполнителя). Из природных кристаллогидратов термообработкой удалили влагу и практически привели их к нестабильному состоянию, впитывая влагу из воздуха в цехе, они теряют активность при образовании гидратных оболочек на их частицах. Поэтому их хранят в сухом помещении в герметичной таре. Упрочнение форм основано на гидратации при взаимодействии с водой минералов цемента или гип-

са с образованием кристаллогидратов, которые, срастаясь, создают связи между песчинками формовочной смеси.

В способах [2, 3] совмещают фильтрацию с удалением (выплавлением) разовой ледяной модели из формы, вокруг которой в контейнере предварительно засыпали сухую песчаную смесь. Собственно, расплав модели и служит фильтратом. Поскольку смесь активно впитывает расплав модели благодаря хемосорбции, и ставилась задача получения оболочковой формы, то смесь в сухом виде виброуплотняли в контейнере с моделью и затем специально не продували воздухом. Таким уплотнением достигали наиболее плотной упаковки зерен смеси, повышая коэффициент ее внутреннего трения.

Практически из смеси подобного состава ледяную модель перед формовкой покрывали порошковой краской только с более мелкозернистым наполнителем, а также при необходимости применяли порошковый наполнитель с повышенными противопожарными свойствами. Слой порошковой краски увлажняли водо-воздушной дисперсией (аэрозолем), создавая на поверхности модели полутвердое покрытие, используя то свойство кристаллогидратов, что они долго твердеют, но быстро схватываются. Также при этом использовали связующие свойства воды в контакте с зёрнами минералов порошковой краски.

С опорой на это твердеющее покрытие смесь (как правило, комнатной температуры) вокруг плавящейся модели не осыпалась, а впитывала расплав модели, реализуя механизм твердения кристаллогидратов.

Используя признаки рассмотренных формовочных процессов, полагаем, что принцип фильтрационной формовки состоит в засыпке сухой песчаной смеси в формообразующую оснастку и фильтрации сквозь поры этой смеси (пропитки) жидкости (или газа), в результате которой смесь отверждается - приобретает прочность как монолитная конструкция.

При этом используют преимущество высокой текучести сыпучих материалов, что ведет к низкой трудоемкости и простой автоматизации засыпки их в оснастку и уплотнения, а также то, что носителем реагентов связующей (твердеющей) композиции могут быть сухая сыпучая смесь и (или) фильтруемое вещество (filterable substance) [4].

ЛИТЕРАТУРА

1. Знаменский Л. Г., Ивочкина О. В., Ермаков И. Н. Электроимпульсно-фильтрационные технологии изготовления литейных стержней и форм // Вестник ЮУрГУ. – 2007. - № 13. - С. 39 - 42.
2. Пат. 91197 Україна, МПК В22С 9/02. Спосіб фільтраційного формування / О. Й. Шинський, В. С. Дорошенко. - Опубл. 25.06.2014. - Бюл. № 12.
3. Пат. 79719 Україна, МПК В22С 9/02. Спосіб фільтраційного формування по легкоплавких моделях / О. Й. Шинський, В. С. Дорошенко, Ю. М. Іванов. - Опубл. 25.04.2013. - Бюл. №8.
4. Дорошенко В.С. Варианты твердения формовочных смесей при литье по ледяным моделям // Литейное производство. – 2016. - № 3. - С. 29-34.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКАЯ БАЗА ДАННЫХ ДЛЯ НАПРАВЛЕННОГО ПОИСКА ПЕРСПЕКТИВНЫХ СОСТАВОВ ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩИХ ВЭС

Древаль Л. А. (MSI International GmbH, Германия, г. Штутгарт; ДГМА, г. Краматорск), Агравал П. Г., Турчанин М. А. (ДГМА, г. Краматорск), Довбенко А. И., Ильенко С. М., Эффенберг Г. (MSI International GmbH, Германия, г. Штутгарт; ДГМА, г. Краматорск)

Фазовые превращения в системе Co–Cr–Cu–Fe–Ni и ее подсистемах, представляют важность для разработки инструментальных и функциональных дисперсионно-упрочняемых ВЭС для работы в области средних температур (до 1200 К). Литой двухфазный сплав CoCrCuFeNi (в мольных долях) демонстрирует исключительную пластичность и средние показатели микротвердости, предела текучести, прочности на сжатие, модуле Юнга. В [1, 2] было показано, что механические свойства материала могут быть улучшены после холодной прокатки. В целом, отмечается исключительную важность понимания твердофазных превращений в сплавах системы Co–Cr–Cu–Fe–Ni, а следовательно, и в ее подсистемах.

Выбор перспективных составов ВЭС может быть сделан на основании анализа центральной части диаграммы состояния многокомпонентной системы. Комбинируя термодинамическое моделирование и экспериментальные исследования, можно с большой долей надежности предсказать перспективные составы сплавов, а затем провести необходимые исследования с целью подтверждения прогноза и дальнейшей корректировки. Одной из наиболее успешных методик в области компьютерного моделирования фазовых равновесий является CALPHAD-метод (Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry), в рамках которого могут быть получены термодинамические описания систем в ходе оптимизации имеющихся экспериментальных данных о фазовых равновесиях и термодинамике фаз. В случае пятикомпонентной системы необходимым является наличие термодинамических описаний граничных двух- и трехкомпонентных систем, поскольку взаимодействие между более чем тремя компонентами предполагается сравнительно слабым. Главное же условие создания надежной термодинамической базы данных для многокомпонентных систем – непротиворечивость и совместимость термодинамических описаний граничных двух- и трехкомпонентных систем.

Термодинамические описания систем Co–Cu–Fe [3], Cu–Fe–Ni [4] были объединены в единую базу данных для моделирования фазовых равновесий в четырехкомпонентной системе Co–Cu–Fe–Ni. Недостающее термодинамическое описание системы Co–Fe–Ni было получено путем компиляции моделей фаз и соответствующих параметров в двойных системах [3-5]. Такой подход является правомочным в случае данной системы, в которой взаимодействие компонентов близко к идеальному. Термодинамическое описание системы Co–Cu–Ni было выполнено в настоящей работе.

Полученная база данных системы Co–Cu–Fe–Ni была использована для расчета ряда политермических и изотермических сечений. Следует отметить, что результаты наших расчетов качественно согласуются с результатами работы [6], в которой двухфазная (Cu) + (α Co, γ Fe) структура была получена в сплаве $\text{Co}_{0,25}\text{Cu}_{0,25}\text{Fe}_{0,25}\text{Ni}_{0,25}$ после отжига при 1123 К в течение 24 часов. Таким образом, можно говорить о надежности полученной базы данных, описывающей систему Co–Cu–Fe–Ni. На рис. 1 в качестве примера приведены три политермических сечения. В целом можно сказать, что характер фазовых равновесий в системе Co–Cu–Fe–Ni во многом повторяет характер равновесий в системах Co–Cu–Fe, Cu–Fe–Ni, Co–Cu–Ni. Отдельный интерес вызывает тот факт, что температуры распада (α Co, Cu, γ Fe) фазы на (Cu) и (α Co, γ Fe) твердых растворов в четырехкомпонентной системе выше, чем в трехкомпонентных системах Co–Cu–Fe, Cu–Fe–Ni, и системе Co–Cu–Ni. Такое поведение позволяет предположить, что для системы Co–Cu–Fe–Ni вклад идеальной составляющей в полную энергию Гиббса (α Co, Cu, γ Fe) фазы оказывается недостаточным для его стабилизации. Более того, вклад положительных избыточных составляющих систем Co–Cu–Fe, Cu–Fe–Ni, Co–Cu–Ni значительно превосходит энергию Гиббса смешения (α Co, Cu, γ Fe) фазы, что и выражается в повышении температуры распада данной фазы.

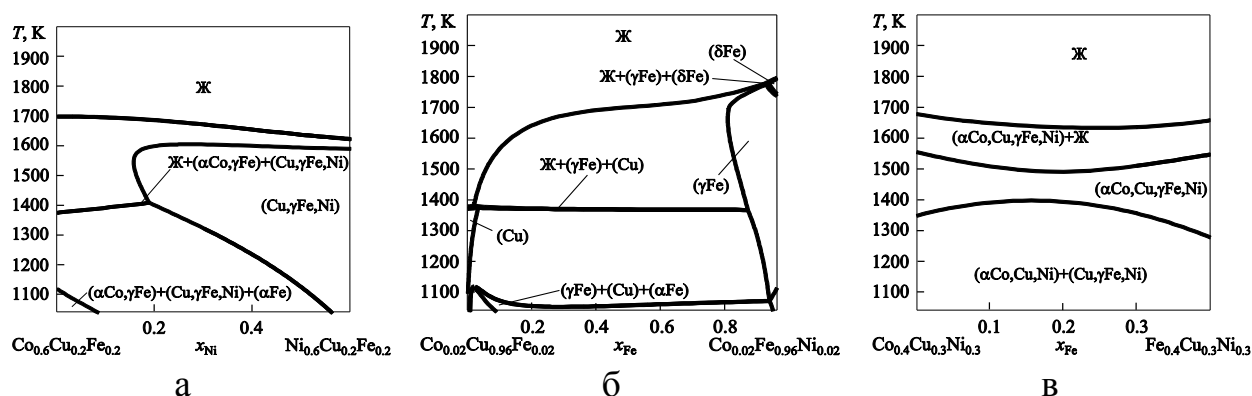


Рис. 1. Политермические сечения системы Co–Cu–Fe–Ni при $x_{\text{Cu}}=0,2$ (а), $x_{\text{Cu}}=0,3$ (б) и $x_{\text{Co}}=0,02$ (в)

ЛИТЕРАТУРА

1. Lin, C.-M. Equilibrium phase of high-entropy FeCoNiCrCu 0.5 alloy at elevated temperature / C.-M. Lin, H.-L. Tsai // *Journal of Alloys and Compounds*. — 2010. — Vol. 489, № 1. — P. 30–35.
2. Lin, C.-M. Effect of aging treatment on microstructure and properties of high-entropy Cu 0.5 CoCrFeNi alloy / C.-M. Lin, H.-L. Tsai, H.-Y. Bor // *Intermetallics*. — 2010. — Vol. 18, № 6. — P. 1244–1250.
3. Энтальпии смешения жидких сплавов и термодинамическое описание системы Cu–Fe–Co / М.А. Турчанин, Л.А. Древал, А.Р. Абдулов, П.Г. Агравал // *Порошковая металлургия*. — 2011. — № 1–2. — С. 123–146.
4. Dreval, L.A. Thermodynamic assessment of the Cu–Fe–Ni system / L.A. Dreval, M.A. Turchanin, P.G. Agraval // *Journal of Alloys and Compounds*. — 2014. — Vol. 587. — P. 533–543.
5. Guillermet, A. F. Assessing the thermodynamics of the Fe–Co–Ni system using a calphad predictive technique / A.F. Guillermet // *Calphad*. — 1989. — Vol. 13, № 1. — P. 1–22.
6. Singh, A. K. On the formation of disordered solid solutions in multi-component alloys / A. K. Singh, A. Subramaniam // *Journal of Alloys and Compounds*. — 2014. — Vol. 587. — P. 113–119.

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ГАРТУВАЛЬНОГО ПОТОКУ НА РІВЕНЬ НАПРУЖЕНЬ В МЕТАЛЕВИХ ВИРОБАХ

Дьяченко Ю. Г. (ДГМА, г. Краматорск)

Одним з найважливіших факторів, що впливають на ефективність і конкурентоспроможність сучасних машин і механізмів, є механічні властивості й службові характеристики їх комплектуючих виробів і деталей, виготовлених з металів і сплавів (міцність, в'язкість, пластичність, довговічність, зносостійкість, схильність до руйнування і т.п.). Найчастіше результати роботи вчених, конструкторів і технологів по створенню високотехнологічного обладнання зводяться нанівенць через недостатній рівень і однорідність механічних властивостей їх окремих агрегатів і деталей. Досягнення необхідного рівня механічних властивостей будь-яких деталей і виробів з металу можливо за рахунок його легування або термообробки. Термообробка виробів є найекономічнішим та найефективнішим засобом забезпечення комбінації оптимального комплексу міцностних і пластичних характеристик металу. Сучасні технології термозміцнення дозволяють забезпечити істотне підвищення міцності виробів, підвищену в'язкість руйнування, особливо при низьких температурах, при збереженні досить високого рівня пластичності. Службові характеристики термозміцнених виробів (довговічність, зносостійкість, схильність до руйнування і т.п.) значно вище, ніж не термооброблених. Крім того, суттєво знижується собівартість продукції, тому що необхідний рівень механічних властивостей забезпечується без використання або при мінімізації дорогих легуючих добавок у метал [1].

Наслідком нерівномірності й неоднорідності об'ємних змін у виробках при охолодженні в них виникають термічні, а у випадку протікання структурних перетворень – і фазові залишкові напруження, що впливають на надійність, довговічність і корозійну стійкість. Тому питання оптимізації залишкових напружень у металевих термооброблених деталях становить значний практичний інтерес.

Одним із сучасних методів підвищення механічних властивостей металевих матеріалів є використання в якості гартівного середовища спреєрного водоповітряного потоку. Гартування здійснюється за допомогою установки, що дозволяє генерувати водоповітряні потоки. Її суть полягає в подачі на поверхню нагрітого виробу охолоджувача за допомогою спеціальних форсунок [2]. У якості охолоджувача можуть застосовуватися вода, повітря або водоповітряна суміш.

Попередньо нагрітий до температури гартування виріб після необхідної витримки в печі при заданій температурі переноситься в робочу камеру установки, куди подається водоповітряний потік, що пройшов через водокрапельну форсунку, встановлену на шляху руху води й повітря. Відбувається охолодження виробу із заданою швидкістю за рахунок однофазного або двофазного (водяного або водоповітряного) потоку [3].

Швидкість охолодження виробу регулюється збільшенням або зменшенням витрати охолоджувальної рідини. Вплив крапельного потоку гартівного середовища в процесі охолодження сталі забезпечує, в порівнянні із загартуванням у традиційних середовищах (вода, мастило), більш високу дисперсність

продуктів мартенситного перетворення й продуктів розпаду мартенситу в ході наступного відпуску. У результаті загартовані із застосуванням крапельного потоку сталеві вироби після остаточної термічної обробки мають підвищені механічні властивості: міцність, пластичність, ударну в'язкість [4].

Проте даних про вплив регульованого гартування на властивості сталевих виробів недостатньо.

Метою даної роботи є дослідження впливу регульованого водоповітряного потоку при гартівному охолодженні на рівень і знак залишкових напруг у сталях.

Залишкові напруги після гартування діляться на температурні й фазові. Щоб виключити вплив останніх, внутрішні (залишкові) напруження визначалися на зразках у формі усадочних скоб (рис. 1) зі сталі аустенітного класу 08X18H12T (C – 0,08 %, Cr – 18 %, Ni – 12 %, Ti – 0,7 %), у якій відсутнє мартенситне перетворення в області позитивних температур.

Надалі був вивчений вплив водоповітряного потоку на напружено-деформований стан сталі 40ХН при термообробці.

Дані, отримані за допомогою усадочних скоб, показують, що залишкові напруження після відпуску з водоповітряною обробкою в середньому на 30% менші, чим залишкові напруження в зразках, що не зазнали водоповітряного впливу.

За результатами досліджень можна зробити висновок про те, що вплив регульованого водного або водоповітряного потоку, створеного спреєрною установкою дозволяє знизити рівень напружень у металевих виробах і зменшити деформації. При цьому охолоджувальна здатність установки може варіюватися від швидкості, що перевищує швидкість охолодження в мастилі, до швидкості охолодження повітряним потоком.

ЛІТЕРАТУРА

1. http://www.vniimt.ru/pdf/pub/80_VNIIMT_Controlled_cooling-as_one_way_to_improvethe_strength_properties_of_rolled_steel_and_articles_thereof.pdf
2. Липунов Ю.І. (ВАТ «ВНИИМТ») Регулируемое охлаждение - как один из способов повышения прочностных характеристик стального проката и изделий из него
3. Дьяченко, Ю. Г. Оборудование для исследования процессов охлаждения массивных стальных изделий / Ю.Г. Дьяченко // Вестник Донбасской государственной машиностроительной академии: сборник научных трудов. - Краматорск: ДГМА, 2016. - № 1 (37). -с. 34-37
4. Большаков, В.И. Оборудование термических цехов, технологии термической и комбинированной обработки металлопродукции / В.И. Большаков В.И., Долженков И.Е., Зайцев А.В. - Днепропетровск: «РИА Днепр-VAL», 2010. - 619 с.
4. Иванов, Д. А. Влияние пульсирующего газового потока на напряженное состояние термообработанных деталей / Д.А. Иванов. Современные наукоемкие технологии. - 2015. - № 2. - С. 64-67.

ОСНОВНЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ ПО УЛУЧШЕНИЮ ЭКОЛОГИЧЕСКИХ УСЛОВИЙ В ЛИТЕЙНЫХ ЦЕХАХ

Евтушенко Н. С., Евтушенко С. Д. (НТУ «ХПИ», г. Харьков)

Современные технологические процессы литейного производства сложны и разнообразны. В них широко используются вещества и материалы с различными, часто агрессивными свойствами, применяются различные виды физико-химического воздействия на материалы, используется технологическое оборудование, которое нередко является источником повышенной опасности.

Технологические процессы изготовления отливок характеризуются большим числом операций, при выполнении которых выделяются пыль, аэрозоли и газы. Пыль, основной составляющей которой в литейных цехах является кремнезём, образуется при приготовлении и регенерации формовочных и стержневых смесей, плавке литейных сплавов в различных плавильных агрегатах, выпуске жидкого металла из печи, внепечной обработке его и заливке в формы, на участке выбивки отливок, в процессе обрубки и очистки литья, при подготовке и транспортировке исходных сыпучих материалов.

На атмосферный воздух приходится более 70% всех вредных воздействий литейного производства.

Применение органических связующих при изготовлении стержней и форм приводит к значительному выделению токсичных газов в процессе сушки и особенно при заливке металла. В зависимости от класса связующего в атмосферу цеха могут выделяться такие вредные вещества как аммиак, ацетон, акролеин, фенол, формальдегид, фурфурол и т. д. При изготовлении форм и стержней с тепловой сушкой и в нагреваемой оснастке загрязнение воздушной среды токсичными компонентами возможно на всех стадиях технологического процесса: при изготовлении смесей, отверждении стержней и форм и охлаждении стержней после извлечения из оснастки.

Количество фенолов в отвалных смесях превышает содержание других токсичных веществ. Фенолы и формальдегиды образуются в процессе термодеструкции формовочных и стержневых смесей, в которых связующим являются синтетические смолы. Эти вещества хорошо растворимы в воде, что создает опасность попадания их в водоёмы при вымывании поверхностными (дождевыми) или грунтовыми водами.

Улучшение состояния воздушной среды и уменьшение техногенного воздействия на природу и человека возможно при использовании производств необходимо проводить по следующим направлениям: использование прогрессивных технологических процессов как литье по газифицируемым моделям, ледяным моделям, использование замороженных форм, которые позволяют количество выбросов в сотни раз.

Значительно уменьшают техногенное воздействие следующие технологические процессы в литейном производстве: вакуум-пленочная формовка, применительно к формообразованию, и низкотемпературная формовка применительно к стержням.

Для изготовления форм и стержней названных процессов не используют органические связующие, что исключает выделение в воздушную среду цеха газообразных продуктов деструкции при заливке, охлаждении и выбивке отливок. Также, к условно безопасному следуют отнести литье в металлические формы, однако его использование ограничено по экономическим соображениям.

Несомненным преимуществом обладают смеси на связующих неорганического происхождения. При разработке технологий на холоднотвердеющих смесях предложено использование условно безопасных смоляных связующих, например, смолы ОФОС на основе олигофурфурилоксисилоксанов, а также использование в качестве неорганического связующего жидкого стекла.

ЛИТЕРАТУРА

1. Болдин А.Н. Экология литейного производства./А. Н. Болдин, С. С.Жуковский, А. Н. Поддубный- Брянск:БГТУ- 2001,-383с.
2. Соляков Д.Я.Газовыделение бензола при термодеструкции стержней, изготовленных по «Hot-box» и «Cold-box-amin»-процессам / Д. Я. Соляков, А. Н. Болдин //Литейное производство.-2005 -№9.-С.10-16.
3. В. С. Кривицкий. Об экологических проблемах литейного производства. /Литейное производство.-1998- № 1, С.9-14
4. Лапин В.Л., Сердюк Н.И. Охрана труда в литейном производстве. –М.: Машиностроение,1990. -128с.
5. Шинский О.И. Экология, технология и экономика литейного производства Украины // Оборудование и инструмент для профессионалов. -2011- №4. – С.90- 94.
6. Шинский О.И. Образование и нейтрализация вредных выбросов при производстве литья с использованием моделей из пенополистирола./ О.И. Шинский О.И, И.А.Шалевская// Металл и литье Украины.-2016,-№1(272),.-С.23-25.
7. Евтушенко Н.С. Использование экологически чистых связующих в литейном производстве. /Металлургическая и горнорудная промышленность. –2016 – №3.- С.48-53
8. Патент на корисну модель № 23593 Україна. Спосіб одержання холоднотвердіючих сумішей. Авторів Каратєєв А.М., Пономаренко О.І., Євтушенко Н.С. та ін. Опубл. 25.05.2007. Бюл. № 7, 2007 р.

ОЦЕНКА ПЛОТНОСТИ МЕТАЛЛА КРУПНЫХ СЛИТКОВ МЕТОДАМИ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Ефимов М. В. (ПАО «Энергомашспецсталь», г. Краматорск), Биктагиров Ф. К. (ИЭС им. Е. О. Патона, г. Киев), Тарасевич Н. И. (ФТИМС НАНУ, г. Киев), Падалка В. Г., Селютин А. А. (ПАО «Энергомашспецсталь», г. Краматорск)

Математическое моделирование формирования стальных слитков широко применяется для оценки влияния условий их производства на те или иные показатели качества литого металла. С целью оценки влияния конусности и температуры подогрева различных частей оснастки на плотность металла крупных слитков выполнено с использованием программного пакета LVMFlow математическое моделирование формирования слитка массой 355 т производства ПАО «Энергомашспецсталь».

Изменение конусности осуществлялось в пределах от 3 до 20 %, а температура прибыли и верхней части изложницы выбиралась исходя из условий, которые могут создаваться при усиленной теплоизоляции прибыли и дополнительном подогреве здесь металла. Плотность металла оценивалась по критерию Ниямы, характеризующего условия проникновения жидкого металла к затвердевающим областям и заполнения им образующихся усадочных пустот. Расчет этого критерия в виде численных значений в пределах от 0 до 3,0 и в виде цветовой шкалы (КН ЦШ) входит в результаты, выдаваемые при моделировании.

Для сравнительной оценки влияния технологических факторов на физическую однородность моделируемых слитков была разработана методика, заключающаяся в определении отношения протяженности в слитке области повышенной пористости (ОПП), выявляемой по критерию Ниямы, к общей длине тела слитка. Численное значение данного отношения, выраженной в процентах, мы назвали условный показатель критерия Ниямы (УП КН) и он являлся характеристикой степени развития в слитке пористости.

Анализ результатов моделирования показывает, что при неизменной массе слитка изменение конусности влечет за собой изменение его высоты и, соответственно, отношение высоты к среднему диаметру слитка (H/D_{cp}). Увеличение конусности, как и следовало ожидать, ведет к снижению его пористости. При этом значение УП КН уменьшается в зависимости от вариантов моделирования с 43 до 28 %. А минимальные значения критерия Ниямы (КН) находятся в пределах 1,3 – 1,6. Влияние отношения H/D_{cp} в зависимости от изменения конусности за счет нижнего или верхнего диаметра слитка показывает, что при конусности примерно до 14 % предпочтительнее увеличивать конусность за счет уменьшения нижнего диаметра слитка. При большей конусности предпочтение имеет увеличение конусности за счет изменения верхнего диаметра слитка.

Также согласно результатам моделирования повышенное утепление прибыли слитков такой массы оказывает незначительное влияние на их пористость. Существенное улучшение физической однородности крупных слитков достигается лишь при увеличении температуры прибыли и верха изложницы. Причем в одном из вариантов подогрева даже при наличии в слитке сравнительно протяженной области пониженной плотности (УП КН порядка 20 %) минимальное значение критерия Ниямы здесь не опускается ниже 2,6. Т.е составляет порядка 87 % от максимального значения КН, характеризующего отсутствие пористости в металле.

Таким образом, оценка плотности металла крупных слитков с использованием математического моделирования подтверждает решающее влияние конусности и отношения высоты к среднему диаметру на физическую его однородность и показывает, что полностью подавить развитие дефектов усадочного происхождения возможно только при дополнительном подводе тепла к прибыли.

ОСОБЕННОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОМ ХРОМОНИКЕЛЕВОМ СПЛАВЕ, ПОЛУЧЕННОМ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКОЙ ПОРОШКОВОЙ ЛЕНТОЙ

Ефременко Б. В., Белик А. Г., Чигарев В. В. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

Порошковая лента ПЛ АН-111 используется для электродуговой наплавки покрытий на детали и компоненты металлургического оборудования, работающего при интенсивном абразивном (газоабразивном) изнашивании в сочетании с нагревом до высоких температур. Номинальный химический состав порошковой ленты (5 % С, 40 % Cr, 40 % Ni, 2 % Si, 1 % Mn, Fe – остальное) позволяет формировать гетерофазную аустенитно-карбидную структуру, обладающую высокой абразивной износостойкостью в сочетании с повышенной стойкостью к высокотемпературной коррозии. Межфазное распределение элементов в покрытии, полученном наплавкой лентой ПЛ АН-111, представляет интерес с учетом его влияния на формирование микроструктуры и свойств металла. Особенно это относится к случаю наплавки с перекрытием валиков, при котором структура и сегрегация элементов могут варьироваться по сечению покрытия в значительных пределах.

Материалом исследований служил сплав, полученный электродуговой наплавкой порошковой лентой ПЛ АН-111 на пластину толщиной 30 мм из стали 09Г2С двумя валиками с 50 %-м перекрытием. Наплавка производилась при следующих параметрах: ток – 650-750 А; напряжение дуги – 30-34 В; скорость наплавки - 32 м/ч. Микроструктуру и фазовый химический состав изучали с применением сканирующего электронного микроскопа JSM-6510 LV (JEOL) с энергодисперсионным анализатором X-Act detector (Oxford Instruments).

В результате проведения исследований было установлено, что в пределах наплавленного слоя распределение легирующих элементов (Cr, Ni, Mn) носит неоднородный характер; в большей степени этот вывод относится к зонам сплавления (перекрытия) валиков. Степень неоднородности максимальна в области, соответствующей перекрытию валиков, что обусловлено выраженным структурным градиентом по высоте слоя. В пределах этого градиента структура меняется от аустенитной бескарбидной (на границе с основой) к эвтектической и далее – к заэвтектической структуре. В зоне перекрытия валиков присутствуют эвтектические карбиды с пониженным содержанием хрома (33-34 %) и повышенной концентрацией никеля. Над зоной перекрытия зафиксировано сильное обеднение матрицы хромом, что связано с формированием крупных первичных карбидов M_7C_3 , содержащих до 57 % Cr. Матрица, залегающая под зоной перекрытия, обеднена хромом вследствие выделения вторичных карбидов термического влияния от сплавления валиков. Установлено, что характерной особенностью эвтектических и первичных карбидов хрома M_7C_3 , формирующихся в Fe-5%С-40%Cr-40%Ni сплаве, является их сильное обогащение никелем: содержание никеля варьируется от 3 % в первичных карбидах до 17,6 % - в эвтектических карбидах.

ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ ЭКЗОТЕРМИЧЕСКОЙ СМЕСИ НА НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ВКЛЮЧЕНИЯ В НАПЛАВЛЕННОМ МЕТАЛЛЕ

Жариков С. В., Гринь А. Г., Соловьев В. М. (ДГМА, г. Краматорск)

При сварке и наплавке самозащитными порошковыми проволоками (СПП) характерно отставание плавления сердечника от оболочки [1], что отрицательно сказывается на однородности и свойствах наплавленного металла, оказывает влияние на его структуру и вызывает засорение неметаллическими включениями.

Для улучшения характеристик плавления СПП и уменьшения отставания плавления сердечника от оболочки применяются экзотермические смеси, вводимые в состав шихты проволок [2]. Тепловой эффект экзотермических реакций в нашей стране и за рубежом широко применяется в качестве эффективного воздействия на технологические процессы. Поэтому изучение влияния экзотермической смеси на структуру и свойства наплавленного металла при сварке и наплавке СПП является актуальным вопросом.

Для исследования влияния экзотермической смеси на неметаллические включения в наплавленном металле, были изготовлены СПП с экзотермической смесью окалина-алюминий и смесью железного и алюминиевого порошков. Содержание экзотермической смеси и смеси железного и алюминиевого порошков в шихте сердечника СПП составляло 40 массовых процентов. Выполнялась наплавка валиков на пластины из стали 45 размером 10×50×200 мм на режиме $I_{CB} = 380...400$ А, $U_D = 29...30$ В, $V_{CB} = 19,3$ м/ч. Пластины предварительно подогревались до температуры 200 °С, а после наплавки охлаждались под слоем флюса. Анализ наплавленного металла для выявления неметаллических включений выполнялся на нетравленых шлифах.

Исследования показали, что неметаллические включения в металле, наплавленном СПП без экзотермической смеси частично расположены по зерну, с преобладанием расположения по его границам. Присутствует большое количество включений вытянутой формы, которые снижают механические свойства наплавленного металла. Содержание неметаллических включений составляет 0,046...0,049 %. Введение в состав СПП экзотермической смеси уменьшает количество неметаллических включений, в том числе включений вытянутой формы. Значительно чище границы зерна. Содержание неметаллических включений в наплавленном металле составляет 0,028...0,03 %.

Таким образом, установлено, что введение экзотермической смеси в состав шихты сердечника СПП, приводит к снижению содержания количества неметаллических включений и их общей площади.

ЛИТЕРАТУРА

1. Теория сварочных процессов: учебник для вузов / А. В. Коновалов, А. С. Куркин, Э. Л. Макаров и др. . – М. : Издательство МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2007. – 752 с.
2. Современное состояние и технология термитной сварки / В. В. Андреев и др. // Автоматическая сварка. – 1990. – №2. – С. 67-70.

СТРУКТУРА ТА ФАЗОВИЙ СКЛАД БАГАТИХ НА АЛЮМІНІЙ ЛИТИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al–Ti–Pt

Заїкіна О. В., Хоружа В. Г., Корнієнко К. Є., Великанова Т. Я.
(ІІМ НАНУ, м Київ)

Сплави на основі алюмінідів титану, леговані іншими *d*-металами, широко використовуються в сучасній техніці. Вагомий внесок при легуванні можуть привнести метали групи Платини, які, окрім збільшення жароміцності і жаростійкості, здатні підвищувати корозійну стійкість 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.

Дана робота присвячена дослідженню структури та фазового складу литих сплавів системи Al–Ti–Pt в області складів 60–100% (ат.) Al з метою встановлення характеру кристалізації сплавів та визначення температурних і концентраційних областей існування фаз, що утворюються при кристалізації. Відповідні дослідження проводяться вперше.

Сплави для дослідження виплавляли дуговою або левітаційною плавкою та досліджували методами локального рентгеноспектрального аналізу (ЛРСА), скануючої електронної мікроскопії (СЕМ), рентгенівського фазового (РФА) та диференційного термічного (ДТА) аналізів.

На базі одержаних результатів встановлено, що в алюмінієвому куті системи за перитектичною реакцією $L + \langle \text{Ti}_2\text{Al}_5 \rangle + \langle \text{TiAl} \rangle \rightleftharpoons \tau_1$ при температурі 1405 °С утворюється відома з літератури потрійна сполука τ_1 ($\text{Al}_{67}\text{Ti}_{26}\text{Pt}_7$) з кристалічною ґраткою типу AuCu_3 . Структура литих сплавів відображає переважно нерівноважні процеси, які протікають при кристалізації сплавів, що обумовлено великою різницею температур плавлення збагачених на титан чи платину сплавів і чистого алюмінію, і є наслідком направленості процесів кристалізації від обмежуючих подвійних систем углиб потрійної, а далі — у бік алюмінію. При цьому відбувається різке пониження температури від 1432 °С — температури утворення подвійної сполуки Ti_2Al_5 до температури евтектики $l \rightleftharpoons \langle \text{Al} \rangle + \langle \text{Al}_{21}\text{Pt}_5 \rangle$ 655 °С, яка є найнижчою у системі. Виходячи з фазового складу литих сплавів встановлено протяжність полів первинної кристалізації потрійної сполуки τ_1 , твердих розчинів на основі подвійних сполук Ti_2Al_5 , TiAl_3 , Al_2Pt , $\text{Al}_{21}\text{Pt}_8$, $\text{Al}_{21}\text{Pt}_6$, $\text{Al}_{21}\text{Pt}_5$ та алюмінію. Найбільш протяжні поля виявлено у фаз $\langle \text{Al}_2\text{Pt} \rangle$ та $\langle \text{TiAl}_3 \rangle$, найбільш вузькі — у $\langle \text{Al}_{21}\text{Pt}_6 \rangle$, $\langle \text{Al}_{21}\text{Pt}_5 \rangle$ та $\langle \text{Al} \rangle$.

Встановлено, що в алюмінієвому куті системи Al–Ti–Pt, окрім чотирифазної нонваріантної рівноваги утворення потрійної сполуки τ_1 , при температурах 1310, 1275, 1060, 925, 820 та 660 °С реалізуються ще 6 чотирифазних нонваріантних рівноваг за участю рідини, дві з яких мають перитектичний характер, решта – перехідний.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ГРАНИЧНЫХ УСЛОВИЙ ПРИМЕНИМОСТИ МЕТОДА ЛИТЬЯ В ЗАМОРОЖЕННЫЕ ФОРМЫ С ЗАМОРОЖЕННЫМИ СТЕРЖНЯМИ

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

Одним из перспективных методов получения отливок из цветных сплавов является литье в замороженные литейные формы (ЗЛФ).

Особенностью литья в ЗЛФ является существенное увеличение прочности (более чем в 10 раз) форм, по сравнению с литьем в песчано - глинистые сухие формы. Использование воды в качестве основного связующего приводит к улучшению выбиваемости форм и стержней на 90%.

Определение граничных условий применимости метода литья в замороженные формы с замороженными стержнями является одной из основных задач при использовании данного метода литья. Для решения этой задачи были разработаны и реализованы физическая и математическая задачи, а также проведены эксперименты.

На основании проведенных расчетов, подтвержденных экспериментальными данными была построена номограмма, для определения граничных условий применимости метода литья в замороженные формы с замороженными стержнями (см. рис.1) и получена математическая зависимость глубины прогрева формы (стержня) δ в зависимости от толщины отливки x .

$$\delta = -0,002x^3 + 0,065x^2 + 0,206x + 0,110 \quad (1)$$

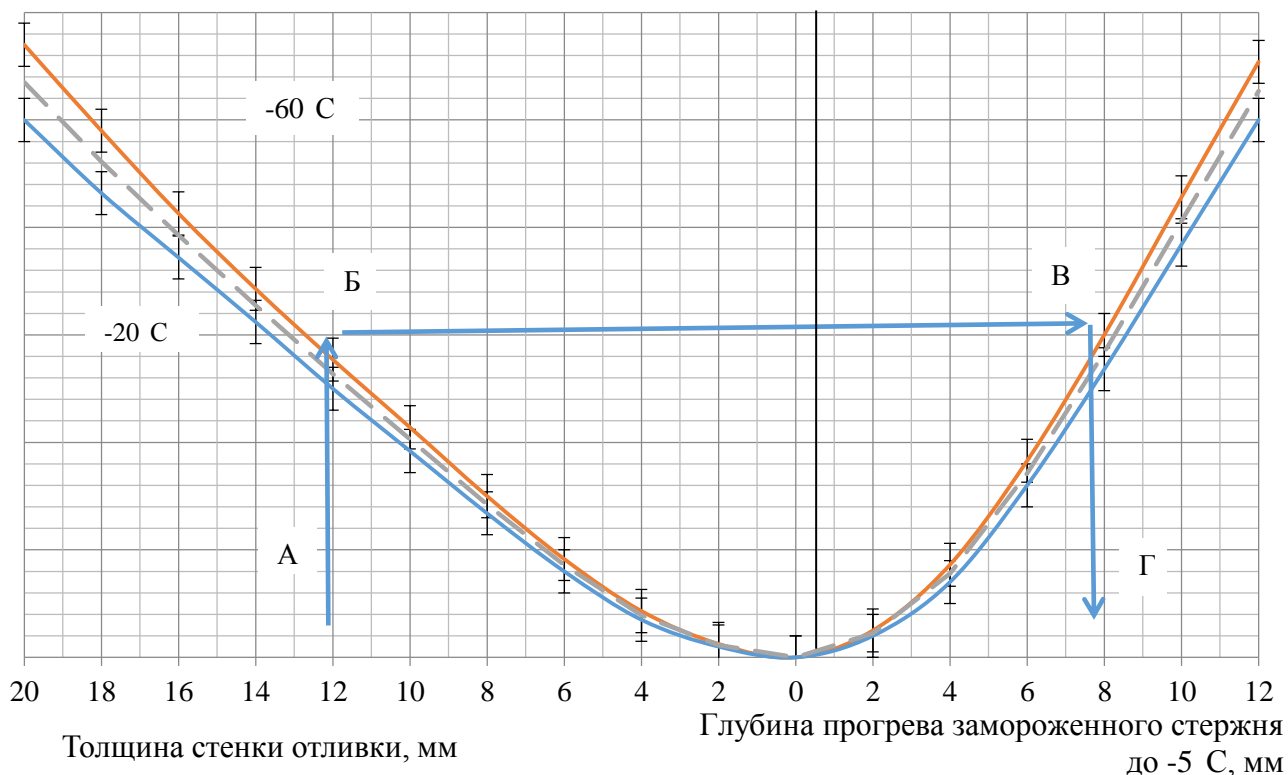


Рис. 1. Номограмма определения толщины замороженного стержня в зависимости от толщины стенки отливки

Проведенные исследования позволяют сделать вывод об удовлетворительном описании предлагаемой моделью реального процесса, что дает возможность использовать ее для исследования влияния технологических параметров ЗЛФ на формирование отливок из различных сплавов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Замятин Н. И. Математическая модель тепло-массо переноса в низкотемпературной форме на основе клеточных автоматов [Текст] / Н. И. Замятин, С. А. Замятин // Материалы XI Международной научно-практической конференции. – Запорожье: ЗТПП, 2015. – С. 100–102.

ВИБІР ОПТИМАЛЬНОЇ СТРУКТУРИ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ДЛЯ ПОРШНЕВИХ КІЛЕЦЬ МАЛОПОТУЖНИХ ДВОТАКТОВИХ ДВИГУНІВ

Іванов В. Г. (ЗНТУ, м. Запоріжжя)

Поршневі кільця відносяться до відповідальних деталей двигунів, багато в чому визначаючи їх експлуатаційні показники та ресурс. Тому забезпечення оптимальної стабільної структури поршневих кілець створює значний резерв для підвищення їх службових властивостей та є актуальною задачею машинобудування.

З високоміцних чавунів, як правило, виготовляють найбільш напружені верхні компресійні кільця, які повинні мати високу зносостійкість, міцність, пружність, а також добре оброблятися різанням. Причому структура і властивості не повинні змінюватися при експлуатації.

Крім того, якщо кільця отримують з маслотної заготовки їх структура у литому стані не повинна суттєво утруднювати механічну обробку. В літературі цьому питанню не приділяється достатньої уваги, у зв'язку з чим, визначення оптимальної структури високоміцного чавуну маслотної заготовки поршневих кілець з метою забезпечення найкращого сполучення фізико-хімічних та експлуатаційних властивостей при найменших витратах залишається не зовсім з'ясованим і потребує додаткових досліджень.

В цій роботі вивчали структуру поршневих кілець з високоміцного чавуну до і після експлуатації у двотактних бензинових двигунах невеликої потужності (до 30 кВт).

Для дослідження використовували поршневі кільця, що відповідали за хімічним складом високоміцному чавуну марки ВЧ 500-2 (ДСТУ 3925-99).

Плавку чавуну проводили у високочастотній індукційній печі з кислотофутерівкою місткістю 30 кг. У якості шихти використовували переробний чавун марки ПЛ-2, чавунний та сталевий брухт, феросиліцій ФС45. Для отримання кулястого графіту на дно нагрітого ковша давали нікель-магнієву лігатуру (15 % Mg, 0,6 % Се), що попередньо виготовляли з електролітичного нікелю, первинного магнію та фероцерію під барієвим флюсом. Зверху лігатуру вкривали шаром феросилікобарію ФС65Ба4. Кількість добавок складала 1,0 % від маси рідкого металу.

На відцентровому верстаті отримували циліндричні маслотної заготовки, з яких потім вирізалися поршневі кільця згідно прийнятої технології. Готові кільця піддавали гартуванню при 900 °С з наступним високим відпуском при 600 °С. З придатних поршневих кілець готували шліфи для металографічного аналізу, який проводили з використанням мікроскопів МИМ-8 та Axiovert 200 MAT. Оцінку кулястого графіту здійснювали згідно ГОСТ 3443. Твердість вимірювали методом Роквелла за шкалою HRB на установці ТК-2.

Також досліджували декілька десятків аналогічно виготовлених поршневих кілець, що були у експлуатації на двотактних бензинових двигунах та вилучалися з них під час ремонту. Усі поршневі кільця працювали в алюмінієвих циліндрах з хромованим покриттям. Причинами ремонту найчастіше були падіння потужності двигунів та заклинювання поршню.

Встановлено, мікроструктура поршневих кілець та стан графітної фази суттєво різняться, не зважаючи, що усі кільця були одного типорозміру, виготовлені за однією технологією та працювали на аналогічних двигунах.

Спостерігався кулястий графіт різної компактності, форми, розподілу та розмірів. Поряд з кулястим графітом в деяких кільцях спостерігався і вермикулярний графіт, частка якого могла складати більше 50 %.

Слід відмітити, що суттєвих змін у мікроструктурі поршневих кілець після експлуатації майже не спостерігалось, за деякими виключеннями. Такі зміни, вірогідно, можуть відбуватися тільки, якщо двигун перегрівався під час експлуатації. Аналогічно видно, що експлуатація майже не змінює твердості кілець (105 - 109 од. HRB). Найбільша різниця, більше 4^{ox} одиниць HRB, спостерігалась тільки у кілець зі структурними змінами. Структура поршневих кілець до і після експлуатації була троостомартенситною або сорбітною. Зустрічалася також бейнітна структура.

Якщо двигун перегрівався до високих температур, то спостерігалась наявність вже структур розпаду та поява певної доли фериту. Суттєве перегрівання поршневих кілець може відбуватися в разі їх поганого прилягання до стінок хромованого циліндру, в результаті чого вони пропускають вихлопні гази та погано віддають тепло циліндру.

Як показали додатково проведені дослідження температура у зоні поршневих кілець при нормальних умовах експлуатації не перевищує 300 – 350 °С. Тому зміни у структурі та твердості майже не відбуваються або відбуваються дуже повільно. При перегрівках двигуна, які можуть бути викликані відхиленнями у експлуатації (нестачею змащування, детонацією, проривом вихлопних газів тощо), відбувається розпад мартенситу, перліту або інших метастабільних структур, що містять цементит, відбувається падіння твердості, погане прилягання до стінок циліндру, знижується компресія та відбувається падіння потужності двигуна. В крайньому випадку можливо руйнування кільця та заклинювання поршню.

Таким чином високоміцний чавун з перлітною або троостомартенситною структурою та рівномірно розподіленим кулястим графітом при нормальних умовах експлуатації забезпечує необхідний ресурс двотактних бензинових двигунів. Резерв збільшення ресурсу експлуатації поршневих кілець знаходиться у забезпеченні рівномірно розподіленого та дрібного кулястого графіту у металевій матриці, яка може бути перлітною або бейнітною. Для забезпечення економії

енергетичних ресурсів перспективним слід визнати отримання необхідної структури у литому стані, застосовуючи раннє вибивання та регульоване охолодження. Для двотактних двигунів, що працюють в критичних умовах і мають високу небезпеку до перегрівів, оптимальною металевою матрицею слід визнати перлітну, як більш стабільну ніж бейнітну чи мартенситну.

ВПЛИВ НЕСТЕХІОМЕТРИЧНИХ З'ЄДНАНЬ КРЕМНІЮ ТА МАГНІЮ НА МОРФОЛОГІЮ ГРАФІТУ У ЧАВУНАХ

Іванов В. Г., Пірожкова В. П., Луньов В. В. (ЗНТУ, м. Запоріжжя)

Формоутворення графіту у чавунах залишається актуальним об'єктом досліджень для матеріалознавців та ливарників. Використання нового дослідного обладнання та методів дослідження дозволяють отримати сучасні уявлення про утворення та формування графітових вкраплень у чавунах та внести новий вклад у теорію утворення графіту у чавунах. Це дозволяє більш ґрунтовно керувати структурою та властивостями чавунних виливків, а також розробляти оптимальні технологічні процеси їх виробництва.

Графітова фаза сильніше впливає на весь комплекс фізико-механічних властивостей чавуну, ніж металева матриця. Серед елементів, що містяться у технічних марках сірих чавунів, найбільший вплив на графітизацію має кремній. Магній є елементом, що кардинально змінює габітус вкраплень графіту, утворюючи їх кулястими і підвищуючи, тим самим, механічні властивості чавуну майже у декілька разів. При цьому єдиного загальноприйнятого механізму дії цих елементів на графітову фазу чавуну не існує до теперішнього часу.

Для вивчення формоутворення вкраплень графіту пластинчатої і кулястої форми поряд з традиційними методами дослідження (хімічним, металографічним, мікрорентгеноспектральним та ін.) додатково використовували петрографічний метод аналізу, що дав можливість досліджувати вкраплення графіту не тільки на шліфі у відбивному світлі, але і в прохідному – після екстрагування вкраплень з поверхні шліфа. Крім того, цей метод дозволяє відстежити трансформацію вкраплень графіту, їх морфологію на усіх етапах виробництва чавуну. Також метод дозволяє відрізнити окисли від субокислів або фаз нестехіометричного складу, відомості про які необхідні для розкриття механізму їх утворення.

Петрографічні дослідження виконували у відбивному світлі на мікроскопі МБИ-6. Екстраговані вкраплення графіту вивчали у прохідному світлі на кристалооптичному мікроскопі МИН-8 з використанням стандартних наборів імерсійних рідин.

Встановлено, що при високій температурі (1300-1360 °С) кремній у сірих чавунах досить активно взаємодіє з окисом вуглецю. В результаті такої взаємодії утворюється пароподібний поверхнево-активний монооксид кремнію (SiO) і первинні кристали графіту. За кольором і відбивною здатністю вони дуже близькі, і тому погано розрізняються на шліфах у відбивному світлі. У прохідному світлі, SiO досить легко ідентифікується за характерним буро-червоним забарвленням і високим показником світлопереломлювання ($N_q = 2,15$ і $N_p = 2,06$).

Виявлено чотири зони формування пластинчастого графіту (розеткова, прямо-лінійно-пластинчаста, гілляста і червоподібна), які обумовлені швидкістю протікання реакції і, відповідно, температурними і фізико-хімічними умовами розплаву. Ці форми утворюються в різні періоди зниження температури, зміни фізико-хімічних властивостей розплаву і, відповідно, зміни активності реакції взаємодії кремнію з окисом вуглецю. Такі зміни умов, в яких знаходиться розплав чавуну, впливають не тільки на утворення тієї чи іншої форми графіту, а й на його розмір, кількість та розподіл.

При модифікуванні чавунів магнієм також утворюються з'єднання зниженої валентності. Це пояснюється дефіцитом кисню у чавуні внаслідок високого вмісту кремнію, марганцю та інших елементів з високою спорідненістю. Взаємодія магнію з окисом вуглецю відбувається дуже бурхливо з утворенням газових бульбашок. У прохідному світлі виявлений субокис магнію (Mg_2O), що складав оболонку газових бульбашок, у яких сформувалися вкраплення графіту кулястої форми. Субокис магнію був світло-сірого кольору зі слабким зеленуватим відтінком, напівпрозорий, ізотропний, що мав показник світлопереломлення $N=1,770$ та вище. На відміну від субокислу, окис магнію (MgO) відрізняється кубічною кристалічною структурою, був прозорий, ізотропний, з показником світлопереломлення $N=1,737$, що відповідає стехіометричному складу та легко визначається у прохідному світлі.

Також відзначалося, що більш стійкі субокисли домішкових елементів, що були присутні у розплаві (Mg_2O , Al_2O , Ca_2O , Si_2O), добре взаємодіють між собою, добре розчиняються у своїх окисах, утворюючи тверді розчини складного та перемінного складу. Вони також дифундують разом з вуглецем та впливають на процес формування вкраплень графіту.

У відповідності з даними мікрорентгеноспектрального аналізу вагові частки магнію, кисню та заліза добре узгоджується між собою та свідчать про утворення складного нестехіометричного складу субокислів магнію та заліза. Тобто у момент модифікування чавуну відбувається взаємодія магнію з окисом вуглецю з утворенням складної метастабільної газової фази субокислів магнію, заліза та інших елементів. Слід відзначити, що парова субокисна фаза заліза добре взаємодіє з окисом вуглецю, внаслідок чого деякі агрегати графіту набувають магнітних властивостей.

Важливий інтерес становлять вкраплення графіту, у яких не завершився процес сфероїдизації. У таких вкрапленнях виявлений конденсат субокислів інших елементів (кальцію, алюмінію, кремнію), що розчиняються у рідкому чавуні та перешкоджають повному формуванню кулястих вкраплень графіту.

Таким чином, проведеними дослідженнями встановлено, що нестехіометричні з'єднання заліза, кремнію, магнію та ін. елементів (субокисли) приймають активну участь при формуванні вкраплень графіту у чавунах.

Наявність субокислів кремнію, магнію та ін. елементів пояснює, чому при перерахунку хімічним методом аналізу, дуже часто спостерігається підвищена сума окислів (більше 100 %). Такий перерахунок роблять на стехіометричні оксиди (SiO_2 , MgO , Al_2O_3 та ін.), і якщо сума таких окислів більше 100 % вважають за похибку аналізу.

ВЛИЯНИЕ КОНСТРУКТИВНЫХ ПАРАМЕТРОВ МАТРИЦЫ НА ХОЛОДНОЕ ОБРАТНОЕ ВЫДАВЛИВАНИЕ С РАЗДАЧЕЙ ПУСТО- ТЕЛЫХ ИЗДЕЛИЙ

Калюжный В. Л. (НТУУ «КПИ», г. Киев), Алиева Л. И., Картамышев Д. А. (ДГМА, г. Краматорск), Махмудов К. Д. (ДагГТУ, г. Махачкала, Дагестан)

Для изготовления пустотелых изделий из сталей и цветных металлов широко используют холодное выдавливание. Обратное выдавливание является наиболее распространённой схемой для формообразования таких изделий [1].

Использование метода конечных элементов (МКЭ) для анализа обратного выдавливания полых изделий с применением упруго-пластической модели металла позволяет установить зависимости усилия деформирования от перемещения деформирующего инструмента, а также выявить усилия извлечения пуансона с деформированной заготовки и выталкивания изделий из матрицы [2, 3].

Для обратного выдавливания использовали заготовку диаметром $D_0 = 52 \text{ мм}$ и высотой $H_0 = 50 \text{ мм}$, диаметр матрицы составлял $D_m = 52 \text{ мм}$. После выдавливания деформированные заготовки имели внешний диаметр 52 мм и толщину стенки 6 мм.

На рис. 1 приведены результаты моделирования обратного выдавливания по форме и размерам деформированной заготовки на различных стадиях формообразования полого изделия.

На рис. 1а показана деформированная заготовка на переходе с неустановившейся стадии в установившуюся стадию, при котором усилие выдавливания достигает максимальной величины. При этом стенки пуансона имеют утяжину высотой 1,9 мм и искривление размером 0,26 мм (рис. 1б). Зазор между цилиндрической частью пуансона и внутренней поверхностью стенки деформированной заготовки составляет 0,13 мм при величине зазора = 0,15 мм. На рис. 1в приведены конечные форма и размеры изделия.

Сведения по усилию деформирования и удельным усилиям при обратном выдавливании изображены на рис. 2. Зависимость усилия выдавливания от перемещения пуансона приведена на рис. 3а. Максимальное значение усилия составляет 2220 кН. Удельные усилия на пуансоне, выталкивателе и матрицы можно оценить по распределению нормальных напряжений σ_n , возникающих при максимальном значении усилия выдавливания (рис. 2б). На оси пуансона получено $\sigma_n = 1710 \text{ МПа}$ с уменьшением к $\sigma_n = 1650 \text{ МПа}$ на радиусе 12 мм. Далее нормальные напряжения растут и достигают максимума $\sigma_n = 1940 \text{ МПа}$ на радиусе 18 мм. На оси выталкивателя получено $\sigma_n = 1170 \text{ МПа}$ с уменьшением к $\sigma_n = 1110 \text{ МПа}$ на радиусе 19,6 мм.

В месте контакта нижнего торца заготовки с матрицей получено $\sigma_n = 1030 \text{ МПа}$, напротив очага деформации - $\sigma_n = 1240 \text{ МПа}$, верхнего торца заготовки - 290 МПа (рис. 2в).

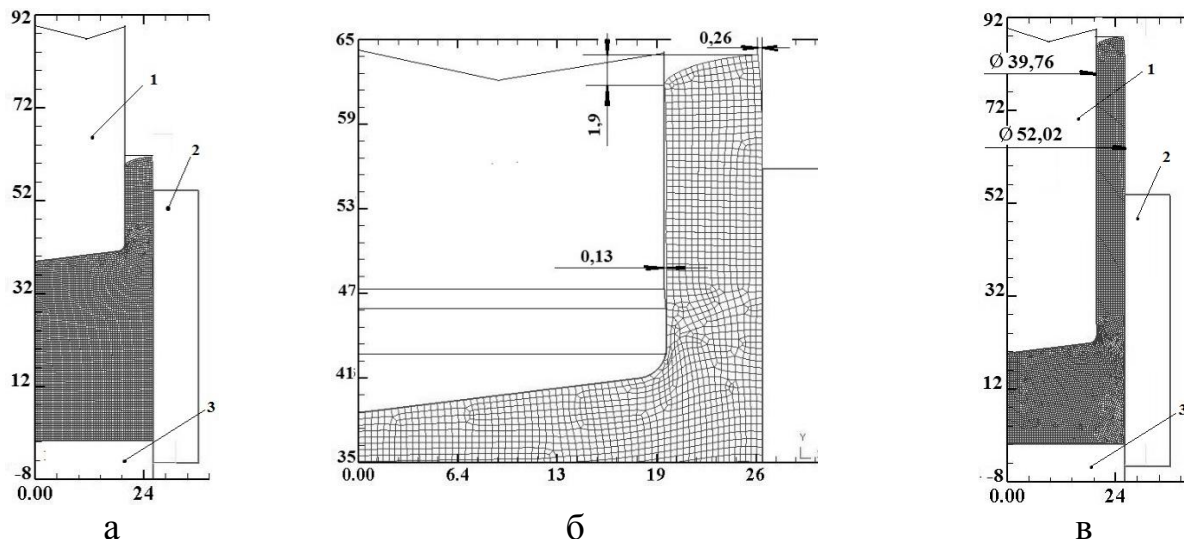


Рис. 1. Форма и размеры в миллиметрах деформированной заготовки на различных стадиях обратного выдавливания: а и б – при максимальном усилии выдавливания; в – в конце выдавливания; 1 – пуансон, 2 – матрица, 3 – выталкиватель

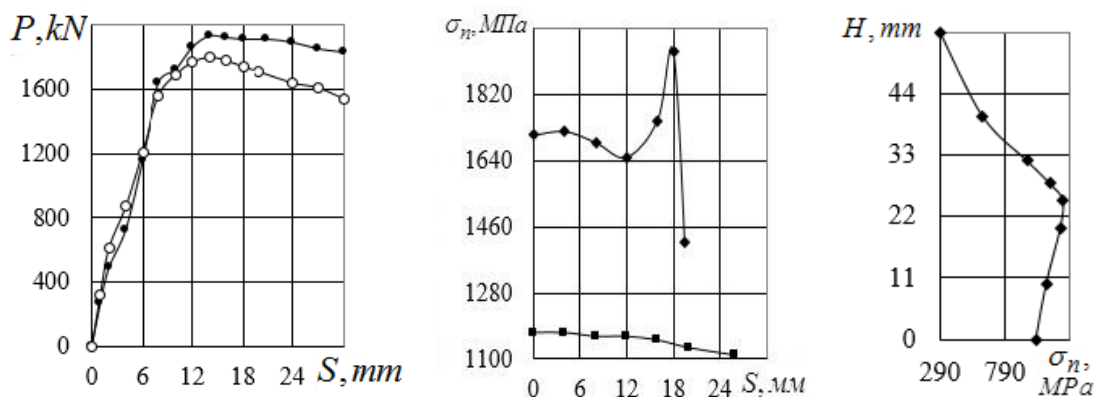


Рис. 2. Силы (а) и удельные силы (б, в) на деформирующем инструменте при обратном выдавливании: —●— — на пуансоне, —○— — на контрпуансоне

ЛИТЕРАТУРА

1. Ковка и объемная штамповка: Справочник. В 4-х т. / Ред. совет: Е.И. Семенов (пред.) и др. . – Т. 3. Холодная объемная штамповка / Под ред. Г.А. Навроцкого. - М.: Машиностроение, 1987. - 384с.
2. Калюжный В.Л. Сравнительный анализ процессов обратного выдавливания и прямого выдавливания с раздачей изделий с полостью постоянного диаметра / В.Л. Калюжный, Л.И. Алиева, И.П. Куликов // Обработка материалов давлением: сб. науч. трудов. – Краматорск: ДГМА, 2013. - №4(37). – С. 87-92
3. Калюжный В.Л. Определение усилий извлечения пуансона из сдеформированной заготовки и выталкивания заготовки из матрицы при холодном выдавливании полых изделий с разной степенью деформации / В.Л. Калюжный, Л.И. Алиева, В.Н. Горностаи // Усовершенствование процессов и оборудования для обработки давлением в металлургии и машиностроении: сб. науч. трудов. – Краматорск: ДГМА, 2016. - №1(42). – С. 90-100.

ВИКОРИСТАННЯ ТЕХНІКИ ПСЕВДОЗРІДЖЕННЯ ПРИ ЛИТТІ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ

Калюжний П. Б. (ФТІМС НАНУ, м. Київ)

Техніка псевдозрідження здобула широке розповсюдження в різноманітних галузях промисловості завдяки низці переваг. Зокрема за рахунок високої інтенсивності тепломасообмінних процесів, які відбуваються при переході дисперсного матеріалу в псевдозріджений стан.

В ливарному виробництві спосіб лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), передбачає використання сухого незв'язаного кварцового піску в якості вогнетривкого наповнювача. Така особливість обумовила застосування псевдозрідження саме для даного способу лиття.

Один з найперших способів [1], запропонованих для ЛГМ передбачає використання псевдозрідження для формування пінополістиролової моделі в контейнері, а також для полегшення витягування виливка з форми після його охолодження. Псевдозрідження формувального матеріалу в такому випадку досягається дією висхідного газового потоку, який створюється через перфороване дно ливарного контейнеру.

Одним з недоліків ЛГМ є забруднення формувального піску продуктами деструкції пінополістиролу. Для регенерації піску пропонується [2] після витримки певного часу від моменту заливання металу псевдозріджувати газом пісок, який прилягає до виливка, і таким чином спалювати продукти деструкції пінополістиролу та видаляти їх з форми.

Інші винаходи [3, 4] пропонують поєднати стадії виготовлення виливка та термічної обробки безпосередньо в ливарній формі. Такий метод передбачає формування пінополістиролової моделі в контейнері, його вакуумування, заливання рідкого металу, швидке охолодження виливка за рахунок псевдозрідження формувального матеріалу, припинення псевдозрідження і подальша ізотермічна витримка виливка в формі. Останні операції забезпечують ефект термічної обробки виливка.

Авторами винаходу [5] пропонується очищувати виливки від залишків протипригарного покриття та проводити термічну обробку в гарячому псевдозрідженому шарі в спеціальних прохідних камерах. Так, виливки після вибивання з форми розташовують на підвісному конвеєрі. Проходячи крізь камеру з гарячим псевдозрідженим матеріалом виливки нагріваються для термічної обробки. При цьому внаслідок різкого нагрівання залишки протипригарного покриття розтріскуються та видаляються з зовнішніх та внутрішніх поверхонь виливків.

Дослідження методу виготовлення виливків [6] із алюмінієвих сплавів за моделями, що газифікуються, з псевдозрідженням формувального матеріалу показали, що за рахунок підвищеної швидкості тверднення виливків зменшується в закристалізованому сплаві середній розмір дендритних комірок в 1,5-1,8 рази, кристалів кремнію в евтектиці в 1,3-1,6 рази, інтерметалідів заліза в 1,4-1,8 рази в порівнянні з виливками, виготовленими за звичайним процесом ЛГМ. В результаті цього підвищуються у 1,3-1,5 рази міцнісні характеристики алю-

мінієвих виливків порівняно з литим металом, що одержаний у піщаних формах. Окрім того, виготовлення виливків за технологією ЛГМ з псевдозрідженням дає змогу скоротити загальний час охолодження виливків у формі та підвищити продуктивність виробництва.

ЛІТЕРАТУРА

1. Patent US 3581802. Int. Cl. B22C 9/12. Patented 01.06.1971. Method for making casting/ Erich Krzyzanowski.
2. Patent US 4544013. Int. Cl. B22C 9/02. Patented 01.10.1985. Method of reclaiming sand used in evaporative casting process / Dolores C. Kearney, Peter Giza, Bruno Matz.
3. Patent US 4222429. Int. Cl. B22C 27/04, B22D 27/16, C21D 9/00. Patented 16.09.1980. Foundry process including heat treating of produced casting in formation sand / Willard E. Kemp.
4. Patent US 5327955. Int. Cl. B22C 9/04, B22D 27/04. Patented 12.07.1994. Process for combined casting and heat treatment / Jay Easwaran.
5. Patent US 6957685. Int. Cl. B22C 9/04, B22D 29/00. Patented 25.10.2005. Method of cleaning and of heat treating lost foam castings / Raymond J. Donahue, Kevin R. Anderson, Daniel D. Schingen, Christopher J. Misorski.
6. Патент 106005 України, МПК В22D 27/04. Опубл. 11.04.2016, Бюл. №7. Спосіб охолодження виливків у ливарній формі чи контейнері з сипким наповнювачем / Дорошенко В.С., Калюжний П.Б.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ЖАРОСТОЙКОГО ПОВЕРХНОСТНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ОТЛИВОК

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

Анализ эксплуатации значительного количества литых деталей машин и механизмов, работающих в условиях интенсивного износа, высоких температур и агрессивных сред, показывает, что технологии их изготовления с использованием объемного легирования не всегда себя оправдывают, а во многих случаях и вредны, поскольку лишь небольшая толщина таких деталей изнашивается, окисляется или повреждается. Это приводит к неоправданным расходам дорогих высоколегированных сплавов.

К деталям современных машин и механизмов предъявляются повышенные требования относительно твердости, стойкости против коррозии и эрозии в различных агрессивных средах и др. Большинство таких деталей изготавливают с использованием литых заготовок, то есть отливок. Срок службы отдельных литых деталей в значительной степени определяет надежность машин и их производительность.

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

Авторами исследованы процессы жаростойкого поверхностного легирования с использованием некоторых ферросплавов. Такие исследования дали положительные результаты и подтвердили целесообразность использования

ферросплавов в качестве наполнителей легирующих покрытий, что позволило продолжить исследования в этом направлении.

В качестве исходных материалов для исследования процессов жаростойкого поверхностного легирования выбраны порошки феррохрома ФХ200 фракции 0,1 мм и алюминий фракции 50 мкм, так как хром и алюминий в наибольшей степени способствуют повышению окалинстойкости сплавов на основе железа. Выбор марки феррохрома обусловлен его температурой плавления (1530 °С).

Легирующие составы наносились на поверхность формы кистью в несколько приемов до толщины 5 мм. В качестве связующего для легирующего покрытия применяли раствор поливинилбутирала в эфиро-альдегидной фракции этилового спирта. Температура заливки форм – 1620 °С.

Установлено, что изменение содержания алюминия в легирующем покрытии существенно влияет на толщину легированного слоя. При повышении его в покрытии от нуля до 50 % по объему толщина легированного слоя уменьшается во много раз. При небольших содержаниях алюминия в покрытии основу составляет сравнительно тугоплавкий порошок феррохрома и поверхностное легирование проходит, по-видимому, вследствие капиллярного проникновения жидкого металла в поры легирующего покрытия. Однако, в виду того, что поры покрытия заполнены мелкодисперсным порошком алюминия, который препятствует проникновению в них металла, имеет меньшую температуру плавления, чем хром, и забирает значительное количество тепла, толщина легированного слоя уменьшается и достигает минимума при соотношении хрома и алюминия 50:50 % по объему.

Исследования микротвердости с шагом ≈ 50 мкм легированного слоя показывают, что распределение хрома и его соединений неодинаково. Максимальная микротвердость достигается в самом поверхностном слое, что свидетельствует о наличии зоны с большой концентрацией хрома и его соединений. В середине слоя колебания микротвердости значительно меньше, чем в поверхностном слое, что свидетельствует о равномерном распределении легирующих элементов в объеме матрицы-основы металла.

При повышении содержания алюминия в легирующем покрытии более 50 % по объему толщина легированного слоя увеличивается и достигает максимума (5500 мкм) при содержании алюминия 100 % по объему.

Механизм поверхностного легирования в этом случае заключается, по-видимому, в интенсивном расплавлении алюминия, смешивании его с основой металла и обволакивании частичек феррохрома при одновременном протекании диффузионных процессов.

Применение легирующих покрытий, состоящих из отдельных порошков (алюминия или феррохрома), способствует получению легированного слоя максимальной и одинаковой толщины. Микротвердость поверхностного слоя при этом стабильна.

Исследование окалинстойкости легированного слоя проводилось в среде перегретого воздуха в течение 10 и 100 ч., при температуре 1000 °С.

Лучшими защитными свойствами обладает легированный слой, полученный при нанесении легирующего покрытия на основе феррохрома, так как образующаяся на поверхности образца при высоких температурах окисная пленка Cr_2O_3 является более плотной и труднее отслаивается от поверхности. Добавки алюминия вызывают образование комплексной пленки, в состав которой входят оксиды Al_2O_3 обладающие меньшей способностью к удерживанию поверхности образца и могут периодически отслаиваться от поверхности, давая возможность образовываться новым оксидам алюминия.

Таким образом, легированный слой, подученный при нанесении легирующего покрытия на основе хрома, обладает достаточно высокой окислостойкостью, но имеет ограниченную толщину. Отливки таким легированным слоем могут использоваться для работы при температурах до $1000\text{ }^\circ\text{C}$.

Легирующее покрытие на основе порошка алюминия обеспечивает получение легированного слоя достаточной толщины с равномерным распределением легирующего элемента, однако окаликостойкость такого слоя ниже, хотя и остается высокой. Поэтому отливки с таким легированным слоем могут длительно работать лишь при температурах до $900\text{ }^\circ\text{C}$.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ВОДЫ В ПЕСКЕ ПРИ ЕГО СУШКЕ СВЧ-ИЗЛУЧЕНИЕМ

Костикова Е. И., Матюха М. В., Усенко Р. В., Репях С. И. (НМетАУ, г. Днепр)

В настоящей работе определяли характер и оценивали равномерность распределения воды в кварцевом песке при его сушке высокочастотным электромагнитным излучением с частотой $2,45\text{ ГГц}$, мощностью 700 Вт и периодом волны 120 мм . В исследовании использовали кварцевый песок с преимущественным размером частиц $0,16...0,20\text{ мм}$ верхнеднепровского месторождения. Массовое содержание воды в песке составляло $0,4\text{ \%}$.

Для исследований высушенный кварцевый песок помещали в пластиковую трубу длиной 240 мм после чего в образец вводили воду с заглушенного торца трубы. Положение образца в СВЧ-печи при испытаниях представлено на рис. 1.

Равномерность распределения воды в кварцевом песке по длине образца при его сушке оценивали величиной параметрического критерия (%):

$$k_R = \frac{\sum_{j=1}^{10} |m_j - m_{B3}|}{n}, \quad (1)$$

где j – номер сектора образца; m_j – масса воды в j -том секторе образца, %; m_{B3} – масса воды в образце, %; n – число секторов. При этом, чем меньше величина критерия k_R , тем равномерней распределение воды в песке вдоль образца (оси трубы).

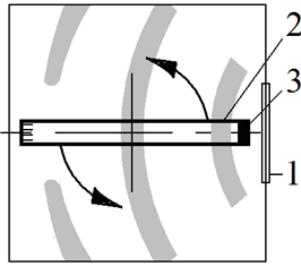


Рис. 1. Положение образца в СВЧ-печи (в плане): 1 – волновод; 2 – образец; 3 – вода (серым цветом обозначены места пучностей стоячей волны в камере СВЧ-печи)

При испытаниях высушиваемые образцы песка находились под действием СВЧ-излучения как в статичном состоянии в течение времени $\tau = 3$ мин, так и вращались (частота вращения – 3 об/мин) в горизонтальной плоскости.

В соответствии с планом проведения эксперимента были исследованы образцы песка, которые прошли сушку по следующим режимам: 1 – $\tau = 1$ мин, вращение; 2 – $\tau = 2$ мин, вращение; 3 – $\tau = 3$ мин, вращение; 4 – $\tau = 4$ мин, вращение; 5 – статичное горизонтальное положение, ось трубы поперёк направления движения волн СВЧ-излучения; 6 – статичное горизонтальное положение, ось трубы вдоль направления движения волн СВЧ-излучения, вода со стороны противоположной волноводу; 7 – статичное горизонтальное положение, ось трубы вдоль направления движения волн СВЧ-излучения, вода со стороны волновода.

Результаты расчёта величины критерия k_R для исследованных образцов приведены в табл. 1.

Таблица 1 – Величины критерия k_R

Режим сушки песка	1	2	3	4	5	6	7
$k_R, \%$	0,44	0,23	0,27	0,25	0,12	0,47	0,39

Анализ данных табл. 1 показывает, что наиболее равномерное распределение воды наблюдается в образцах, прошедших сушку по режиму №5. Удовлетворительный результат по распределению воды вдоль образцов получен при их сушке по режиму №4, неудовлетворительный результат – по режимам №6 и №7. При этом, в рассматриваемых условиях проведения экспериментов по режимам №4 и №5, равномерность распределения воды в песке достигается уже на 2-ой минуте его сушки.

ОСОБЛИВОСТІ КРИСТАЛІЗАЦІЇ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Hf–Ru–Rh

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

Вивчення системи Hf–Ru–Rh є цікавим науковим об'єктом у зв'язку з перспективою застосування її сплавів для створення нових конструкційних жароміцних матеріалів.

Для дослідження системи Hf–Ru–Rh були приготовлені сплави із компонентів електродуговою плавкою і вивчені методами мікроструктурного, локального рентгеноспектрального, рентгенівського фазового та диференційного термічного аналізів.

У результаті проведеної роботи вперше вивчено процеси, що протікають при кристалізації сплавів системи Hf–Ru–Rh, побудовано діаграму плавкості та реакційну схему [1, 2], для чого використовували будову сплавів в литому й відпаленому при субсолідусних температурах станах.

У системі Hf–Ru–Rh потрійні сполуки не виявлено. Встановлено, що на поверхні солідусу системи існує неперервний ряд твердих розчинів між ізоструктурними (типу CsCl) фазами на основі сполуки HfRu і високотемпературної модифікації сполуки HfRh (δ -фаза). У фазових рівновагах крім зазначеної δ -фази беруть участь тверді розчини на основі компонентів і сполук, що утворюються в обмежуючих системах — Hf₂Rh (Ti₂Ni-тип, γ -фаза) Hf₃Rh₅ (Ge₃Rh₅-тип, θ -фаза і HfRh₃ (AuCu₃-тип, ε -фаза). У системі спостерігаються високі розчинності родію в рутенієвому твердому розчині — 60% (ат.) та рутенію в ε -фазі — 43% (ат.). Максимальний вміст рутенію в γ -, θ -фазах та родієвому твердому розчині становить 10, 18 та 35% (ат.) відповідно.

Поверхня ліквідусу системи Hf–Ru–Rh складається з із семи поверхонь первинної кристалізації твердих розчинів на основі компонентів та δ -, γ -, θ - і ε -фаз. Найбільшою за площею є поверхня ліквідусу δ -фази — вона простягається від ізоконцентрати 50% (ат.) Hf майже до 80% (ат.) Hf та 80% (ат.) сумарного вмісту платинових металів. Звертає на себе увагу, що зі зниженням температури (внаслідок високих швидкостей охолодження на поді дугової печі) вже у литих сплавах відповідного складу спостерігається мартенситне перетворення δ -фази зі структурним типом CsCl в тетрагональну δ' -фазу CuTi-типу, а далі — в моноклінну (ромбічну) δ'' -фазу NbRu-типу. Досить великою протяжністю вглиб потрійної системи характеризуються поверхні первинної кристалізації ε -фази і рутенієвого твердого розчину — до 60% (ат.) Ru та 70% (ат.) Rh відповідно.

У системі Hf–Ru–Rh за участю рідини реалізуються один нонваріантний та десять моноваріантних трифазних процесів, які спрямовані вглиб потрійної системи, і лише два з них завершується в обмежуючій системі Hf–Rh при 1840 і 1350 °C кристалізацією відповідних подвійних евтектик $\langle \text{Rh} \rangle + \varepsilon$ та $\langle \beta\text{-Hf} \rangle + \gamma$. Характер фазових рівноваг в системі визначається термодинамічно стабільними δ - і ε -фазами, які беруть участь у трьох (із чотирьох можливих) чотирифазних нонваріантних рівновагах евтектичного і перехідних типів $L_E \rightleftharpoons \langle \text{Ru} \rangle + \delta + \varepsilon$, $L_{U2} + \theta \rightleftharpoons \delta + \varepsilon$, $L_{U3} + \delta \rightleftharpoons \langle \text{Hf} \rangle + \gamma$, $L_{U1} + \langle \text{Ru} \rangle \rightleftharpoons \langle \text{Rh} \rangle + \varepsilon$, які відбуваються при температурах 1720, 1810, 1373 і 1900 °C відповідно.

Особливістю кристалізації сплавів системи Hf–Ru–Rh є близькість розташування нонваріантної точки потрійної евтектики $L_E \rightleftharpoons \langle \text{Ru} \rangle + \delta + \varepsilon$ (1720 °C) до рутенієвого кута цієї системи, а нонваріантної точки чотирифазного інконгруентного процесу $L_{U3} + \delta \rightleftharpoons \langle \text{Hf} \rangle + \gamma$ — до гафнієвого кута системи. Найнижчою температурою в потрійній системі Hf–Ru–Rh є температура 1350 °C подвійної евтектики $\langle \beta\text{-Hf} \rangle + \gamma$ в системі Hf–Rh, що свідчить про направленість процесів кристалізації сплавів, збіднених за складом на рутеній, в бік цієї обмежуючої системи. Аналогічна спрямованість кристалізації сплавів системи Hf–Ru–Rh в точку подвійної евтектики $L \rightleftharpoons \langle \text{Rh} \rangle + \varepsilon$ системи Hf–Rh при температурі 1840 °C спостерігається і в області складів 0—50 % (ат.) Hf.

ЛИТЕРАТУРА

1. Крикля Л. С. *Строение сплавов и диаграмма фазовых равновесий системы Hf–Ru–Rh. II. Поверхность ликвидуса, диаграмма плавкости и политермические разрезы частичной системы Hf–HfRu–HfRh* / Л.С. Крикля, К.Е. Корниенко, В.Г. Хоружая и др. // *Порошковая металлургия*. — 2015. — № 11–12. — С. 68–80.
2. Крикля Л. С. *Строение сплавов и диаграмма фазовых равновесий системы Hf–Ru–Rh. IV. Поверхность ликвидуса и диаграмма плавкости частичной системы Ru–HfRu–HfRh–Rh* / Л.С. Крикля, К.Е. Корниенко, В.Г. Хоружая и др. // *Порошковая металлургия*. — 2016. — № 3–4. — С. 97–108.

РАСШИРЕНИЕ ВОЗМОЖНОСТЕЙ САД-СИСТЕМ ДЛЯ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧ ПРИ ПРОЕКТИРОВАНИИ ЛИТЕЙНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

Лапченко А. В., Абдулов А. Р. (ДГМА, г. Краматорск)

В условиях функционирования современных предприятий всё большее количество заказчиков предоставляет чертеж детали с обязательным приложением 3D-модели предполагаемого литого изделия. Зачастую это детали довольно сложной геометрии, разработка литейной технологии для которых является трудоемкой задачей. Без внедрения в производственный процесс современных систем автоматизированного проектирования, повышающих производительность труда при проектных разработках, конкурентоспособную продукцию получить невозможно [1].

Корректировка технологического процесса до запуска изделия в производство с использованием моделирующих программ позволяет сократить потери и излишние затраты в производстве с одновременным улучшением потребительских свойств отливок. Вопросы оценки технологичности конструкции литого изделия, моделирования процессов заполнения литейной формы и оптимизации конструктивных элементов модельной оснастки, выполняемой на основе результатов такого моделирования, должны рассматриваться технологами и конструкторами литейного производства как обязательные процедуры освоения технологии новых отливок или оптимизации существующих.

Для минимизации затрат времени на работу, связанную с проведением необходимых технологических расчетов и нанесением элементов литейной формы на чертеж детали или 3D-модель будущего литого изделия могут быть использованы стандартные возможности большинства САД-систем со встроенными прикладными библиотеками, связанными с проектированием литейных технологий [2].

Целью настоящей работы является создание прикладных библиотек элементов литейной формы для САД-системы КОМПАС-3D и проверка корректности разработанных литейных технологий для различных типов отливок.

В результате работы были созданы библиотеки для проектирования и расчетов литниково-питающих систем, разработаны и апробированы технологии изготовления стальных отливок, получаемых в разовой песчаной форме и отливок из алюминиевого сплава, изготавливаемых литьем под давлением [2, 3].

ЛИТЕРАТУРА

1. Ефимов М. В. и др. Промышленные информационные технологии в литейном производстве ПАО «ЭМСС» / Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве: материалы V международной научно технической конференции. - Краматорск: ДГМА, 2015. – С. 84–85.
2. Линник И. Е., Абдулов А.Р., Приходько О.В. Разработка литейной технологии: от рабочего чертежа к моделированию процессов в форме. // Восточно-европейский журнал передовых технологий. – № 6/1(66). – 2013. – С.44-47.
3. Абдулов А.Р. и др. Моделирование процесса литья под давлением на примере изготовления отливки «Плашка»// Процессы литья. – 2015. – № 1. – С. 54-58.

УПРАВЛІННЯ ОХОЛОДЖЕННЯМ ВИЛИВОК ПРИ ЛИТТІ ПІД НИЗЬКИМ ТИСКОМ

Лисенко Т. В., Тур М. П., Козішкурт Є. М. (ОНПУ, м. Одеса)

Основну частку продукції лиття під низьким тиском складають виливки з алюмінієвих сплавів, оскільки даний метод має переваги (управління гідродинамічними параметрами плинущого металу, підвищена швидкість затвердіння і охолодження виливків, поліпшення живлення виливки, зниження витрати металу на ливникову систему, автоматизація трудомісткої операції заливки форми) отримання виливок, до яких пред'являються підвищені вимоги по щільності, герметичності і міцності (робочі колеса і інші деталі гідравлічних пристроїв, диски автомобільних коліс, інші силові деталі).

Збільшення продуктивності установок лиття під низьким тиском можна досягти за рахунок скорочення технологічної витримки виливки в кокіл до її повного твердіння.

Скорочення технологічної витримки можна досягти за рахунок управління процесом твердіння виливки, що забезпечується спрямованим тепловідводом, що досягається застосуванням охолодження однієї з частин кокілю. Інтенсивне охолодження може бути досягнуто застосуванням, в якості охолоджувача, водоповітряної суміші, а також за допомогою мідних вставок.

Використання зонального охолодження при литті під низьким тиском широко застосовується при отриманні деталей з алюмінієвих сплавів, оскільки дозволяє керувати процесом твердіння місцевих потовщень та зменшити час витримки металу під тиском і знизити брак за усадковими рихлотами.

Були проведені дослідження впливу зонального охолодження на швидкість твердіння місцевого потовщення в вилівку «корпус фільтру» на машині лиття під низьким тиском зі сплаву АЛ 9.

В експериментах використовувався дослідний кокіл, що складався із двох плит, в яких оформлювалась основна частина виливки і піддону. Плити змикались і розмикались пневмоциліндрами.

Згідно з кривим твердіння 1,2,3 (рис. 1) швидкість падіння температури в інтервалі кристалізації $T_{лік} = 620^{\circ}\text{C}$, і $T_{сол} = 577^{\circ}\text{C}$, для охолодження за допомогою мідних вставок складає $43^{\circ}\text{C}/\text{с}$; при водяному охолодженні $22^{\circ}\text{C}/\text{с}$; без охолодження $-16^{\circ}\text{C}/\text{с}$.

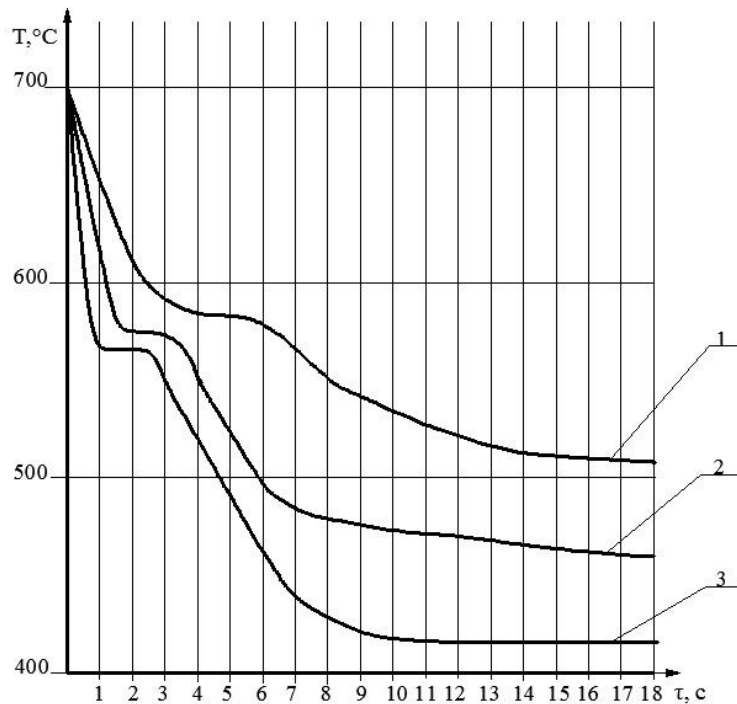


Рис. 1. Криві затвердіння алюмінієвого сплаву при різних умовах затвердіння: 1 – без охолодження; 2 – водяне охолодження; 3 – охолодження мідними вставками

Використання зонального охолодження дозволяє керувати процесом твердіння місцевих потовщень та зменшити час витримки металу під тиском (на 10–15 %) і знизити брак за усадковими рихлотами.

РОЗРОБЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ЧАВУННИХ ВИЛИВКІВ З РОБОЧОЮ ЗНОСОСТІЙКОЮ ТА В'ЯЗКОЮ МОНТАЖНОЮ ЧАСТИНАМИ

Лук'яненко І. В., Фесенко М. А. (НТУУ «КПІ», м. Київ)

Чавунні виливки з робочою зносостійкою та в'язкою монтажною частинами знаходять все більш широке застосування в сучасній металургійній, машинобудівній, гірничодобувній, аграрній та інших галузях промисловості [1–4].

Це обумовлено тим, що використання таких виливків дозволяє зменшити металоємність механізмів, машин та устаткування, знизити витрати на підготовлення та виплавляння розплавів, знизити витрати дорогих і дефіцитних матеріалів [2, 3].

На сьогоднішній день відомо багато способів отримання чавунних виливків з твердою зносостійкою та в'язкою частинами. Найчастіше для їх отримання застосовуються технології послідовного заливання загальної ливарної форми чавунами різного хімічного складу [1–4].

Необхідність одночасного використання двох плавильних агрегатів для виплавляння чавунів різного складу або виплавляння та подальше позапічне

оброблення частини (порції) вихідного розплаву чавуну, а також синхронізація процесів виплавляння та розливання різних чавунів є головними недоліками цих технологій [2].

У роботі запропоновано технологію отримання виливків з робочою зносостійкою та в'язкою монтажною частинами, яка полягає у заливанні ливарної форми вихідним чавуном, схильним до кристалізації з виділенням графіту (СЧ), який піддається обробленню сфероїдизувальним модифікатором (СМ) у реакційній камері ливникової системи та прямує в порожнину ливарної форми, з попередньо встановленим в неї холодильником для забезпечення прискореного тепловідведення від частини виливка де повинна сформуватися зносостійка тверда поверхня (БЧ). Інша частина виливка кристалізується з в'язкого ударостійкого високоміцного чавуну з кулястим графітом (ВЧ) (рис. 1) [5].

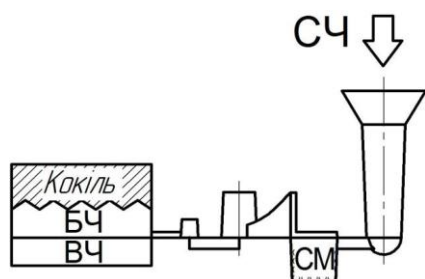


Рис. 1. Схема технології виготовлення виливків з робочою зносостійкою та в'язкою монтажною частинами з вихідного чавуну, схильного до кристалізації з виділенням графіту

З метою підтвердження реалізації запропонованої технології в роботі попередньо проведено дослідження щодо вибору хімічного складу вихідного чавуну, який забезпечує його кристалізацію з виділенням графіту без вибілення.

Визначено ефективні сфероїдизувальні модифікатори, їх необхідна кількість та гранулометричний склад, що забезпечують стабільне отримання в монтажній частині виливка високоміцного чавуну з кулястим графітом.

Методом комп'ютерного моделювання досліджено гідродинамічні та температурні процеси, що відбуваються при заливанні, кристалізації та охолодженні виливків. Встановлені закономірності структуроутворення та властивостей зносостійкого чавуну в робочій та в'язкого високоміцного чавуну в монтажній частині виливків. Досліджено вплив матеріалу та товщини зовнішнього холодильника на глибину зносостійкого шару у виливках.

Результати комп'ютерного моделювання підтверджені експериментальними дослідженнями. В ході виконання яких були отримані виливки у верхній частині з зносостійкого білого чавуну з перліто-цементитною металевою основою, а в нижній частині з високоміцного чавуну з кулястим графітом ферито-перлітного класу [5].

Отримані експериментальні данні свідчать про перспективність застосування запропонованої технології на промислових підприємствах при виготовленні деталей, що працюють в умовах ударно-абразивного зносу, таких як, щок дробарок, бронефутеровальні плити кульових млинів, деталі робочих елементів валкових, молоткових дробарок, зуби ковшів екскаваторів, лемехи, насадки відбійних молотків, прокатні валки тощо.

Впровадження запропонованої технології дозволить значно спростити процес отримання виливків із зносостійкою робочою та в'язкою монтажною

частинами, скоротити витрату дефіцитних і дорогих легувальних добавок, знизити собівартість литва, покращити умови праці в цехах, а також усунути необхідність використання двох плавильних агрегатів та іншого додаткового обладнання.

ЛІТЕРАТУРА

1. Костенко Г. Д. Износостойкие биметаллические отливки на основе сплавов железа / Г. Д. Костенко, О. А. Пеликан, Д. Г. Костенко // *Металл и литье Украины*. – 1998. – № 9-10. – С. 30-33.
2. Фесенко М. А. Внутриформенное модифицирование для получения чугуновых отливок с дифференцированными структурой и свойствами / М. А. Фесенко, А. М. Фесенко, В. А. Косычков // *Литейное производство*. – 2010. – № 1. – С. 7-13.
3. Особенности процесса образования усадочной пористости в бочке чугунового прокатного вала / В. Е. Хрычиков, Е. В. Меняйло, Ю. А. Мушенков, Д. В. Якимова // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2012. – № 6. – С. 35-40.
4. Износостойкие легированные хромом чугуны со специальными свойствами / Н. С. Гуцин, В. Н. Куликов, Ф. А. Нуралиев, В. А. Тахиров // *Литейное производство*. – 2015. – № 4. – С. 7-11.
5. Спосіб виробництва двошарових чавунних виливків з робочою зносостійкою та монтажною в'язкою частинами для роботи в умовах ударно-абразивного зносу / М.А. Фесенко, І. В. Лук'яненко, К.В Фесенко, А. М. Верховлюк // *Scientific Journal «ScienceRise»*. – 2016. – №7/2(24). – С. 34-40.

ПЕРСПЕКТИВИ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ЯКОСТІ ТЕХНІЧНОЇ ОСВІТИ

Лютий Р. В. (НТУУ «КПІ», м. Київ)

Про якість освіти йдеться у багатьох керівних документах, але крім тексту, ніяких реальних дій щодо її підвищення або збереження не відбувається. Метою усіх реформ освіти є виключно зниження обсягів її фінансування.

За останнє десятиріччя запроваджено наступні механізми впливу на вищі навчальні заклади:

– жорсткий контроль за розрахунками педагогічного навантаження і виконання викладачами інших видів робіт;

– зміни до правил прийому: електронна реєстрація заяв і автоматичне розміщення вступників по спеціальностям у вузах (з 2015 р). У перший рік система зазнала ганебного провалу. Провідні вузи країни перший раз за останні роки недобрали сотні студентів. Декілька тисяч вступників залишилися без місця навчання. Базові технічні спеціальності залишилися без студентів. Але виправлень – ні оперативних (прямо в перші дні, до видання наказів про зарахування), ні подальших, не внесено. У 2016 році висновків також не зроблено і на основі цього недобору розподіляли бюджетні місця. Очевидно, що їх стало в рази менше;

– розрахунок фінансування викладачів і кількості ставок залежно від кількості студентів. Причому на усі спеціальності встановлено однаковий коефіцієнт – 10,55. Це означає, що підготовка фахівців, наприклад, з лінгвістики і з радіофізики коштує державі однаково і потребує однакових витрат на лабораторно-матеріальну базу;

– скорочення переліку спеціальностей у 2015 році. Список скорочено майже втричі. При цьому плани бюджетного набору, звичайно, також зменшено, і це представлено як «наслідок», а не як мету;

– позбавлення більшості студентів стипендій у 2016 році. Здорової конкуренції серед них це не викликало. Тому що разом із позбавленням стипендій треба забезпечувати дуже суттєве зниження комунальних послуг у гуртожитках, студентських закладах харчування, закладах відпочинку тощо. А так – це штовхає навіть здібних студентів на пошуки підробітків або постійної роботи, яка усуває їх від процесу нормального навчання;

– пропозиції до зниження аудиторного педагогічного навантаження у групах студентів із невеликою кількістю осіб. При цьому МОН «рекомендує» вважати повноцінною групою від 15 до 30 осіб (для лекційних занять – до 50!). Якщо студенти вибрали денну, а не заочну форму, то за законом мають право на повноцінне навчання, якого вони за цією поправкою позбавляються;

– насичення навчальних планів студентів технічного спрямування гуманітарними дисциплінами, за рахунок зниження кількості основних (професійних).

Наслідки реформ наступні:

1. Скорочення кількості викладачів: майже всі зараз працюють на неповні ставки.

2. Неможливість прийому на роботу нових (самих перспективних, активних і зацікавлених у роботі) викладачів.

3. Незадовільні умови роботи: із зменшенням фінансування співробітників зменшуються видатки і на комунальні послуги. Вузи не можуть їх покрити, відключають тепло, водопостачання, вводять режим жорсткої економії електроенергії, зачиняються на зимові місяці.

4. Втрата студентами мотивації до навчання. Стипендію важко заслужити, вона все одно дуже мала, а робочих місць після випуску також обмаль.

5. Суворе зниження якості вищої освіти і кваліфікації фахівців.

7. Відмова вузів від оплати студентам та їхнім керівникам відряджень на всеукраїнські конкурси і Олімпіади. Про конференції вже забули давно.

8. Втрата або значне обмеження можливості проведення науково-дослідної роботи студентами: у навчальних планах через насичення їх гуманітарними дисциплінами не залишилось аудиторного часу на наукові дослідження.

Освіта – це інвестиція в майбутнє. Для збереження її якості хоча б на існуючому рівні потрібно діяти вже сьогодні, щоб потім не довелося все починати спочатку:

1. Відновити перелік спеціальностей вищої освіти, необхідних країні (зважаючи на особливості національної промисловості і господарства).

2. Суттєво збільшити плани державного набору на наукомісткі технічні спеціальності до показників 2013...2014 років.

3. Забезпечити диференціацію по кількості студентів (від 6 до 15) при нарахуванні заробітної плати викладачам вузів за різними групами спеціальностей залежно від їх науко-, матеріало-, енергоємності.

4. Забезпечити прозору і зрозумілу систему вступу до вузів, яка унеможливить комп'ютерні помилки і недобір у провідних університетах країни.

5. Забезпечити студентів на конкурсній основі гідними стипендіями та знизити плату за проживання у гуртожитках, харчування, оздоровлення тощо.

6. Припинити скорочення ставок викладачів у вузах. Ввести мораторій на всілякі скорочення терміном до 2 років для наповнення вузів студентами і далі здійснити реальний перерозподіл ставок.

7. Забезпечити при підготовці магістрів не менше 20 кредитів на науково-дослідну роботу протягом першого року навчання, що забезпечить один день на тиждень для цієї роботи, що є невід'ємною складовою виконання дисертацій.

8. В обов'язковому порядку забезпечити місцями викладацької або наукової роботи у вузах випускників аспірантури, дисертації яких прийнято до захисту або захищено, для унеможливлення втрат найкращих і найперспективніших фахівців, на довготривалу і поки що якісну підготовку яких витрачено значну кількість бюджетних коштів.

ТЕОРЕТИЧНІ ОСНОВИ ОТРИМАННЯ ФОСФАТНИХ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИХ КОМПОНЕНТІВ

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

Останнім часом у світі намітилась тенденція до скорочення використання піщано-смоляних сумішей у зв'язку із токсичністю їх складових. Внаслідок цього на особливу увагу заслуговують неорганічні зв'язувальні компоненти. Але на сьогодні вони поступаються за технологічними властивостями, тому актуальним є питання розроблення нових неорганічних зв'язувальних компонентів.

Найменш вивченими та перспективними є фосфати. Їх запроваджено у багатьох галузях техніки. Для їх отримання використовуються хімічні процеси, представлені наступними схемами (H_3PO_4 – ортофосфорна кислота):

1. Me (метал) + H_3PO_4 ;
2. Me_yO_x + H_3PO_4 ;
3. $\text{Me}(\text{OH})_x$ + H_3PO_4 ;
4. Середній фосфат + H_3PO_4 ;
5. Сіль слабкої кислоти (титаніти, силікати, цирконати) + H_3PO_4 .

У ливарному виробництві реалізовано лише схему №2, за якою ортофосфорна кислота реагує у складі суміші із оксидом заліза або оксидом магнію. Також у стрижневих сумішах застосовують алюмофосфатний зв'язувальний компонент, який синтезують за схемою №3 із ортофосфорної кислоти і гідроксиду алюмінію. Але для зміцнення суміші при нормальних умовах все одно необхідно використовувати оксидні затверджувачі.

Нашими дослідженнями теоретично і експериментально підтверджено можливість синтезу фосфатних зв'язувальних компонентів для ливарних стрижнів за наведеними вище реакціями, а також запропоновано нові, невідомі раніше способи їх отримання.

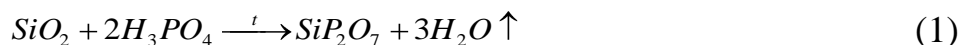
Розроблено і захищено патентом на винахід холоднотвердну суміш, яка містить концентровану ортофосфорну кислоту і дрібнодисперсну алюмінієву

пудру. Тут реалізується схема №1 (метал + кислота). Завдяки особливостям будови часточок алюмінієвої пудри (наявність оксидних плівок), забезпечується нормальний (порядку 10 хв) термін живучості суміші.

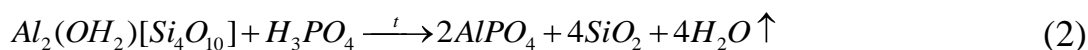
Основну увагу в наших дослідженнях приділено сумішам теплового зміцнення. Вони, у порівнянні з ХТС, мають значний (іноді необмежений) термін живучості, у їх складі можуть використовуватись менш якісні річкові піски, а також вони (на відміну від аналогічних піщано-смоляних сумішей) не потребують додаткового використання затверджувачів або каталізаторів теплового зміцнення.

Розроблено суміші, які зміцнюються внаслідок взаємодії ортофосфорної кислоти з хімічно неактивними оксидами алюмінію (250...300 °С), кремнію (300...320 °С) та цирконію (320...350 °С). Ці оксиди вибрано не випадково, адже саме із них складаються вогнетривкі наповнювачі (кварцові, цирконові, алюмосилікатні).

Кварцовий пісок або пилоподібний кварц при нагріванні до 300...320 °С взаємодіє з кислотою за наступною схемою:



Алюмосилікатні матеріали – дистен-силіманіт (реакція 2) та пірофіліт (реакція 3), враховуючи особливості їхньої будови, взаємодіють із кислотою так:

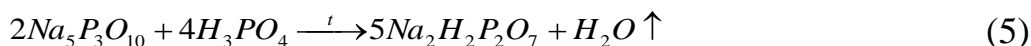


Циркон складається з оксидів кремнію та цирконію. Взаємодія з кислотою відбувається так:



Зв'язувальними компонентами в сумішах, як встановлено рентгенофазовим аналізом, є пірофосфати кремнію та цирконію або ортофосфат алюмінію. Вони термічно стійкі і стабільні, тому стрижні придатні до використання у сталевому і чавунному литві.

Успішно реалізовано синтез нового натрійфосфатного зв'язувального компонента. Для його отримання використано ортофосфорну кислоту і триполіфосфат натрію, які орієнтовно взаємодіють за реакцією:



Отриманий кислий фосфат натрію забезпечує підвищені, в порівнянні з іншими фосфатами натрію, міцність і термостійкість суміші.

Нашими дослідженнями також встановлено факт утворення фосфатів при взаємодії ортофосфорної кислоти із неорганічними солями металів. Незважаючи на те, що H_3PO_4 за хімічною природою слабша від сірчаної, соляної та азотної кислот, науково доведено, що вона здатна при нагріванні вступати у взаємодію із їхніми солями та утворювати міцні зв'язувальні плівки.

Так, сульфат алюмінію у кристалогідратній формі $\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3 \cdot 18\text{H}_2\text{O}$ може реагувати з H_3PO_4 за досить складною непрямою схемою, але головне, що сукупність фізико-хімічних процесів призводить до утворення міцного і термостійкого фосфосульфатного зв'язувального компонента. Схожі результати отримано і для системи ортофосфорної кислоти з $\text{FeSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$, але дослідження цієї системи тривають.

Представлені суміші призначено для виготовлення стрижнів або оболонкових форм, зміцнюваних при нагріванні (температура от 150 до 350 °С), а стрижні, в свою чергу, забезпечують отримання якісних виливків з низькою шорсткістю поверхонь із залізовуглецевих сплавів, в тому числі з легованої сталі.

АНАЛИЗ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ БРОНЗЫ БрА9ЖЗЛ, ЛЕГИРОВАННОЙ ЦИНКОМ

Мазорчук В. Ф., Узлов К. И., Репях С. И., Дзюбина А. В.
(НМетАУ, м. Дніпро)

В настоящее время данные о влиянии Zn на структуру бронзы БрА9ЖЗЛ носят фрагментарный характер. Поэтому, работа, направленная на выяснения причин охрупчивания бронзы БрА9ЖЗЛ при увеличении содержания в ней Zn – актуальна.

Для выявления микроструктуры исследуемых сплавов использовали травитель: 3,5 гр. хлорного железа, 25 мл. HCl, 75 мл. этилового спирта. Травление проводили погружением образца в травитель на 30 ... 40 с. Исследование микроструктур осуществляли на микроскопе МЕТАМ РВ-21.

Результаты исследования микроструктур испытанных бронз свидетельствуют о непрерывном повышении количества эвтектоидной структурной составляющей с увеличением содержания в бронзе Zn, соответствующем уменьшению количества α -фазы и изменении ее морфологии на дендритную. То есть, результаты анализа свидетельствуют о том, что именно количество эвтектоидной составляющей и морфология кристаллов α -Cu являются основными факторами резкого изменения (понижения) уровня пластичных и вязких свойств бронзы БрА9ЖЗЛ.

Из изложенного следует, что повышение содержания Zn в бронзе БрА9ЖЗЛ увеличивает количество эвтектоидной составляющей, что снижает уровень механических свойств. В связи с этим, максимальное содержание Zn рекомендуется ограничить 0,2%, по массе.

Выводы

1. Причиной хрупкого разрушения бронзы БрА9ЖЗЛ является увеличение в её структуре количества эвтектоидной составляющей.
2. Во избежание хрупкости отливок и, соответственно, литых деталей технического назначения, рекомендуется максимальное содержание Zn в бронзе БрА9ЖЗЛ ограничить 0,2%, по массе.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БРОНЗЫ БрА9ЖЗЛ, ЛЕГИРОВАННОЙ ЦИНКОМ

Мазорчук В. Ф., Узлов К. И., Репях С. И., Дзюбина А. В.
(НМетАУ, м. Дніпро)

В исследованиях использовали отливки цилиндрической формы из бронзы БрА9ЖЗЛ (без термической обработки). Отливки получали в результате заливки предварительно раскисленного расплава бронзы (перегрев расплава – 100 ± 15 °С) в одноместный стальной кокиль (без защитного покрытия поверхности) с начальной температурой 200 ± 10 °С. Размеры рабочей полости кокиля $\varnothing 16 \times 100$ мм. Впоследствии из этих цилиндрических отливок изготавливали образцы гагаринского типа для проведения механических испытаний на разрыв. Для определения ударной вязкости использовали образцы типа Менаже, отлитые “в размер” без надреза в кварцевые керамические оболочковые формы (КО) с начальной температурой 950 ± 15 °С. Надрез U-образной формы на образцах типа Менаже выполняли механическим путём после их отделения от литниково-питающей системы. Испытание на растяжение проводили по ГОСТ 1497-84 на образцах типа III, номер образца 6, с базой испытаний 30 мм, на универсальной испытательной машине FP 100/1. Температура испытаний 16 °С. Скорость движения траверсы – 0,93 мм/мин.

Результаты исследования по влиянию содержания Zn (до 4,0 %, по массе) на свойства бронзы БрА9ЖЗЛ представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Результаты определения механических свойств бронзы БрА9ЖЗЛ дополнительно легированной цинком

Показатель	Содержание Zn (% , по массе)							
	0	0,25	0,52	1,11	1,83	2,50	3,64	4,00
σ_B , МПа	597	578	570	560	525	477	360	300
$\sigma_{0,2}$, МПа	250	270	290	333	380	395	327	295
$\sigma_{0,05}$, МПа	210	235	250	300	350	375	322	290
δ , %	24	8	2	2	2	2	2	2
ψ , %	21	5	1,4	1,4	1,4	1,4	1,4	1,4
КСУ, Дж/см ²	13	13	11,8	0,2	0,3	0,3	0,2	0,2

Анализ данных таблицы свидетельствуют о том, что с увеличением содержания Zn у бронзы монотонно снижается уровень предела прочности на разрыв (σ_B), но при увеличении содержания Zn до 2,5 % повышаются величины пределов текучести ($\sigma_{0,2}$) и упругости ($\sigma_{0,05}$). При этом, разница между σ_B и $\sigma_{0,2}$ с увеличением содержания Zn в бронзе непрерывно уменьшается, достигая минимума при содержании Zn = 4%.

Выводы: С увеличением содержания Zn (до 4%, по массе) предел прочности бронзы БрА9ЖЗЛ неуклонно снижается (с 600 МПа при содержании Zn = 0% до 300 МПа при содержании Zn = 4%), а величины предела текучести и упругости увеличиваются, достигая максимума при содержании Zn = 2,5%.

При содержании Zn = 0,2 ... 0,6% происходит резкое снижение уровней пластических свойств бронзы БрА9ЖЗЛ.

ОБ ЭФФЕКТИВНОСТИ ТЕПЛООВОГО ВЛИЯНИЯ ФОРМЫ НА ПРОЦЕСС ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК

Мамишев В. А., Шинский О. И., Соколовская Л. А.
(ФТИМС НАНУ, г. Киев)

В литейном производстве и металлургии литые заготовки из сплавов на основе железа, меди, алюминия и других металлов получают [1, 2] при разных тепловых режимах литья. При промышленной реализации традиционных и новых технологий литья тепловые режимы затвердевания отливок, слитков, центробежно- и непрерывнолитых заготовок могут быть эффективными при технологической оптимизации термически сопряженных процессов течения и теплообмена [3] в системе литая заготовка – форма – окружающая среда.

Чтобы облегчить поиск оптимальных тепловых режимов затвердевания и охлаждения литых заготовок разного назначения, целесообразно теоретически оценить эффективность высокотемпературных процессов литья. Это позволит выявить рациональные способы улучшения качества литых заготовок разной конфигурации и габаритных размеров при их затвердевании в металлических и неметаллических литейных формах.

Способствует этому системный анализ многофакторных процессов литья с позиций реотермической теории управления качеством литой структуры [4-6]. Системное исследование нестационарных и квазистационарных процессов теплообмена при получении отливок, слитков и непрерывнолитых заготовок разной массы и геометрии позволяет сделать вывод об эффективности или неэффективности температурно-временных режимов их затвердевания.

Для большинства технологических схем литья справедливо заключение реотермической теории [6,7] о том, что взаимосвязанные процессы внутреннего и внешнего теплообмена в системах отливка – форма, слиток – изложница или заготовка – кристаллизатор являются эффективными в следующих случаях:

- 1) если при получении литых заготовок в полости формы, изложницы или кристаллизатора реализуются принципы суспензионной разливки, осадочной кристаллизации, направленного затвердевания и рафинирующей подпитки;
- 2) если в структуре литого металла образуется минимальное количество наиболее опасных дефектов затвердевания, к которым относятся усадочные раковины, газоусадочная рыхлость, кристаллизационные и горячие трещины;
- 3) если в процессе теплового взаимодействия отливки с формой, слитка с изложницей или непрерывнолитой заготовки с кристаллизатором и внешней средой можно повысить производительность конкретных технологий литья.

Так как металлические и неметаллические формы являются внешними холодильниками по отношению к залитому в их полость жидкому металлу, то изменяя толщину стенок форм, изложниц и кристаллизаторов, плотность, теплоемкость, теплопроводность и теплоаккумулирующую способность форм и их начальную температуру, можно управлять [6] теплофизическим процессом затвердевания отливок, слитков, центробежно- и непрерывнолитых заготовок и физико-химическим процессом формирования кристаллической структуры.

Если на рабочей поверхности металлических и неметаллических форм имеется слой теплоизоляционной или противопожарной краски, то можно прогнозировать влияние теплового сопротивления защитного слоя краски на эффективный коэффициент теплопередачи в зоне контакта отливки с формой или слитка с изложницей с применением полученных в [8] расчетных формул для литых заготовок разной геометрии.

Так как в практике литья наиболее часто применяются технологичные и экономичные, податливые и газопроницаемые, но низкотеплопроводные формы на основе кварцевого песка, то процесс внешнего теплоотвода от расплава через стенки песчаной формы в окружающую среду резко затормаживается [9]. Поэтому значительно увеличивается время затвердевания отливок, особенно массивных, а в теле толстостенных отливок образуется крупнокристаллическая (дендритная или недендритная) литая структура. Это главная причина низких физико-механических (прочностных и пластических) свойств литого металла при затвердевании отливок в песчаных формах с невысокой интенсивностью внешнего теплообмена в системе отливка – форма – окружающая среда.

Для значительного ускорения процессов затвердевания и кристаллизации расплава и получения более мелкой кристаллической структуры литого металла полезно оптимально совмещать процессы внутреннего и внешнего теплообмена в системе заготовка – форма в технологических схемах гетеролитья [3-6].

Интенсификация внутреннего теплообмена между микрохолодильниками и жидким металлом в условиях перемешивания гетерогенного расплава позволяет быстро снизить начальный перегрев расплава [7,8] и уменьшить время затвердевания литых заготовок. Кроме того, при предварительном замораживании рабочих слоев сырых песчаных форм или охлаждении сухих форм можно заметно ускорить [9] процесс затвердевания крупных отливок.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ефимов В.А. *Разливка и кристаллизация стали*. – М.: Металлургия, 1976. – 539 с.
2. Смирнов А.Н., Куберский С.В., Штепан Е.В. *Непрерывная разливка стали*. – Донецк: ДонНТУ, 2011. – 482 с.
3. Мамишев В. А. Системное исследование реотермических процессов течения и теплообмена при кристаллизации сплавов // *Процессы литья*, 2015. – № 1. – С. 39 - 46.
4. Мамишев В. А. Системный анализ затвердевания литых заготовок с переменной кривизной границ двухфазной зоны // *Процессы литья*, 2014. – № 1. – С. 19 - 26.
5. Мамишев В. А. *О прикладных вопросах реотермической теории управления качеством литой структуры* // *Интенсификация литейных технологий*. – К.: ИПЛ АН УССР, 1989. – С. 77 - 82.
6. Мамишев В. А. *Реотермическая концепция управления кристаллическим строением литых изделий* // *Процессы литья*. – 2004. – № 3. – С. 43 - 48.
7. Мамишев В. А. *О повышении эффективности теплообмена в системе литая заготовка – форма – окружающая среда* // *Металл и литье Украины*. – 2012. – № 11. – С. 31 - 35.
8. Соколовская Л. А. *Учет теплового сопротивления неметаллических прослоек в контактной зоне теплообмена* // *Литейное производство: технология, материалы, оборудование, экономика и экология. Матер. междунар. научно-практ. конф.* – Киев: ФТИМС НАН Украины, – 2011. – С. 256 - 258.
9. Мамишев В. А., Шинский О. И., Соколовская Л. А. *Системный подход к исследованию теплофизических процессов литья* // *Металл и литье Украины*, 2016. – № 8-9. – С. 48 - 51.

РОЗРОБКА НОВИХ ЗАГОТОВОК ДЛЯ ПОКОВОК ВІДПОВІДАЛЬНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

Марков О. Є., Герасименко О. В., Косілов М. С., Шевцов С. О.
(ДДМА, м. Краматорськ)

Злитки звичайної конфігурації використовуються в якості заготовок для крупних поковок, одержуваних на гідравлічних пресах. Відношення висоти до середнього діаметру поперечного перерізу у таких злитків становить 2,0 ... 2,5, конусність на обидві сторони 5%. Позаосьова ліквідація, неоднорідність структури, хімічного складу та механічних властивостей характерні для ковальських злитків із співвідношенням $H / D = 2,5 \dots 3,0$ [1].

Позаосьова неоднорідність («вуса») є істотним дефектом сталюого злитка. Процес утворення зонної неоднорідності в злитках являє собою результат виборчої кристалізації і дифузійного перерозподілу домішок, що мають різну розчинність в рідкому та твердому металі. Зональна неоднорідність злитків пов'язана з дендритною неоднорідністю і є подальшим її розвитком [2]. Усадочні дефекти, що виникають у центральній частині злитків, суттєво впливають на якість продукції, особливо якщо вони не можуть бути усунені куванням [3].

Осьова рихлість і усадочна раковина є дефектами лиття, що є, в основному, результатом зміни щільності в процесі кристалізації [4]. У свою чергу рихлість ділиться на два види: газова рихлість і усадочна рихлість. Перша, відповідає за розвиток великих порожнин, в той час як друга призводить до утворення відносно невеликих пустот [5, 6].

Мета дослідження – визначення макроструктури і будови ковальських злитків зі спрямованою кристалізацією.

Кристалізація розплаву для співвідношення геометричних розмірів тіла злитка $H / D = 1$ зі зворотною конусністю $\gamma = 14\%$ (рис. 1, а) приводить до отримання крупних дендритів. Напрямок їх росту відповідає напрямку відводу тепла: нижня частина злитка має вертикальний напрямок фронту кристалізації, а периферійна бокова зона, особливо в верхній частині – горизонтальний. Це призводить до утворення трьох явно помітних зон структурної неоднорідності злитка: підприбуткова, яка забруднена домішками та ліквідаціями; донна, яка має щільну і однорідну структуру; бокова – складається з дендритів значної довжини. У таких умовах кристалізації ослабленої за щільністю і ліквідацією залишається центральна підприбуткова частина. На фото можна виявити конус кристалізації з піддона з щільною структурою, висота якої досягає 2/3 висоти тіла зливка, що складається з дрібних кристалів. Дані геометричні параметри не виключали потрапляння усадкової раковини в тіло зливка. Такий злиток вимагає збільшення об'єму підприбуткової частини, що збільшує витрати металу.

Зменшення висоти злитка ($H / D = 0,75$) сприяє підвищенню щільності внутрішньої будови злитків (рис. 1, б). Для цього випадку характерна більш однорідна структура, що, відповідно, підвищить рівномірність механічних властивостей вихідної ковальської заготовки і зменшить анізотропію. Це, в свою чергу, дозволить зменшити ступені деформації при куванні (уков). Глибина

усадочної раковини менше, ніж для злитків з $H / D = 1$, і вона розташовується на межі переходу підприбуткової частини злитка у тіло злитка. Це дозволить видалити усадочну раковину при куванні.

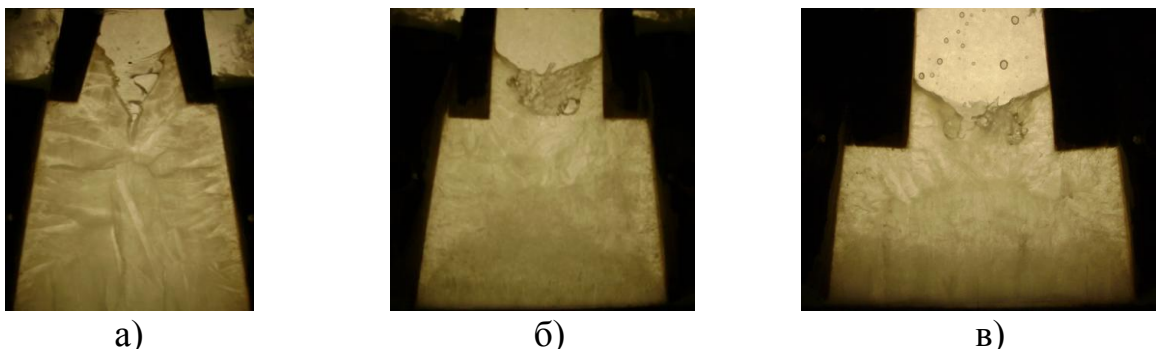


Рис. 1. Макроструктура злитків з конусністю $\gamma = 14\%$:
а – $H / D = 1$; б – $H / D = 0,75$; в – $H / D = 0,5$

Для цього варіанту складно візуально виділити зони структурної неоднорідності, проте менш щільною залишається підприбуткова зона.

Зменшення висоти тіла злитка до $H / D = 0,5$ дозволяє виключити горизонтальний фронт кристалізації, що, відповідно, підвищує структурну рівномірність і зменшує ліквіацію (рис. 1, в). Отримана макроструктура дрібнокристалічна, спрямована, однорідна. Усадочна раковина неглибока і не потрапляє в тіло злитка, що дозволить зменшити об'єм прибуткової частини зливка.

Висновок

У всіх розглянутих варіантах, особливо для коротких ($H / D = 0,75$) і ультракоротких ($H / D = 0,5$) злитків, характерна відсутність осевої рихлості, що обумовлено умовами спрямованої кристалізації розплаву. Аналіз отриманих результатів дозволяє зробити висновок, що ефективним за макроструктурою, формою і розташуванням усадочної раковини є злиток з співвідношенням $H / D = 0,75$ і конусністю 14% (рис. 1, б).

ЛІТЕРАТУРА

1. Stahlberg U. A study of void closure during plastic deformation / U. Stahlberg, H. Keife, M. Lundberg // *J. Mech. Working Tech.* – 1980. – № 4. P. 51–63.
2. Филимонов А. В. Оптимальный режим выведения усадочной раковины при отливке слитков в изложницу / А. В. Филимонов, О. Х. Фаткуллин // *Технол. легк. сплавов.* – 2006. – № 4. – С. 123–125.
3. Formation mechanism of shrinkage and large inclusions of a 70 t 12Cr2Mo1 heavy steel ingot / H. Liu, P. Fu, X. Kang, X. Ma. // *Research & Development.* – 2014. – №1. – P. 46–51.
4. Wu M. A four-phase model for the macrosegregation and shrinkage cavity during solidification of steel ingot / M. Wu, A. Ludwig, A. Kharicha. // *Applied Mathematical Modelling.* – 2017. – №1. – P. 102–120.
5. Current problems in plasma spray processing / [C. C. Berndt, W. Brindley, A. N. Goland et al]. – New York: Springer, 1992. – 341 p. – (*Journal of Thermal Spray Technology*). – (ISSN: 1059-9630; b. 1).
6. Ковка слитков на прессах / Соколов Л. Н. [и др.]; под ред. Л. Н. Соколова. – К. : Техника, 1984. – 127 с. : ил.

СОДЕРЖАНИЕ ВОДЫ В СИЛИКАТЕ НАТРИЯ ПЕСЧАНО-ЖИДКОСТЕКЛЬНОЙ СМЕСИ ПОСЛЕ ЕЁ ТЕПЛОВОЙ И СВЧ-СУШКИ

Матюха М. В., Костикова Е. И., Усенко Р. В., Репях С. И. (НМетАУ, г. Днепр)

В исследовании использовали смеси кварцевого песка верхнеднепровского месторождения и натриевого жидкого стекла с величиной силикатного модуля (M_{SiO_2}) от 2,8 до 3,15 и удельной плотностью 1440 кг/м^3 . Массовое содержание жидкого стекла в смеси всех приготавливаемых навесок составляло $5 \pm 0,1\%$. Массу навесок определяли на электронных весах с точностью $0,1 \text{ г}$. Для проведения испытаний из приготовленных песчано-жидкостекляных смесей в пластиковых стержневых ящиках готовили образцы цилиндрической формы диаметром $28,4 \text{ мм}$ с массой $250 \pm 10 \text{ г}$.

Сушку образцов проводили в СВЧ-печи мощностью 700 Вт , а также на воздухе в течение 6 ч при $100 \pm 1^\circ\text{C}$. По окончании сушки каждый образец взвешивали повторно и после расчёта массы обезвоженного силиката натрия в навеске соответствующего жидкого стекла, рассчитывали массу воды, оставшейся в силикате натрия образцов ($m_{ОВ}$). Результаты расчётов, где за 100% принята масса высушенного силиката натрия, представлены на рис. 1 в виде соответствующих зависимостей.

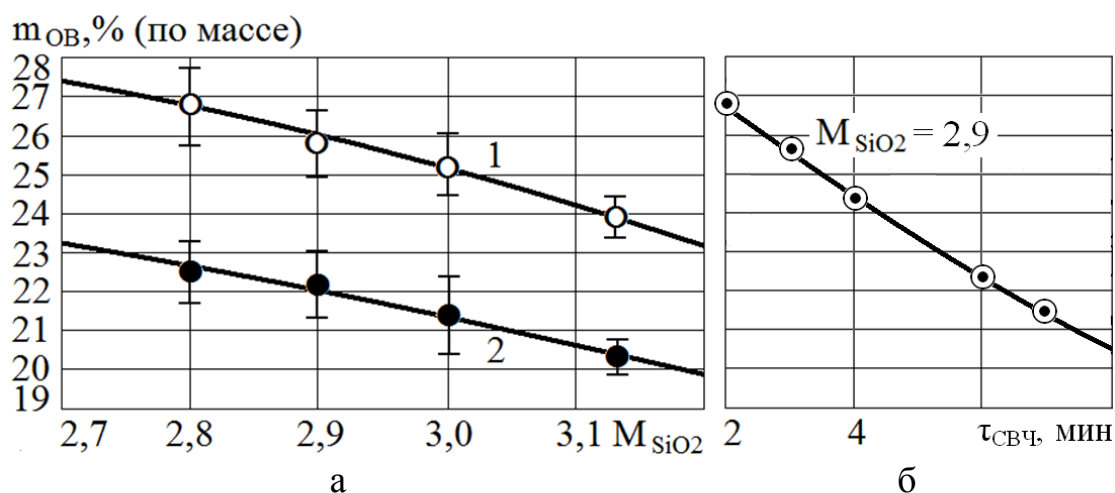


Рис. 1 Зависимость содержания H_2O в силикате натрия от M_{SiO_2} (а) и длительности СВЧ-сушки (б): 1 – сушка 3 мин в СВЧ-печи; 2 – сушка 6 ч при $100 \pm 1^\circ\text{C}$

Из анализа зависимостей на рис. 1 следует, что СВЧ-сушка песчано-жидкостекляных смесей эффективней их тепловой сушки на воздухе. При этом, величина остаточной влаги в силикате натрия песчано-жидкостекляных смесей уменьшается с увеличением силикатного модуля используемого жидкого стекла (см. рис. 1, а). Помимо этого, при СВЧ-сушке (см. рис. 1, б) величина остаточной влаги также уменьшается с увеличением продолжительности СВЧ-сушки.

РАЦИОНАЛЬНАЯ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТЬ КОМБИНИРОВАННОГО ЭЛЕКТРОДУГОВОГО-ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО ОБОГРЕВА ПРИБЫЛЕЙ СЛИТКОВ

Меняйло Е. В., Хрычиков В. Е. (НМетАУ, г. Днепр)

Производство стальных слитков и изложниц постепенно уменьшается из-за расширения объемов производства заготовок с помощью машин непрерывного литья (МНЛЗ). Несмотря на развитие этой технологии, производство слитков в изложницах для кузнечного передела остается востребованным. Это обусловлено большим разнообразием используемых марок стали в машиностроении и относительно небольшим объемом их потребления, что затрудняет перенастройку процесса МНЛЗ для единичного и мелкосерийного производства.

Технология непрерывного литья имеет более высокие технико-экономические показатели, однако следует помнить, что при производстве спокойных марок стали в небольшие изложницы качество металла слитка выше, как правило, по сравнению с заготовкой МНЛЗ тех же размеров. Это обусловлено тем, что в слитке все неметаллические включения и газы всплывают в прибыль, которая после затвердевания металла отрезается. При литье в МНЛЗ на рабочей поверхности кристаллизатора быстро образуется слой затвердевшего металла, который вытягивается из кристаллизатора роликами. С этого момента скорость охлаждения заготовки резко уменьшается. Вследствие этого двухфазная жидко-твердая зона распространяется на глубину до 10-12 м, а компенсация усадки затвердевающих слоев металла на большой глубине затруднена из-за низкой скорости фильтрации расплава из кристаллизатора.

Кроме того, при затвердевании металла растворимость газов уменьшается, они выделяются, образуя отдельные включения. Их всплывание вверх в прибыль быстрее осуществляется в слитке, чем в установке МНЛЗ с глубины 10-12 м. Поэтому при разливке стали в МНЛЗ к ее качеству предъявляют повышенные требования, в частности, применяют продувку аргоном высокой чистоты, вакуумирование, технологию печь-ковш, защищают струю металла при разливке нейтральными газами. Эти дополнительные затраты значительно увеличивают себестоимость продукции, так что все современные производства, как правило, сохранили в своем составе небольшие участки разливки слитков в изложницы.

Однако в стальных слитках формируется осевая пористость, которая распространяется часто до половины и более высоты отливки /1/. Экзотермические и теплоизоляционные смеси, изменение конструкции изложницы не всегда обеспечивают условия для направленного затвердевания слитка. При увеличении массы слитка увеличивается продолжительность его затвердевания. Так, слиток массой 18,8 т затвердевает более 6 часов; 36,5 т - \approx 9 часов; 71,5 т – более 14 часов, а обеспечить увеличение продолжительности затвердевания расплава в прибыли сложно.

Ни одна экзотермическая смесь не может эффективно выделять тепло в течение нескольких часов /2,3/. Поэтому для массивных слитков становятся не

эффективными применяемые технологии утепления прибыли экзотермическими и теплоизолирующими смесями. В результате усадочная пористость распространяется практически на половину высоты слитка.

Часть мелких дефектов заваривается в процессековки, но окисление внутренней поверхности усадочной пористости из-за диффузии газов из сплава приводит к тому, что эти дефекты сминаются и послековки выявляются УЗК контролем в виде полос и строчек. Более крупные усадочные раковины невозможно устранить даже при значительном обжати.



Рис. 1. Торец прибыли валка из стали 150ХНМ после ЭШО и валка, отлитого с утеплением прибыли экзотермической смесью и двухразовой доливкой расплавом

Технология комбинированного электродугового-электрошлакового обогрева (ЭШО) применяется на Днепропетровском и Лутугинском заводах прокатных валков с середины 80-х годов XX столетия для питания усадки чугунных прокатных валков массой от 2 до 50 тонн. С 2016 года освоено производство прокатных валков из заэвтектоидной стали 150ХНМ (рис. 1).

ЭШО прибыли обеспечил устранение усадочных дефектов в отливке и уменьшение массы прибыли более чем в два раза.

Выведены формулы и построены графики для инженерной оценки продолжительности регулируемого режима обогрева прибыли отливок и слитков из Fe-C сплавов, затвердевающих в кокиле. По сравнению с ранее принятыми способами питания усадки, разработанная технология литья позволяет уменьшить продолжительность обогрева прибыли для каждого конкретного химического состава сплава и устранить формирование усадочных дефектов в массивных стальных и чугунных отливках и слитках.

ЛИТЕРАТУРА

1. Котас П. Оптимизация формы, прибыльной части и теплоизоляция слитков.- *Металлургическое производство и технология.*- №1.- 2017.- с. 10-12.
2. Щеглов В.М., Ефимов В.А., Осипов В.П., Ицук Н.Я., Клибус А.В. Исследования процесса горения экзотермических смесей. В сб. «Проблемы стального слитка».- №5.- М.- *Металлургия.*- 1974, с. 444-447.
3. Исаев Е.И., Баптизманский В.И., Чуванов А.П. и др. Разливка стали сверху с применением экзотермической шлаковой смеси. В сб. «Проблемы стального слитка».- №6.- М.- *Металлургия.*- 1976, с. 359-261.

СУЧАСНИЙ СТАН ВИКОРИСТАННЯ МЕТОДУ МОЛЕКУЛЯРНОЇ ДИНАМІКИ ДЛЯ ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ РОЗПЛАВІВ МЕТАЛІВ

Муратов О. С., Романенко В. М., Мірошников О. М.
(Національний університет харчових технологій, м. Київ)

Розуміння структурних особливостей розплавів металів є важливою областю фундаментальної науки та сучасного металургійного та машинобудівного виробництва. Це зумовлено тим, що основна частина металевих виробів отримується шляхом лиття, і структура розплаву головним чином впливає на структуру готового матеріалу. Поряд з експериментальними методами дослідження структури речовини (рентгенівська та електронна дифрактометрія, електронна мікроскопія, спектроскопія ЯМР тощо), ще більшого розповсюдження набувають комп'ютерні методи моделювання, що, перш за все, обумовлено розвитком обчислювальної техніки.

Серед методів моделювання хотілось би відмітити методи Монте-Карло (MC), Оберненого Монте-Карло (RMC) та молекулярної динаміки (MD). Методи MC та RMC відносяться до стохастичних, тобто в них головну роль грають випадкові числа та методи математичної статистики, тому структура, отримана цими методами, характеризується найвищою ентропією з усіх можливих структур, що ускладнює або нівелює упорядкування середнього та дальнього порядку в розплаві. Натомість, метод MD будує модельну комірку, в якій діють міжатомні сили різної природи, і під час моделювання атоми рухаються відповідно до класичної механіки Ньютона. Тобто, крім того, що метод MD дає більш фізичну картину структури матеріалу, він дозволяє досліджувати еволюцію системи, і, що важливо, процеси, що відбуваються при зміні умов навколишнього середовища, наприклад, при застиганні або швидкому загартовуванні металевих розплавів.

При всіх своїх перевагах, метод MD суттєво залежить від вибору коректного потенціалу, який дійсно описує енергетичну взаємодію між атомами. Коректність потенціалу перевіряється за відповідністю отриманих модельних даних до експериментальних при моделюванні певних властивостей або структур, наприклад коефіцієнту самодифузії або рівноважної структури. Пошук та розрахунок коректного потенціалу міжатомної взаємодії є непростою задачею, тому багатьма дослідниками пропонуються різні аналітичні вирази або табличні значення для цього потенціалу. Вибір конкретного — це виключна відповідальність дослідника з огляду на предмет дослідження, розмір системи та точність отриманої моделі. В інтернеті наявні певні бази даних, які надають доступ до математичних виразів потенціалів разом з відповідними посиланнями на першоджерела, а деякі — разом з фізико-хімічними властивостями, розрахованими на основі запропонованих потенціалів. Серед таких баз треба відмітити [1, 2].

Для проведення моделювання авторами був обраний програмний продукт LAMMPS [3]. До його переваг відносяться відкритий вихідний код, тому, як наслідок, він безкоштовно розповсюджується в мережі Інтернет, працює на операційних системах Linux, Windows та MacOS, дозволяє інтегрувати розрахункове ядро у похідні програмні проекти на мові програмування Python та легко адап-

тується до різного апаратного забезпечення – від персонального комп'ютера до мейнфрейма (суперкомп'ютера), що дозволяє отримувати результати моделювання систем будь-якого розміру в прийнятні строки. Крім того, програмний продукт оптимізований для використання з сучасними поколіннями відеокарт, які суттєво пришвидшують розрахунок з використанням технології CUDA [4].

Алгоритм моделювання розплавів розглянутий у [5], і полягає у проведенні 4 етапів:

1. Спочатку формується модельна комірка з випадковим розташуванням атомів, яка нагрівається до дуже високої температури (порядку 3000 К) з метою гарантованого “плавлення” сплаву, факт якого фіксується за виглядом структурного фактору.

2. Отриманий високотемпературний “розплав” охолоджується до температури дослідження при сталому тиску.

3. Потім “розплав” “витримується” при температурі дослідження до тих пір, поки внутрішня енергія не досягне сталого мінімального значення. На основі цього етапу розраховується об'єм модельної комірки.

4. На кінець, проводиться моделювання комірки при сталому об'ємі з отриманням остаточної структури розплаву.

Отримана структура надалі аналізується з використанням методу Вороного-Делоне.

Крім структури, метод молекулярної динаміки дозволяє вивчати термодинаміку розплавів, процеси зародкоутворення при кристалізації або загартовуванні промислових сплавів та вивчати їх механічні властивості.

ЛІТЕРАТУРА

1. C.A. Becker, et al. *Considerations for choosing and using force fields and interatomic potentials in materials science and engineering* // *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 17, 277-283 (2013). <https://www.ctcms.nist.gov/potentials>
2. E. B. Tadmor, R. S. Elliott, J. P. Sethna, R. E. Miller, and C. A. Becker *Knowledgebase of Interatomic Models (KIM)*. <https://openkim.org>, 2011.
3. Plimpton S. *Fast Parallel Algorithms for Short-Range Molecular Dynamics* / S. Plimpton. // *Journal of Computational Physics*. – 1995. – №117. – P. 1–19. - <http://lammps.sandia.gov/index.html>
http://www.nvidia.com/object/cuda_home_new.html - Дата доступу 26/05/17.
4. Angelo J. E. *Trapping of hydrogen to lattice defects in nickel* / J.E. Angelo, N. R. Moody, M. I. Baskes. // *Modell. Simul. Mater. Sci. Eng.* – 1995. – №3. – С. 289–307.

ТЕРМОДИНАМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВІВ СИСТЕМ Ni–Sb I Ce–Ni–Sb

Пастушенко К. Ю., Левченко П. П., Шевченко М. О., Іванов М. І.,
Судавацова В. С. (ІПМ НАНУ, м. Київ)

Стибій з перехідними металами утворює сплави, що характеризуються термоелектричними та магнітними властивостями, а деякі проявляють ефект “пам’яті форми”. Для розробки таких нових металічних матеріалів доцільно знати термодинамічні властивості сполук і сплавів систем Sb–d-метал, Sb–d-метал–РЗМ (рідкісноземельні метали). Ці дані також можуть бути використані для моделювання фазових рівноваг в сплавах цих систем. В зв’язку з цим, нами досліджено термодинамічні властивості рідких сплавів нікелю із стибієм при 1270 і 1470 К методом калориметрії в інтервалі складів $0 \leq x_{Ni} \leq 0,5$, а також розраховано ентальпії змішування розплавів системи Ce–Ni–Sb за моделлю Редліха–Кістера із аналогічних даних для подвійних граничних підсистем.

Встановлено, що мінімальне значення ΔH розплаву Ni із Sb складає $-25,3 \pm 0,5$ кДж/моль при еквіатомному складові, а перша парціальна мольна ентальпія змішування нікелю $\Delta \bar{H}_{Ni}^{\infty}$ дорівнює -60 ± 3 кДж/моль. Ці значення вказують на сильну взаємодію між різнойменними компонентами вивчених розплавів. В роботі [1] цим же методом визначено термохімічні властивості розплавів системи Ni–Sb при 1273 К і $0 \leq x_{Ni} \leq 0,3$. Порівняння встановлених нами і [1] термохімічних даних дозволило показати, що ці дані корелюють між собою. Ймовірніше за все, енергія зв’язку в рідких сплавах Ni зі Sb в інтервалі 1273–1460 К мало змінюється. Це закономірно, тому що ентальпії змішування більшості металічних розплавів, частіше за все, практично не залежать від температури в невеликому інтервалі.

Враховуючи, що частіше за все в різних галузях промисловості використовуються багатокомпонентні сплави, ми розрахували ентальпії змішування розплавів системи Ce–Ni–Sb із аналогічних даних для подвійних обмежуючих підсистем за “аналітичною” моделлю Редліха–Кістера, прийнявши параметр потрійної взаємодії рівний 200. Одержані ізоентальпії змішування рідких сплавів системи Ce–Ni–Sb приведено на рис. 1. Ясно, що мінімум ΔH розплавів системи Ce–Ni–Sb припадає на еквіатомний сплав Ce зі Sb. Це узгоджується з тим, що із трьох подвійних обмежуючих систем сплави церію зі стибієм утворюються з найбільшими екзотермічними ефектами [2]. Це корелює також із тим, що проміжна фаза CeSb плавиться конгурентно при дуже високій температурі (2000 К). Ясно, що додавання церію до розплавів нікелю із стибієм спричиняє збільшення теплових ефектів сплавоутворення. Це характерно і при додаванні Sb до сплаву Ni–Ce збагаченого Ce.

Це можна пояснити тим, що церій в цьому процесі буде віддавати р і f – електрони нікелю. Згідно з діаграми стану Ce–Ni–Sb [3], її компоненти утворюють всього три тернарні фази, тому що сполуки Ce_mSb_n є набагато стабільнішими, ніж інтерметаліди подвійних систем Ni–Sb(Ce). Аналогічні ефекти можна очікувати для сплавів інших систем d–метал–Sb–Ce (рис. 3).

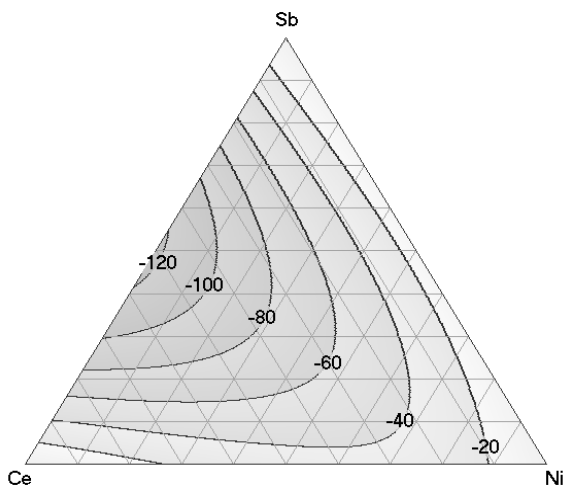


Рис. 1. Ізоентальпії змішування розплавів системи Ce–Ni–Sb при 1470 К

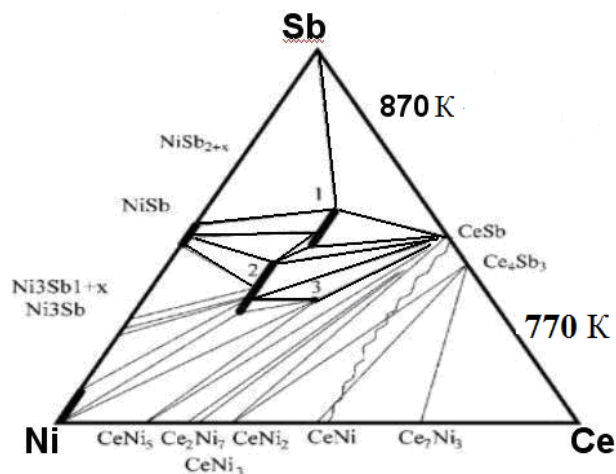


Рис. 2. Діаграми фазових рівноваг системи Ce–Ni–Sb при 870 та 770 К [3]: 1 – $\text{CeNi}_{1\pm x} \text{Sb}_{2\pm x}$; 2 – $\text{CeNi}_{2\pm x} \text{Sb}_{2\pm x}$; 3 – CeNiSb

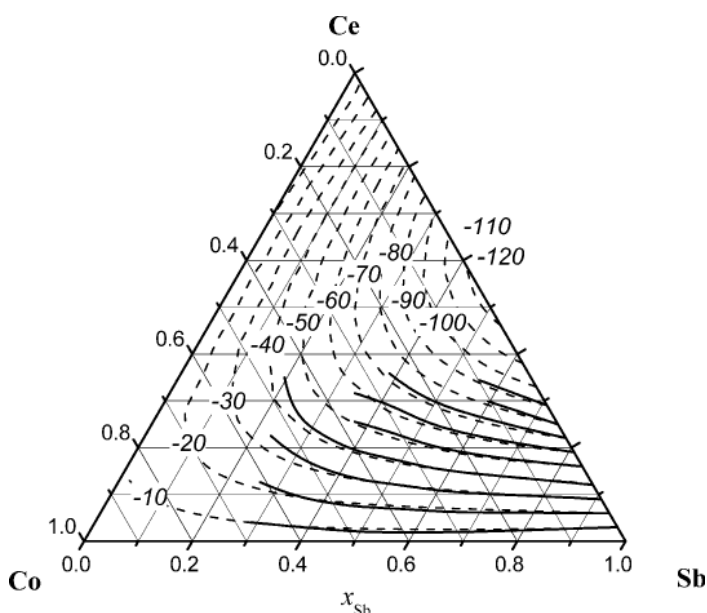


Рис. 3. Ізоентальпії змішування розплавів системи Ce–Co–Sb при 1723 К [2].

ЛІТЕРАТУРА

1. Elmahfoudi A., Fürtauer S., Sabbar A., Flandorfer H. Enthalpy of mixing of liquid systems for lead free soldering: Ni–Sb–Sn system // *Thermochimica Acta* – 2012. V. 534, p. 33-40.
2. Usenko N., Kotova N., Ivanov M., Berezutski V. Mixing enthalpies in binary Ce-Sb and ternary Ce-Co-Sb liquid alloys // *Int. J. Mater. Res.* – 2013. V. 104, № 1. p.46-50.
3. Печарський В., Бодак О., Панкевич Ю. Система Ce–Ni–Sb // *Изв. АН СССР. Металлы.* – 1983. С. 204-206.

ПОВЫШЕНИЕ СТОЙКОСТИ РАБОЧИХ ВАЛКОВ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ

Плис С. Г., Ивченко Н. Ю. (ДГМА, г. Краматорск)

Увеличение производства проката может быть достигнуто как за счет введения новых мощностей, так и за счет увеличения производительности действующего оборудования. Существенное значение при этом имеет стойкость валков, как наиболее нагруженных и быстроизнашивающихся деталей в прокатном производстве.

От стойкости и состояния поверхности прокатных валков зависит производительность станов, себестоимость и качество проката [1].

Износостойкие прокатные валки позволяют вести прокатку с более жесткими допусками, улучшить качество поверхности, прокатываемость металла. Это особенно важно в настоящее время, ибо современный уровень промышленного производства характеризуется повышенными режимами обжаты, высокими скоростями прокатки, возрастающими объемами производства продукции из низколегированных сталей, оказывающих повышенное сопротивление деформации. Стойкость прокатных валков зависит, прежде всего, от материала валка и способа его изготовления. Производство валков холодного проката осуществляется по разным технологическим процессам, отработанным на каждом машиностроительном заводе. Валки холодной прокатки должны удовлетворять основному требованию: надежность и долговечность работы их в стане.

Для изготовления валков холодной прокатки широко применяются стали типа 9Х, 9ХФ, 9Х2МФ. По условиям работы эти стали отвечают требованиям, предъявляемым к валкам холодной прокатки, однако опыт практического применения валков из этих сталей показал, что часто причиной выхода их строя является не износ, а отколы, выкрашивания и поломки [2].

В настоящее время одной из технологий, обеспечивающей снижение эксплуатационных расходов на прокатные валки является повышение стойкости рабочих поверхностей валков и восстановления изношенной поверхности путем применения электродуговой наплавки слоя металла [3].

Исследования показали, что одной из наиболее эффективных технологий получения рабочей поверхности заданной стойкости является изготовление рабочих валков холодной прокатки двухслойными, при этом сердцевина должна быть достаточно вязкой, а износостойкий поверхностный слой валков обеспечивается автоматической наплавкой.

ЛИТЕРАТУРА

1. Петров В.С., Карманов А.И. Производство валков холодной прокатки. – М.: Машиностроение, 1978. – 205 с.
2. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М., «Металлургия», 1968г.
3. Матвиенко В.Н., Степнов К.К. Электродуговая наплавка валков прокатных станов // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії. Збірник наукових праць №2(19) – 2010. Краматорськ, 2010 с. 182-185

ПРИМЕНЕНИЕ ФОРМОВОЧНЫХ СМЕСЕЙ НА ОСНОВЕ ГИПСА

Пономаренко О. И., Берлизова Т. В., Гримзин И. А., Мариненко Д. В.
(НТУ «ХПИ», г. Харьков)

Литые изделия составляют значительную долю по массе и трудоемкости изготовления любой продукции. От качества отливок, их точности и экономичности, в конечном счете, зависит и качество двигателей, станков, автомобилей.

В различных отраслях промышленности, особенно при разработке технологии производства вновь создававших высокоточных приборов, механизмов и машин находит все более широкое применение литье цветных сплавов.

В настоящее время в мелкосерийном и опытном производстве получила распространение технология литья алюминиевых сплавов в гипсовые формы.

Основными преимуществами технологии литья алюминиевых сплавов в гипсовые формы является: для изготовления гипсовых смесей используются широко распространенные дешевые материалы – гипс, песок, асбест и т. п.; выход годного составляет 70...80%, при том что при литье таких же деталей в песчаную форму он равен всего 20...30% [1, 2]; в гипсовых формах можно быстро получать отливки разных размеров от мелких до крупных, различного веса от нескольких грамм до десятков килограмм; для получения отливок не нужна дорогостоящая оснастка [3, 4].

Формовочные смеси на основе гипса состоят из трех главных компонентов: огнеупорного материала – песка, кристобалита, шамота, маршалита; армирующего материала – различных сортов асбеста с разной длиной волокна, и связки в виде гипса.

Особенностями формовочного материала на основе гипса является хорошая текучесть его в смеси с водой, способность гипса быстро затвердевать, легкость и простота формовки.

В данной работе рассмотрены вопросы использования формовочных смесей на основе гипса. Для получения сухой смеси используют гипс марки «портландгипс строительный» (95% от массы сухой смеси), песок кварцевый с глиной (5% от массы сухой смеси). Все это перемешивается в миксере в течении 10-15 мин. Затем для приготовления гипсовой суспензии нужное количество смеси смешивается с водой в пропорции 2:1 (в воду заранее добавили 4...5% асбеста), и перемешивают в миксере, вращающегося с частотой 600...800 об/мин в течении 1,5 минут [5].

Для приготовления смеси используют гипс, марки Г-10 Н-III ДСТУ Б В.2.7-82-2010, кварцевый песок 1К₁ О₁ 025 по ГОСТ 29234.0 – 91, ПАВ, воду.

Для определения основных свойств формовочных смесей на основе гипса был проведен активный промышленный эксперимент, который представляет собой полуреплику 2^{6-3} полно факторного эксперимента для трех переменных [6, 7].

Варьируемыми факторами являлись количество: гипса (x_1), воды (x_2) и асбеста (x_3).

В качестве исходных параметров выбрали: прочность на сжатие (y_1) после сушки, газопроницаемость (y_2). За газопроницаемость принимали время, через которое воздух прошел сквозь образец.

Проверка полученных математических моделей на значимость и адекватность проводилась с помощью критерия Стьюдента и критерия Фишера.

В результате обработки полученных данных была получена следующая система уравнений в кодированном масштабе:

$$y_1 = 1,38 + 0,74x_1 - 0,76x_2 + 0,15x_3 - 0,71x_1x_2 + 0,34x_1x_3 - 0,05x_2x_3 \\ y_2 = 24,4 + 2,4x_1 - 11,9x_2 - 3,4x_1x_2 + 5,13x_1x_3$$

Анализ математических зависимостей показал, что прочность на сжатие и газопроницаемость повышаются с увеличением количества гипса и уменьшаются с увеличением количества воды.

В результате исследований была определена область оптимальных составов формовочной смеси на основе гипса. Содержание гипса в смеси составляет от 42 до 62 мас. %, количество воды от 20 до 60 мас. % при содержании асбеста 2 мас. %.

ЛИТЕРАТУРА

1. Иванов, В. П. Специальные виды литья / под ред. В. С. Шуляка. – М.: МГИУ, 2007. – 316 с.
2. Ефимов, В. А. Специальные способы литья: справ. / В. А. Ефимов, Г. А. Анисович [и др.] / под ред. В. А. Ефимова. – М.: Машиностроение, 1991. – 436 с.
3. Кестнер, О. Е. Точное литье цветных сплавов в гипсовые и керамические формы / О. Е. Кестнер, В. К. Бураданьянц. – М.: Машиностроение, 1973. – 287 с.
4. Оболенцев, Ф.Д. Качество литых поверхностей / Ф.Д. Оболенцев – М.: Машигиз, 1965. – 284 с.
5. Мариненко, Д. В. Получение корпусных тонкостенных отливок в гипсовые формы / Д. В. Мариненко, О.И. Пономаренко, И.А. Гримзин, Ю.Б. Витязев // *Литье-2016 : междунар. науч.-практ. конф, 24–26 мая 2016 г. : тезисы докл.* – Запорожье : Редакционный отдел ЗТПП. – 2017. – С. 180-181.
6. Пономаренко, О. И. Использование формовочных смесей на основе гипса в литейном производстве / О.И. Пономаренко, Т.В. Берлизева, И.А. Гримзин, Д.В. Мариненко // *Інформаційні технології : наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я : міжнар. наук.-практ. конф, 17-19 травня 2017 р. : тези доп.* – Харків : НТУ «ХПІ», 2017. – С. 49.
7. Берлизева, Т. В. Формовочные смеси на основе гипса / Т.В. Берлизева, О.И. Пономаренко, И.А. Гримзин, Д.В. Мариненко // *Литье-2017 : междунар. науч.-практ. конф, 23–25 мая 2017 г. : тезисы докл.* – Запорожье : Редакционный отдел ЗТПП. – 2017. – С. 21-22.

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПАРАМЕТРІВ ШЛІФУВАЛЬНОГО ІНСТРУМЕНТУ НА ПРОДУКТИВНІСТЬ ОЧИСНОГО ОБЛАДНАННЯ

Порохня С. В. (ДДМА, м. Краматорськ)

Після заливки форми металом, її вибивають. Від отриманих виливків відокремлюють ливниково-живлячу систему і очищають. На зачистку поверхонь виливків витрачаються значні зусилля і час. Для очищення відповідних поверхонь необхідно підібрати тип шліфувального круга, який би забезпечив швидкість обробки виливки. Це й буде головним показником для вибору параметрів шліфувальних кругів.

Мета роботи - дослідження впливу технічних характеристик шліфувальних кругів на час очищення виливків.

Досліджили залежності величин подачі, ширини шліфування й часу обробки від типу шліфувальних кругів, для цього вибрали 5 типів кругів.

Швидкість різання для круга типу 1 (прямого профілю) становить в межах від 10 до 100 м/с. Шліфування зі швидкістю круга $V = 60$ м/с і вище називають швидкісним. При швидкісному шліфуванні збільшуються стійкість шліфувального круга, обсяг знімаемого металу, а отже, продуктивність шліфування, потужність, що витрачається на шліфування, виділення теплоти в зоні шліфування. Зменшуються сили різання, шорсткість поверхні, що шліфується, час на виходжування, відхилення розміру і форми готової деталі. Отже круг типу 1 може забезпечити швидкісний режим шліфування. Для обробки поверхні після відрізки надливів діаметром от 100 до 400 мм буде потрібно 2,4 - 9,7 с при подачі кола 25 мм/об. При подачі круга 100 мм/об час шліфування склало 1 - 2,4 с.

При використанні для шліфування круга типу 2 (конічний) діапазон подачі його склав 4-12,5 мм/об. При швидкості подачі круга 4 мм/об час обробки: 15-60 с, при подачі 12,5 мм/об час обробки складе 5-19 с. Круг може обертатися зі швидкістю 15-30 м/с.

Круг типу 3 (з віточенням) працює лише при подачі 16 мм/об. Час обробки коливається від 3,8 до 15,8 с і обертається зі швидкістю 30 м/с.

Круг типу 4 (з двосторонньої виточенням) може обертатися зі швидкістю 60-89,5 м/с і працювати з подачею в діапазоні 31-65 мм/об. При подачі 31 мм/об час обробки поверхні виливків склав 2-8 с, а при подачі 65 мм/об: 1 - 3,7 с.

Круг типу 5 (чашкові конічні) дозволяє працювати в діапазоні подач 50-75 мм/об. При подачі шліфувального круга 50 мм/об час обробки виливків складе 1,2-4,9 с. Подача круга зі швидкістю 75 мм/об дозволить обробити виливок за 0,8-3,2 с швидкість обертання його 4-5 м/с.

Проаналізувавши результати розрахунків можна зробити висновок, що круг типу 1 має найвищу швидкість обертання й найменший час обробки поверхонь виливків, круг типу 2 має самий довгий час обробки. Круг типу 5 має найменшу швидкість обертання.

Таким чином, у ході дослідження визначили, що залежно від ширини зони обробки виливка необхідно здійснювати вибір шліфувальних кругів залежно від швидкості обертання й часу обробки. Для високої швидкості обробки необхідно застосовувати круг типу 1 (прямого профілю).

ЛІТЕРАТУРА

1. <http://www.info.instrumentmr.ru/rezanie/shlifovanie.shtml/> Библиотека инструменталь-щика.
2. http://texinfo.inf.ua/razdeli/texn_obr/shlifovanie_2.html Види шлифования.
3. Колокато, А.М. Расчет режимов резания при круглом наружном шлифовании с использованием персональной ЭВМ / А.М. Колокато . –М.: МИИСП, 1993. 28 с.
4. ГОСТ Р 52781 –2007. Круги шлифовальные и заточные. Технические условия. –М.: Изд. стандартов, 2008.

ТЕРМОДИНАМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ РОЗПЛАВІВ Cu-La-Sn

Романова Л. О., Судацова В. С., Левченко П. П., Іванов М. І.
(ІПМ НАНУ, м. Київ)

Бронзи та інші сплави на основі міді знаходять широке застосування в різних галузях народного господарства. Для удосконалення методів їх отримання та оптимізації умов експлуатації необхідно знати їх термодинамічні властивості в широкому температурно-концентраційному інтервалі. Ці дані дозволяють також моделювати і уточнювати відповідні діаграми стану. В зв'язку з цим ми вперше дослідили термодинамічні властивості рідких сплавів системи Cu-La-Sn при 1489 К по променевому перерізу з $x_{Cu}/x_{Sn} = 0,44/0,56$.

Вивчення термодинамічних властивостей розплавів потрійних систем є довготривалим і складним завданням. Щоб зменшити об'єм експериментальних досліджень впродовж 50 років розроблено ряд моделей, які дозволяють розраховувати термодинамічні властивості розплавів багатоконпонентних систем із аналогічних даних для подвійних обмежуючих систем.

Але на даний час немає вказівок, яка із моделей є найкращою для сплавів конкретних систем. Щоб встановити, яка із моделей адекватно описує термодинамічні властивості заданих рідких сплавів, необхідно виконати дослідження для 2-3 променевих перерізів системи.

На основі співставлення розрахованих за різними моделями (Боньє-Кабо, Тупа, Колера, Редліха-Кістера-Муджіану) з експериментально визначеними ентальпіями змішування рідких сплавів системи Cu-La-Sn встановили, що найбільш підходить модель Колера. В зв'язку з цим, за цією моделлю ми розраховували всі інші термодинамічні властивості розглянутих розплавів.

Методом високотемпературної калориметрії визначено парціальні ентальпії змішування лантану ($\Delta \bar{H}_{La}$) розплавів потрійної системи Cu-La-Sn при 1489 ± 4 К для променевого перерізу із сталим співвідношенням мольних часток стануму та купруму ($x_{Sn} / x_{Cu} = 0,56/0,44$) до мольної частки лантану у потрійному сплаві $\sim 0,2$.

Із парціальних розраховані інтегральні ентальпії. Концентраційна залежність інтегральних ентальпій змішування розплавів потрійної системи Cu-La-Sn апроксимована поліномом

$$H = -0,53417 - 181,71098x - 300,9379x^2 + 465,58355x^3 \quad (1)$$

На рис. 1 наведено отримані концентраційні залежності парціальних для лантану та інтегральних ентальпій змішування в сплавах дослідженого перерізу потрійної системи. Видно, що $\Delta \bar{H}_{La}$ та ΔH характеризуються значними екзотермічними величинами.

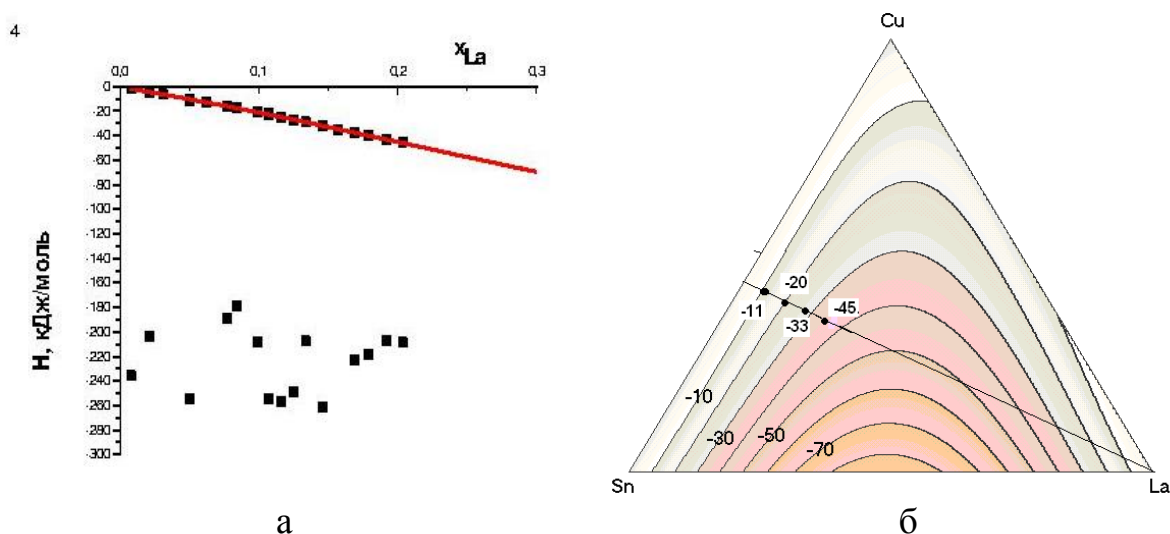


Рис. 1. Парціальні для лантану та інтегральні ентальпії змішування розплавів потрійної системи Cu-La-Sn при 1489 ± 4 К (а)

Ізоентальпії змішування (кДж/моль) розплавів системи Cu-La-Sn, визначені методом калориметрії при 1489 ± 4 К (точки на променевому перерізі) та розраховані за моделлю Колера (б)

Із рис. 1 видно, що результати розрахунку задовільно корелюють з експериментальними даними. Тому можна зробити висновок про вдалий вибір моделі та констатувати наявність незначної потрійної взаємодії при високих температурах в розплавах вивченої системи.

ОГЛЯД СУЧАСНИХ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПРОЦЕСІВ ВИГОТОВЛЕННЯ ДРІБНИХ СТРИЖНІВ З ХОЛОДНОТВЕРДНУЧИХ СУМІШЕЙ НА СИНТЕТИЧНИХ СМОЛАХ

Сайко Ю. С. Приходько О. В. (ДДМА, м. Краматорськ)

Останнім часом в ливарному виробництві приділяється велика увага отриманню виливків високої точності та якості. Для отримання виливків заданої конфігурації необхідно застосовувати стрижні, які виконують важливу роль в процесі виготовлення виливків. Як відомо, ливарний стрижень – це елемент ливарної форми, який служить для виконання у виливках отворів, понутрень і порожнин, а іноді і зовнішніх поверхонь виливків.

Згідно класифікації, в умовах великосерійного і масового виробництва до дрібних відносяться стрижні масою до 6 кг, а в умовах дрібносерійного і одногодичного виробництва – стрижні масою до 40 кг.

У роботі було проведено огляд та аналіз технологічних процесів виготовлення дрібних стрижнів із сумішей на синтетичних смолах з високою швидкістю твердіння, тобто від декількох секунд до 3...5 хв.

Процеси виготовлення стрижнів з високою швидкістю твердіння стрижневих сумішей підрозділяються на процеси із застосуванням високошвидкісного перемішування і із застосуванням продування газоподібних, пароподібних отверджувачів або каталізаторів твердіння, стислим повітрям або інертним газом.

Головним недоліком процесів з високошвидкісним перемішуванням є дуже невисока живучість суміші, тому було розглянуто технологічні процеси виготовлення дрібних стрижнів із застосуванням продування: Ероху-SO₂ (США), Resol-CO₂ (США, Німеччина) і Cold - box - amin – процес (Німеччина).

Будь-який з цих технологічних процесів вимагає однаково послідовність технологічних операцій виготовлення стрижнів: перемішування компонентів суміші в змішувачах, ущільнення суміші в стрижневому ящику, продування каталізатором твердіння та продування повітрям для видалення залишків реагенту.

В результаті аналізу переваг і недоліків цих технологічних процесів було прийнято рішення про доцільність їх використання в конкретних умовах виробництва.

ОПТИМІЗАЦІЙНА МОДЕЛЬ РОЗПОДІЛУ ЩІЛЬНОСТІ В ЛИВАРНІЙ ФОРМІ

Самарай В. П. (НТУУ «КПІ», м. Київ)

Ливарні форми (ЛФ) та стрижні, які використовують для виготовлення литих деталей, що працюють в різних галузях промисловості, повинні мати не тільки високі експлуатаційні характеристики (щільність, міцність і твердість), але і задовільні технологічні властивості (ущільнюємість, текучість), а також забезпечувати отримання виливків високої якості.

Відсутність у літературі чітких рекомендацій щодо унікальних варіантів або універсальної пропозиції співвідношення реологічних властивостей та оптимальних складів сумішей, технологічних режимів та часу ущільнення та кінцевої щільності в різних зонах форм і стрижнів є значним гальмом на шляху до впровадження у виробництво найсучасніших технологій ущільнення, інформаційних технологій, методів системного аналізу і кібернетики, а в решті решт – для гарантованого отримання найякісніших виливків, незважаючи на досягнуті результати та часом високі експлуатаційні характеристики ЛФ, стрижнів і виливків.

У роботі зроблена спроба на підставі вивчення кореляційного зв'язку і залежностей між розподілом щільності у ЛФ, з одного боку, та якістю, дефектами, ливарними властивостями ЛФ, стрижнів, виливків, з іншого боку, створити діагностичну систему і визначити оптимальну щільність формувальної суміші в різних зонах форми, яка максимально відповідала би вимогам щодо механічних і експлуатаційних характеристик ЛФ, а технологічні властивості сприяли б виготовленню високоякісних виливків особливо відповідального призначення.

Саме з метою проведення теоретичних розрахунків і обчислювальних експериментів, отримання та накопичення експериментальних даних власних досліджень, їх аналізу та синтезу на їх основі оптимального співвідношення щільності в різних зонах ЛФ, а відповідно і визначення оптимальних складів сумішей з оптимальними реологічними властивостями, розроблені концепція побудови, а також методичне, алгоритмічне й програмне забезпечення програмного комплексу - багатофункціональної інтегрованої системи (ІС) для рішення зворотної задачі моделювання – діагностики, тобто для моделювання і визначення методом оптимізації оптимального розподілу щільності формувальних сумішей в ливарних формах за заданими властивостями майбутніх виливків і допустимих меж їх дефектності.

За основу взята оптимізаційна модель з теорії системного аналізу, моделювання і операцій. Модель складається з двох частин – критерія оптимізації та системи обмежень.

Для реалізації моделі і програми розрахунку і визначення необхідного розподілу щільностей різних зон ЛФ методом оптимізації їх властивостей попередньо було створено банк даних, для якого використано експериментальні і літературні дані.

Як основа оптимізаційної моделі діагностики (зворотня задача моделювання) попередньо створено низка евристичних та регресійних моделей залежності допустимого рівня дефектності від розподілу щільності у ЛФ (пряма задача моделювання для прогнозування): прорив металу, розпір форми (подутість), розмив, витік, пригоряння, шорсткість, ужиміна, засміченість, обвал форми, складчастість, наріст, усадка, що залежна від ущільнення форми, гарячі тріщини, просік, газові раковини, вибухове пригоряння і інші. Розглядається розподіл щільностей між наступними зонами ЛФ: зона контрлада (наприклад верхня зона верхньої напівформи); білямодельна зона (межна зона на границі форми і моделі, тобто на межі форми і виливка); середня щільність форми. Наявність більш як п'ятнадцяти евристичних та (або) регресійних моделей дозволяє створити цілий комплекс (систему) з більш як п'ятнадцяти оптимізаційних (діагностичних) моделей для визначення необхідної щільності і користуватися кожною з них попередньо визначаючи, яка з евристичних (регресійних) моделей виконуватиме роль критерія оптимізації. При цьому всі інші евристичні (регресійні) моделі виконуватимуть роль системи обмежень оптимізаційної моделі. Наявність цілого комплексу (системи) більш як з п'ятнадцяти оптимізаційних (діагностичних) моделей для визначення оптимального розподілу щільності надає наступні можливості і переваги:

а) визначення рейтингу відповідності ливарним властивостям, а відповідно і рейтингу відповідності розподілу щільності форми відповідно до основних видів дефектів;

б) можливість дослідження і визначення необхідного розподілу щільностей у ЛФ з різних точок зору, тобто в залежності від зміни основної евристичної (регресійної) моделі в ролі критерія оптимізації, що надає можливість визначення щільності для забезпечення в першу чергу вимог щодо певного виду дефектності, що перебуває в моделі в якості критерія оптимізації;

в) можливість усереднювати результати обчислювальних експериментів за даними всіх більш як п'ятнадцяти оптимізаційних моделей з різними видами дефектів в ролі критерія оптимізації;

г) можливість реалізації стратегії обчислювальних експериментів у вигляді багатоваріантного аналізу;

д) можливість реалізації різних методів математичної оптимізації;

е) можливість реалізації оптимізаційних моделей у лінійній і нелінійній постановках математичного програмування;

ж) можливість реалізації у детермінованій або стохастичній постановці

Модель реалізована в електронних таблицях програмного пакету MS EXCEL. Для реалізації оптимізаційної моделі задіяна стандартна функція "Пошук рішення". Математична оптимізаційна модель і система розрахунку показала повну працеспроможність.

О ПРОБЛЕМЕ УПРАВЛЕНИЯ СКОРОСТЬЮ ОТВЕРЖЕНИЯ В ХТС NO-BAKE ПРОЦЕССАХ

Саркисян Г. А. (ООО «Укрфаворит», г. Мелитополь)

В настоящее время на Украине, как и во многих странах мира, достаточно популярны no-bake формовочные процессы, позволяющие при относительно невысоких затратах на оборудование, получать отливки высокого качества. При всех своих достоинствах, на сегодняшний момент еще существуют вопросы относительно поддержания постоянных параметров работы системы.

No-bake процессы, относящиеся к номенклатуре ХТС, заключаются в полимеризации различных типов смол под действием отвердителей. Т.о. процесс обусловлен протеканием экзотермической химической реакции, и на его динамику влияют такие факторы, как реакционность связующего, реакционность («сила» катализатора) и температура.

Т.к. реакционность связующего и катализатора можно считать постоянными факторами, наибольшее влияние оказывает фактор «Температура», который, по мнению автора, делится на следующие основные сегменты:

- температура окружающей среды;
- температура наполнителя (песок, регенерат либо смесь песка с регенератом);
- температура оснастки (особенно важно при металлических моделях, либо подмодельных плитах, и при опочной формовке);
- температура материалов связующей системы;

Рассмотрим влияние каждого из факторов.

1. Температура окружающей среды (во многих процессах еще и влажность).

Температура воздуха может колебаться в цехах от -19С до +38С, что создает экстремальные условия работы для no-bake систем, а также значительно усложняет подбор необходимых катализаторов и их количество

2. Температура наполнителя – значительно влияет на ведение процесса в случае, если установка регенерации/охлаждения целиком не справляется со своими функциями.

3. Температура оснастки – оказывает незначительное влияние, в случае, если она аналогична или близка к температурам наполнителя. В противном случае, особенно если оснастка металлическая, влияние этого фактора достаточно заметное.

4. Температура материалов связующей системы – из-за относительно малого количества не должна оказывать особого влияния, но, по опыту автора, такое влияние имеет место.

Таким образом, становится понятно, что контроль скорости процесса отверждения по-bake процесса достаточно трудная задача.

К настоящему времени, ведущие производители оборудования для ХТС пришли к 2ум основным выводам:

1. оптимальную корректировку скорости отверждения в процессе формовки не может выполнять оператор;

2. значительно лучшие результаты дает одновременная работа с двумя типами катализаторов, один из которых более (менее) реакционный, чем другой.

Различные производители оборудования по-разному пытаются решить эту проблему, но во многом подход к этой проблеме схожий - измеряя температуру различных элементов системы при помощи датчиков и передавая данные на систему управления насосами, в автоматическом режиме изменяют количество и соотношение катализаторов.

К сожалению, на данный момент еще нет достаточно простой и гибкой системы управления, которая в полной мере позволяла бы полностью контролировать процесс отверждения по-bake систем.

Основными проблемами, на взгляд автора являются:

- учет недостаточного количества факторов «Температура»;
- работа с линейными функциями построения зависимостей сильный/слабый катализатор от температуры;
- недопонимание процесса регулирования системы программистами компаний.

Одна из наиболее жизнеспособных идей настоящего времени, по мнению автора, реализована компанией Eurotek Foundry Products Ltd. В системе температурного контроля используется настройка большого количества промежуточных точек индивидуально для каждой программы работы смесителя.

Математическое описание процесса с влиянием вышеуказанных факторов, помогло бы значительно усовершенствовать нынешние системы температурного контроля.

ПЕРСПЕКТИВЫ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ СУЛЬФИДОВ В УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ В ПРОЦЕССЕ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ

Селиверстов В. Ю., Селиверстова Т. В. (НМетАУ, г. Днепр)

Разработанная на кафедре литейного производства НМетАУ технология газодинамического воздействия на расплав в литейной форме [1 - 4] позволяет получать более благоприятное распределение неметаллических примесей в литом металле, а также измельчение включений, в том числе сульфидных, тем самым повышая механические характеристики сплава [5]. С использованием оригинальной компьютерной программы «ASImprints» [6] для цифровых изображений фрагментов серных отпечатков темплетов цилиндрических отливок из стали 35Л, полученных при различных режимах газодинамического воздействия, были сформированы массивы значений площади включений и соответствующего им количества включений для каждой из выбранных зон. При этом ширина осевой зоны по радиусу отливки составила 40 мм, радиальной зоны – 60 мм, периферической – 20 мм. Установлено, что более точно описывает распределение сульфидных включений для фрагментов изображений серных отпечатков степенная аппроксимация. Для каждого из полученных массивов данных определили параметры функции плотности вероятности степенного распределения и значения R^2 (табл. 1).

$$N(s) = As^\lambda \text{ при } s \geq 0 \quad (1)$$

где A – масштабный коэффициент, обратно пропорциональный площади фрагмента, λ – параметр формы степенного распределения.

Таблица 1 – Параметры функций взаимосвязи количества включений и их размера (плотности вероятности степенного распределения), а также достоверность аппроксимации

№ плавки	Зоны сечения отливки								
	осевая			радиальная			периферическая		
	A	λ	R^2	A	λ	R^2	A	λ	R^2
1	59,2	-0,89	0,79	60,1	-0,91	0,83	288,0	-1,43	0,94
2	77,7	-0,96	0,82	148,2	-1,37	0,91	175,3	-2,03	0,88
3	127,6	-1,21	0,88	178,3	-1,39	0,88	337,0	-2,06	0,96

Получены зависимости масштабного коэффициента A и параметра формы степенного распределения λ от режима осуществления газодинамического воздействия (прежде всего, давления P , МПа), аппроксимирующие их линейной функцией вида $y(x) = ax + b$:

Периферическая $A(P) = 23,58 P + 282,12$ $R^2 = 0,93,$ (2)

Радиальная $A(P) = 85,54 P + 52,13$ $R^2 = 0,93,$ (3)

Осевая зона $A(P) = 73,52 P + 27,73$ $R^2 = 0,84;$ (4)

Аналитические зависимости (2 – 4) позволяют интерполировать значения параметров степенного распределения и тем самым составить прогноз распределения сульфидных включений в выбранных зонах поперечного сечения данной цилиндрической отливки, затвердевающей в неохлаждаемом кокиле, при заданном режиме газодинамического воздействия. В таблице 2 представлены сравнительные результаты расчета удельного количества включений ($K_N, шт/мм^2$) в осевой (О), радиальной (Р) и периферической (П) зонах изображения серных отпечатков (5).

$$K_N = \frac{N_{вф}}{S_{\phi}}, \quad (5)$$

где $N_{вф}$ – количество включений во фрагменте, *шт*; S_{ϕ} – площадь фрагмента, $мм^2$.

Таблица 2 – Сравнительные данные по распределению сульфидов

№ плавки	Удельное количество включений, шт/мм ²								
	эксперимент			расчет			отклонение, %		
	зоны сечения отливки								
	О	Р	П	О	Р	П	О	Р	П
1	2,08	1,77	0,96	2,28	2,09	1,16	10	18	21
2	1,96	1,59	0,96	2,24	1,84	1,11	14	16	16
3	2,35	2,15	1,78	2,79	2,52	2,13	19	17	20

ЛИТЕРАТУРА

1. Пат. 28858 Україна, МПК (2006) B22D 18/00. Спосіб отримання виливків / Селіворстов В.Ю., Хричиков В.С., Доценко Ю.В. – № 200708968; заявл.03.08.2007; опубл. 25.12.2007, Бюл.№21.
2. Пат. 28859 Україна, МПК (2006) B22D 18/00. Пристрій для отримання виливків / Селіворстов В.Ю., Хричиков В.С., Доценко Ю.В. – № 200708969; заявл.03.08.2007; опубл. 25.12.2007, Бюл.№21.
3. Пат. 37838 Україна, МПК (2006) B22D 18/00. Спосіб отримання виливків / Селіворстов В.Ю., Хричиков В.С., Доценко Ю.В. – № 200808859; заявл.07.07.2008; опубл. 10.12.2008, Бюл.№23.
4. Пат. 46128 Україна, МПК (2009) B22D 18/00. Спосіб отримання виливків / Селіворстов В.Ю., Хричиков В.С., Куцова В.З., Меньяло О.В., Савега Д.О. – № и 200906107; заявл.15.06.2009; опубл. 10.12.2009, Бюл. №23.
5. Селиверстов В.Ю., Михайловская Т.В., Доценко Ю.В., Мушеников Ю.А. Влияние газодинамического воздействия на распределение сульфидных включений в цилиндрической отливке из углеродистой стали, затвердевающей в кокиле // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2009. - №5. - С. 40 – 43.
6. Комп'ютерна програма "ASImprints – Аналіз сірчаних відбитків" Селіворстов В.Ю., Михайловська Т.В. // Свідоцтво на твір № 28879 від 25.05.2009 р.

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ НИЗЬКОЧАСТОТНОЇ ВІБРАЦІЇ ТА МОДИФІКУВАННЯ НА МАКРОСТРУКТУРУ ВИЛИВКІВ ЗІ СПЛАВУ АК7, ЩО ТВЕРДЮТЬ В КОКІЛІ

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

Низькочастотна вібрація, що використовується на практиці, характеризується частотою до 200 Гц та амплітудами, що не перевищують 2 – 3 мм [1, 2]. Оскільки амплітуди, що використовують, перевищують величину контактних зазорів, при низькочастотній вібрації можливе використання різних схем введення упругих коливань: як крізь дно та стінки ливарної форми, так і безпосередньо в розплав. Наявність в металі, що кристалізується, хвиль стискання та розтягування може призводити до розвитку газової кавітації, чим пояснюється інтенсивна дегазація металу та поліпшення макроструктури виливків [2, 3].

В умовах ливарного цеху проводили плавку сплаву марки АК7 в печі САТ – 04. Заливку здійснювали в сталевий витряхний кокіль середнім діаметром 60 мм з товщиною стінки 5 мм та висотою робочої порожнини 150 мм. Внутрішню поверхню кокіль, підігріту до температури 380 – 400 °С, покривали ливарною фарбою на основі дистен - силіманіту. Температура випуску - $720 \pm 5^\circ\text{C}$. Підігрітий кокіль встановлювали та закріплювали на вібраційній установці. Заливку металу в кокіль здійснювали при увімкненій вібраційній установці при частоті коливань 100 Гц, 150 Гц, 200 Гц та амплітуді 0,7 мм. При даних частотах заливали не модифікований розплав та розплав з додаванням 0,1 мас. % препарату «Turphon-Z». Окремо здійснювали заливку не модифікованого розплаву та розплаву з модифікатором в кокіль без застосування вібраційної обробки.

Макроструктура дослідних виливків представлена на рис. 1, 2. В результаті вібраційної обробки сплаву АК7 з частотою 200 Гц у надливній частині вилівка утворилися грубі дефекти у вигляді порожнин різного об'єму та розосередженої шпаристості. Макроструктура вилівка, що піддавався віброобробці з частотою 150 Гц, включає концентровану усадкову раковину правильної форми з наявними багатьма тріщинами на бічній поверхні раковини за відсутності розосередженої шпаристості. Макроструктура вилівка, що піддавався віброобробці з частотою 100 Гц, включає концентровану усадкову раковину правильної форми з поодинокими тріщинами на бічній поверхні за відсутності розосередженої шпаристості.

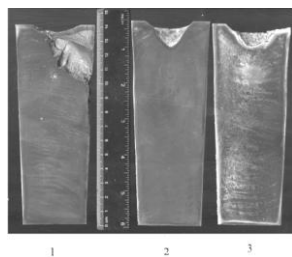


Рис. 1. Макроструктура виливків після віброобробки (без модифікування розплаву): 1- 200 Гц; 2 – 150 Гц; 3 – 100 Гц.

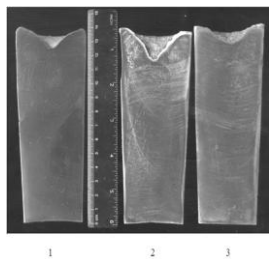


Рис. 2. Макроструктура виливків: 1 – модифікування розплаву; 2 – модифікування + вібрація 150 Гц; 3 – модифікування + вібрація 100 Гц

Макроструктура металу вилівка, що піддавався тільки модифікуванню також включає концентровану усадкову раковину правильної форми глибиною 10 мм з гладкою бічною поверхнею за відсутності розосередженої шпаристості.

Макроструктура металу вилівка, що піддавався модифікуванню та віброобробці з частотою 150 Гц, включає концентровану усадкову раковину правильної форми з поодинокими тріщинами на бічній поверхні раковини за відсутності розосередженої шпаристості. Макроструктура металу вилівка, що піддавався модифікуванню та віброобробці з частотою 100 Гц, включає концентровану усадкову раковину правильної форми з поодинокими дрібними тріщинами довжиною в центральній частині раковини за відсутності розосередженої шпаристості.

Найменша кількість дефектів та найбільш сприятлива макроструктура виливків спостерігається при використанні комплексної технології, що включає віброобробку з частотою 100 Гц та модифікування, а також при застосуванні тільки модифікування.

ЛІТЕРАТУРА

1. Ефимов, В.А. *Перспективы развития работ по применению внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся расплав [Текст]* / В.А. Ефимов. - Киев: Изд. ИПЛ АН УССР. - 1983. - С. 3-65.
2. *Затвердевание металлического расплава при внешних воздействиях [Текст]* / А.Н. Смирнов, В.Л. Пилюшенко, С.В. Момот, В.Н. Амитан. - Д.: Издательство «ВИК» - 2002. - 169 с.
3. Калиниченко, А.С. *Управляемое направленное затвердевание и лазерная обработка: теория и практика [Текст]* / А.С. Калиниченко, Г.В. Бергман - Мн.: Технопринт, 2001.-367 с.

ДОСЛІДЖЕННЯ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СПЛАВУ АК7 ПРИ ВИКОРИСТАННІ МОДИФІКОВАННЯ ТА НИЗЬКОЧАСТОТНОЇ ВІБРООБРОБКИ В ПРОЦЕСІ ЗАТВЕРДІННЯ В МЕТАЛЕВІЙ ФОРМІ

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

Аналіз даних літературних джерел щодо використання газодинамічного впливу та модифікування при литті в кокіль алюмінієвих сплавів показав доцільність розгляду питання розробки диверсифікованих технологічних процесів із застосуванням різних видів комбінованих впливів на розплав в процесі фор-

мування виливка [1 - 6]. Проте, для визначення ефективності комбінованої обробки сплаву низькочастотною вібрацією та модифікуванням необхідні експериментальні дослідження значної кількості фізико-технологічних параметрів литого металу, до числа яких можна віднести, в тому числі, механічні властивості та макроструктуру.

Дослідні виливки із сплаву марки АК7 відливали в сталевому витряхному кокіль середнім діаметром 60 мм з товщиною стінки 5 мм та висотою робочої порожнини 150 мм. Температура випуску - $720 \pm 5^\circ\text{C}$. Підігрітий кокіль встановлювали та закріплювали на вібраційній установці (рис.1).

Заливку металу в кокіль здійснювали при увімкненій вібраційній установці при частоті коливань 100 Гц, 150 Гц, 200 Гц та амплітуді 0,7 мм. При даних частотах заливали не модифікований розплав та розплав з додаванням 0,1 мас. % препарату «Turphoon-Z». Окремо здійснювали заливку не модифікованого розплаву та розплаву з модифікатором в кокіль без застосування вібраційної обробки.



Рис. 1. Загальний вигляд вібраційної установки:

1 – перетворювач частоти; 2 – місце для кокілю; 3 – корпус; 4 – двигун; 5 – вібраційні опори

В результаті досліджень механічних властивостей металу дослідних виливків встановлено, що найбільше значення середньої межі міцності спостерігається у металу виливків, що піддавалися віброобробці з частотою 100 Гц, 150 Гц та модифікуванню без вібраційного впливу (175 МПа, 171 МПа та 166 МПа відповідно). Найбільші значення відносного подовження наявні при віброобробці з частотою 100 Гц та модифікуванні без віброобробки (4,55% та 2,12% відповідно). Проте, виявлений великий розбіг значень (майже в три рази) відносного подовження при віброобробці, що може свідчити про наявність в металі ліквіційних явищ.

Результати визначення щільності зразків металу дослідних виливків показали значний розбіг значень від $2,729 \text{ г/см}^3$ до $2,852 \text{ г/см}^3$. Найбільші діапазони коливань значень щільності спостерігаються у зразках металу при віброобробці. Результати досліджень свідчать про наявність ліквіційних зон у виливках, що отримані за традиційною технологією та з використанням тільки віброобробки. Встановлено підвищення усередненої щільності металу виливків при віброобробці разом з модифікуванням на 1,2 % відносно металу виливків, отриманих за традиційною технологією.

Встановлено, що підвищення частоти вібрації до 200 Гц в процесі затвердіння вилівка в кокilі призводить до утворення у надливній частині грубих дефектів у вигляді порожнин різного об'єму та розосередженої шпаристості, що розповсюджується також у тіло вилівка. Найменша кількість дефектів та найбільш сприятлива макроструктура вилівок спостерігається при використанні комплексної технології, що включає віброобробку з частотою 100 Гц та модифікування, а також при застосуванні тільки модифікування.

ЛІТЕРАТУРА

1. Доценко Ю.В. Особенности затвердевания отливок из алюминиевых сплавов при нарастающем давлении и модифицировании / Ю.В. Доценко, В.Ю. Селиверстов // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. – 2012. – № 1/5 (55). – С. 18 – 22.
2. Доценко Ю.В. Использование комбинированного воздействия на расплав системы Al-Si при затвердевании / Ю.В. Доценко, В.Ю. Селиверстов // Вісник Національного технічного університету «ХПІ». Збірник наукових праць. Серія: «Нові рішення в сучасних технологіях». - Харків: НТУ «ХПІ», 2012. - № 33 - С. 7 - 16.
3. Dotsenko Yu. Influence of heterogeneous crystallization conditions of aluminum alloy on its plastic properties / Yu. Dotsenko, V. Selivorstov, T. Selivorstova, N. Dotsenko // Науковий вісник Національного гірничого університету. – Дніпропетровськ, 2015. - № 3 (147). – с. 46 – 50.
4. Effect of Additions of Ceramic Nanoparticles and Gas-Dynamic Treatment on Al Casting Alloys / K. Borodianskiy, V. Selivorstov, Y. Dotsenko, M. Zinigrad // Metals. - Basel, Switzerland, 2015. - Volume 5, Issue 4 (December 2015). – P. 2277-2288.
5. Selivorstov V. Using gas-dynamic influence and modification to improve operational properties of the alloy SC51A / Selivorstov V., Dotsenko Y., Dotsenko N., Selivorstova T. // XVII International scientific conference. New technologies and achievements in metallurgy, material engineering and production engineering. A collective monograph edited by Jarosław Boryca, Rafał Wyczółkowski. Series: Monographs No 56. Czestochova 2016. p.174-178.
6. Доценко Ю.В. Аналіз впливу обробки розплаву алюмінієвого ливарного сплаву А356 тиском і модифікуванням на властивості вилівок / Ю.В. Доценко, В.Ю. Селівьорстов, Н.В. Доценко // Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра [Електрон. ресурс]; матеріали XIV Всеукраїнської науково-практичної конференції, Київ, 19 квітня 2016 р. / [редкол.: В.С. Богушевський (відпов. ред..) та ін.]. – К.: НТУУ «КПІ», 2016. – С.373-379.

АНАЛИЗ КИНЕТИЧЕСКИХ КРИВЫХ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ С ЦЕЛЮ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ОТЛИВОК ИЗ Fe-C СПЛАВОВ

Семёнов А. Д., Хрычиков В. Е. (НМетАУ, г. Днепр)

Многие процессы затвердевания и образования усадочных дефектов в слитках и отливках получили количественную оценку в виде математических зависимостей, проведены исследования ряда свойств сплавов в жидком состоянии. Однако программы компьютерного моделирования не могут учесть всех особенностей теплофизических процессов, происходящих в отливке во время её затвердевания [1]. Известные аналитические методы определения продолжительности затвердевания: уравнение квадратного корня, интегрального теплового баланса по А.И. Вейнику, метод Гудмена [2] не позволяют получать пол-

ностью достоверные результаты. Только экспериментальные исследования процессов затвердевания с помощью термопар, совмещенные с методикой определения положения границы выливания, позволяют точно оценить кинетику кристаллизации отливок.

В работе использовали экспериментальные кривые кинетики затвердевания цилиндрических отливок из сплавов Fe-C с содержанием углерода 0,04%, 0,1%, 0,4%, 0,93%, 1,42%, 2,44%, 3,28%, 4,45%, 4,83%, которые охлаждаются в кокиле, и приведены в работах Б.Б. Гуляева, О.Н. Магницкого, Л.М. Постнова и др. [3]. Данные этих графиков были оцифрованы по относительной толщине отливки x/R с интервалом 0,05 и сведены в общую таблицу. Построены зависимости, позволяющие графически определять значения кинетики продвижения границы солидус для любых сплавов системы Fe-C в интервале 0,04 ... 4,83%.

Известно [4], что соотношение продолжительности затвердевания отливок, имеющих формы «стенка», «цилиндр» и «сфера» равных толщин и радиусов составляют 1:0,25:0,11. Тогда, зная продолжительность затвердевания цилиндрической отливки, можно рассчитать продолжительность затвердевания в кокиле (100% твердой фазы) отливок, имеющих форму плоской стенки или шара.

Например, в цилиндрическую изложницу диаметром 1000 мм залита сталь 30Л. Необходимо найти время, за которое граница солидус продвинется на глубину 225 мм.

Решение. Находим относительную толщину затвердевшего слоя:

$$x/R = 225/500 = 0,45.$$

По графику на рис. 1 определяем значение τ/R^2 для $x/R=0,45$, которое равно:

$$\tau/R^2 = 0,05 \text{ (мин/см}^2\text{)}.$$

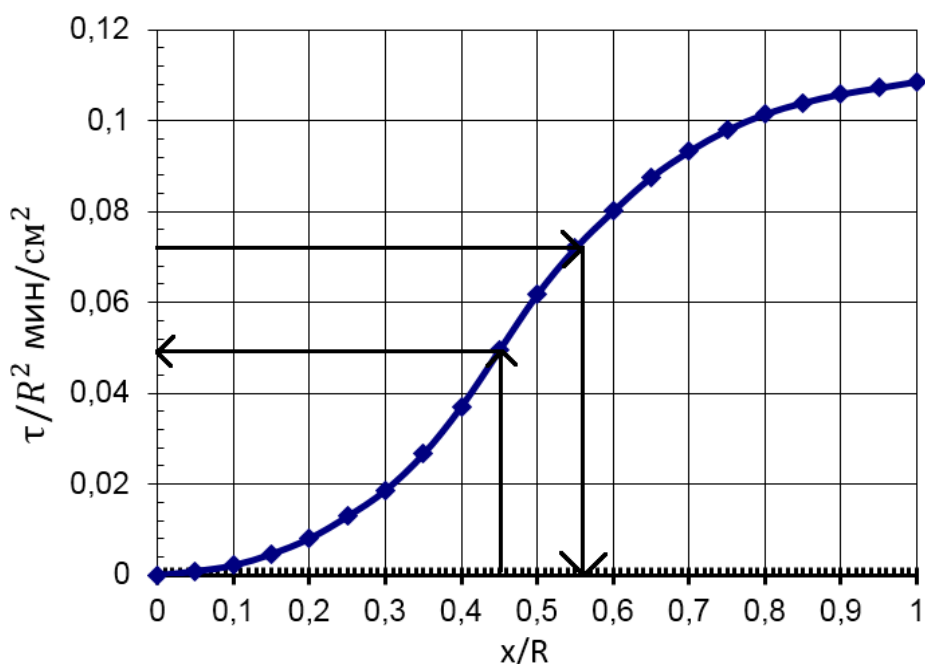


Рис. 1. Продолжительность затвердевания τ/R^2 относительной толщины x/R слоя стали 30Л в цилиндрической изложнице

Продолжительность затвердевания слоя металла толщиной 225 мм составит:

$$\tau = 0,05 \cdot R^2 = 0,05 \cdot 50^2 = 125 \text{ (минут)}.$$

По аналогичной схеме решается обратная задача.

Выводы

1. Использование видоизмененного критерия Фурье, введенное Б.Б. Гуляевым и Н.И. Хвориновым, позволяет достаточно точно и без длительных вычислений определять продолжительность затвердевания отливки, охлаждающейся в кокиле.

2. Результаты работы можно использовать для определения кинетики продвижения границы солидус для отливок различных размеров.

3. Предложенный метод позволяет в первом приближении достаточно точно определять положение границы солидус, не требует длительных вычислений и легко может быть использован технологами сталеплавильных и литейных цехов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Хрычиков В.Е., Меняйло Е.В. *Литейное производство черных и цветных металлов / Учебное пособие. – Изд. 2-ое, испр. и доп. Рекомендовано Минобр. и науки Украины (письмо № 1/11-5831 от 18.04.2014) – Днепропетровск: НМетАУ, 2015. – 89 с.*
2. Гуляев Б.Б. *Теория литейных процессов. М.- Машиностроение.-1976.-216 с.*
3. Гуляев Б.Б. *Литейные процессы. М-Л., Машигиз, 1960, 416 с.*
4. Хворинов Н.И. *Затвердевание отливок. Пер. с нем. и чешск. М., Иностранная литература, 1955, 198 с.*

ОЦЕНКА ЭНЕРГОЕМКОСТИ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Семёнова Т. В. (НМетАУ, г. Днепр)

Литейное производство в Украине является основной заготовительной базой машиностроения. Только методами литья можно получить сложные по конфигурации и геометрии заготовки с внутренними полостями из черных и цветных сплавов с высоким коэффициентом использования металла. Изготовление отливок является энергоемким производством. Все энергетические процессы в литейном производстве разделяются на силовые, тепловые, электрохимические, электрофизические и освещение.

Анализ экономической литературы показал, что нет единого мнения по методике расчета показателя энергоемкости. Существуют различия в определении состава и структуры топливно–энергетических ресурсов и экономического содержания базы расчета показателя. Нужно отметить, что ученые выделяют несколько показателей, характеризующих эффективность использования топливно-энергетических ресурсов – электроемкость и топливоеккость. При этом они выделяют их не как структурные элементы показателя энергоемкости, а как самостоятельные показатели [1].

Для определения эффективности использования топливно-энергетических ресурсов необходимо использовать обобщающий показатель энергоемкости. Отделять топливоемкость от энергоемкости считается нецелесообразным, так как топливо, используемое в процессе промышленного производства, является дополнительным источником энергии, например, электрической и тепловой. В состав затрат топливно-энергетических ресурсов литейных цехов входят затраты на тепловую энергию, электроэнергию, топливо и сжатый воздух. Состав затрат топливно-энергетических ресурсов в зависимости от производств может изменяться. При расчете энергоемкости необходимо учитывать все виды затрат топливно-энергетических ресурсов, включая затраты топливно-энергетических ресурсов на непроизводственные нужды.

В качестве базы расчета необходимо использовать показатель валовой продукции. Валовая продукция характеризует весь объем произведенной в данном периоде продукции, включая и ту часть, которая еще не приобрела форму законченного изделия или полуфабриката, так называемое незавершенное производство. Для создания незавершенного производства так же, как и для создания готовой продукции затрачиваются топливно-энергетические ресурсы, поэтому игнорирование незавершенного производства при определении эффективности использования топливно-энергетических ресурсов считается неправильным [2].

Энергоемкость, рассчитанная на основе валовой продукции, является наиболее универсальным показателем, так как позволяет судить о работе предприятия по экономии топливно-энергетических ресурсов в целом. Кроме того, энергоемкость, рассчитанная по валовой продукции, имеет наиболее тесную связь с натуральными показателями удельных затрат топливно-энергетических ресурсов в расчете на единицу продукции в натуральном выражении, так как валовая продукция по материально-вещественной форме представляет собой массу произведенных благ и услуг.

Таким образом, энергоемкость производства литейной продукции необходимо рассматривать как отношение затрат топливно-энергетических ресурсов определенного периода к объему выпуска валовой продукции, произведенной в данном периоде.

Показатель энергоемкости можно представить в виде суммы его частных показателей: топливоемкости, электроемкости, теплоемкости, воздухоемкости.

Для целей анализа хозяйственной деятельности литейных цехов суммарный расход топливно-энергетических ресурсов необходимо делить на две части: постоянную и переменную. В переменную часть включаются расходы всех видов топливно-энергетических ресурсов на выполнение основных технологических операций. В постоянную – расходы на освещение, кондиционирование воздуха, отопление. При этом на одну из них оказывает существенное влияние изменение масштабов производства, другая же - остается относительно постоянной, если не изменятся техническая база производства.

Анализ энергоемкости литейного производства выявил основные направления снижения этого показателя. Такими являются:

- изменение технологии плавки и формовки;
- замена материала отливок и оборудования;

- эффект масштаба производства;
- повышение уровня ритмичности.

Использование предлагаемой методики обеспечивает быстрое и точное решение задачи выбора и оценки эффективности новых технологических процессов в литейном производстве.

В энергоемких производствах, таких как литейное производство, очень значимым являются энергозатраты на подготовительно-заключительные работы, такие как:

- нагрев печей;
- расплавление шихты;
- поддержание температуры жидкого металла при отсутствии разливки его по формам.

Если на предприятии осуществляется ритмичное производство, то негативное воздействие данных технологических моментов снижается.

Основными составляющими организационно-экономического обеспечения снижения энергоемкости литейного производства являются совершенствование организационной структуры энергетического хозяйства машиностроительного предприятия, лимитирование, нормирование, планирование, учет, энергоаудит, стимулирование, обучение персонала.

ЛИТЕРАТУРА

1. Романькова, Т.В. Резервы экономии топливно-энергетических ресурсов в машиностроении / Т.В. Романькова // Вестн. Могилев. гос. техн. ун-та. Сер. Строительство, архитектура, экономика. — 2005. — № 1(8). — С. 206—210.
2. Гатауллина (Ганиева) Л.Ф., Летягина Е.Н. Методика исследования энергоемкости литейного производства // Вестник АКСОР. 2009. № 2. — С. 200-202.

АЛГОРИТМ РОЗРАХУНКУ ТА КОРИГУВАННЯ ШИХТИ ПРИ ВИПЛАВЦІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ДЛЯ ВИЛИВНИЦЬ

Соколов Д. Д. (ЭМСС, г. Краматорск),
Приходько О. В. (ДГМА, г. Краматорск)

У роботі на основі проведених досліджень можливостей плавильного цеху підприємства по розширенню номенклатури наведено рекомендації щодо вибору плавильного агрегату, способу модифікування а також розроблені алгоритм та програма для розрахунку та коригування шихти при виплавці високоміцного чавуну (ВЧ) для виливниць з урахуванням умов виробництва та максимального використання застосовуваних на підприємстві шихтових матеріалів.

Отримання ВЧ є двохстадійним процесом: на першому етапі в індукційній плавильній печі виплавляють «вихідний чавун»; на другому етапі «вихідний чавун» піддають сфероїдізуючому модифікуванню. Шихта для отримання одного і того ж сплаву може бути складена з різних комбінацій вихідних шихтових матеріалів. Завдання розрахунку металеві шихти в загальному випадку

полягає у визначенні такого співвідношення між обраними шихтовими матеріалами з урахуванням їх наявності, вартості і технічної можливості плавки, яке забезпечує отримання сплаву заданого хімічного складу.

Особливістю розрахунку шихти для ВЧ є те, що його ведуть в зворотній послідовності: розраховують кількість елементів, що вноситься модифікатором і, знаючи необхідний хімічний склад, визначають склад «вихідного чавуну», а на другій стадії – розраховують кількість компонентів шихти для виплавки «вихідного чавуну». Необхідний зміст магнію в ВЧ вибирається залежно від товщини стінки виливка, тривалості транспортування розплаву до місця розливання і тривалості самого розливання металу.

Розроблений алгоритм передбачає наявність баз даних, яка містить:

- хімічний склад чавуну відповідно до ДСТУ 3925-99 з можливістю коригування змісту елементів в межах, передбачених цим ДСТУ;
- передбачувані шихтові матеріали і їх хімічний склад;
- передбачувані модифікатори у вигляді порошкового дроту з можливістю додавання інших модифікаторів і коригування їх хімічного складу;
- загальний угар при плавці і угар окремих хімічних елементів.

Розроблена за алгоритмом програма дозволяє:

- задавати необхідні обмеження по застосовуваним шихтовим матеріалам;
- диференційовано враховувати і коригувати угар хімічних елементів;
- розраховувати оптимальний за змістом шкідливих домішок компонентний склад шихти;
- коригувати компонентний, хімічний склад шихти і сплаву, якщо прогнозований склад сплаву в виливках не задовольняє вимогам, що пред'являються;
- розраховувати масу кожного компонента шихти і масу металозавалки в цілому, кількість і швидкість введення модифікаторів.

РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПЛАВОВ СИСТЕМЫ $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$.

Сокольский В. Э. (КНУ, г. Киев),

Прутцков Д. В., Бусько В. М. (ЗАО «Технохим», г. Запорожье),

Казимиров В. П., Роик А. С. (КНУ, г. Киев)

Система $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ одна из наиболее важных шлаковых систем. Из-за высоких температур плавления строение расплавов данной системы, за редким исключением [1-2], практически не изучено. Нами исследованы три образца, два из которых (№1, №2) отвечают тройным эвтектикам [3]. Образцы синтезировали из высокочистых исходных материалов (Al_2O_3 , SiO_2 , CaCO_3) в печи Таммана, в токе высокоочищенного аргона при 1600°C . В табл. 1 представлены состав, температуры плавления и исследования, а так же фазовый состав исследованных образцов.

Исследования проведены на θ - θ дифрактометре на MoK_α – излучении в атмосфере гелия [4]. Экспериментальные кривые интенсивности (КИ) исполь-

зовали для расчета структурного фактора (СФ) и кривой радиального распределения атомов (КРРА). При анализе полученных данных применялся метод Обратного Монте Карло (ОМК) [4], более подробное описание которого можно найти в [5]. Из-за отсутствия экспериментальных данных по плотности, использовали методику определения плотности, предложенную в [6].

Таблица 1 – Состав, температуры плавления, температуры исследования и фазовый состав исследованных образцов.

№ п/п	Состав, масс.%			Температура плавления, °С [3]	Температура исследования, °С	Фазовый состав.
	CaO	Al ₂ O ₃	SiO ₂			
1	23,3	14,7	62,0	1170	Комн., 1300, 1350, 1370, 1400, 1450	CaAl ₂ Si ₂ O ₈ , CaSiO ₃ , SiO ₂
2	9,8	19,8	70,4	1345	Комн., 1400, 1450, 1470	CaAl ₂ Si ₂ O ₈ , Al ₆ Si ₂ O ₁₃ , SiO ₂
3	15,6	36,5	47,9	1512	Комн., 600, 1640	CaAl ₂ Si ₂ O ₈ , Al ₆ Si ₂ O ₁₃ , Al ₂ O ₃

Полученные результаты можно обобщить следующим образом:

1. Форма полученных КИ и СФ и их температурные зависимости не характерны для оксидных расплавов. Можно с большой степенью вероятности утверждать, что наблюдаемые явления обусловлены не обычными особенностями. В то же время КРРА всех расплавов весьма подобны, по крайней мере, в области первого и второго максимумов, которые обычно анализируются при структурных исследованиях

2. В исследованных расплавах кремний тетраэдрически окружен кислородом; основное окружение атомов алюминия кислородом тетраэдрическое, однако часть атомов формирует кислородные октаэдры. Межатомные расстояния кремний-кислород и алюминий-кислород в расплавах согласуются с такими в кристаллах и расплавах других оксидных систем. Ближайшее окружение Ca²⁺ формируется атомами кислорода на расстоянии 2.2-2.3 Å с координационным числом в пределах 7.7-11.8.

3. В рассмотренной системе взаимодействие между атомами компонентов расплава и характер их пространственного распределения нельзя рассматривать, как чисто жидкостные. По нашему мнению, в исследованной области составов при высоких температурах образуется гетерогенная область, которая состоит из расплавленной оксидной матрицы и алюмокремнекислородных нанокристаллов.

4. Предложена модель строения подобных квазижидкостей из нанокристаллов, основа которых состоит из кислородного каркаса, внутри которого располагаются катионы кремния и алюминия, образуя нанорешетку муллитового или силлиманитового типа.

5. Тетрапустоты кислородного каркаса заполняются катионами кремния и, частично, алюминия, а незначительная доля октапустот заселяется только катионами алюминия. В подтверждении этому в образцах №2 и №3 после по-

лучения идентифицируется муллит, а в обр.№;1 он обнаруживается после отжига при 1100°C. Катионы Ca^{2+} используют в качестве своего ближайшего окружения частично поверхностный кислород каркаса, достраивая основу, а кислородный слой расплавленной шлаковой матрицы формирует вместе с кислородом нанокаркаса ближайшее окружение Ca^{2+} .

Учитывая сходство дифрактограмм муллита и силлиманита, отдать предпочтение какому либо из фрагментов не представляется возможным. Вместе с тем, муллит существует при более высоких температурах и это позволяет отдать предпочтение именно ему.

ЛИТЕРАТУРА

1. Э.А. Пастухов, Н.А.Ватолин, В.Л.Лусин, В.М. Денисов, С.В.Качин Дифракционные исследования высокотемпературных расплавов. Екатеринбург, 2003.350 с.
2. Н.А. Ватолин, Э.М. Керн, В.Л. Лусин. Рентгенографическое исследование структуры силикатных расплавов. В сб. Структура и физико-химические свойства металлических и оксидных расплавов. Изд. УНЦ АН СССР. Свердловск, 1986, с.38-56.
3. А.С.Бережной. Многокомпонентные системы окислов. К.: Наукова думка, 1970, 544 с.
4. V. Sokol'skii, O.Roik, et all. Advances in Materials Science Research. V2. Practical Application of X-Ray Analysis to the study of Welding Fluxes in Hight Temperature. ISBN 978-1-63483-409-4 (eBook), 2015. P. 95-128.
5. McGreevy, R.L. RMC techniques for structural modelling. // Computer Modelling in Inorganic Crystallography / ed. C.R.A. Catlow. – London: Academic Press, 1997. – P.151 – 184.
6. Ильинский А.Г, Романова А.В., Михайлова Л.Е., Бухаленко В.В., Слюсаренко С.И. Метод определения плотности материалов в жидком и аморфном состоянии по данным дифракционного эксперимента //, Металлофизика. – 1991 №2 –т.13 –с. 119-122. .

РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПЛАВОВ СИСТЕМЫ $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ С ДОБАВКАМИ TiO_2 .

Сокольский В. Э. (КНУ, г. Киев),
Прутцков Д. В., Бусько В. М. (ЗАО «Технохим», г. Запорожье),
Казимиров В. П., Роик А. С. (КНУ, г. Киев)

В дополнение к ранее исследованной системе $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ проведено изучение трех образцов системы $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-TiO}_2$. Для этого к трем порошкообразным образцам №1, №2 и №3 из предыдущей работы добавили соответственно 4, 10 и 12 % мас. TiO_2 . В итоге концентрация компонентов получилась такой, как указано в табл. табл.1. Так же в этой таблице представлены температуры исследования. Выбор диоксида титана в качестве добавки обусловлен тем, что при его добавлении увеличивается количество муллито-силлиманитных включений, что важно для производства керамических материалов. Диаграмма состояния этой системы частично исследована в работах [1-2]. Из-за высоких температур плавления и неоднозначности трактовки экспериментальных данных для тройной системы $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ обсуждение полученных данных имеет предварительный характер. Условия эксперимента такие же, как в предыдущей работе. При анализе полученных данных применялся ме-

тод Обратного Монте Карло (ОМК) [4], более подробное описание которого можно найти в [3]. Из-за отсутствия экспериментальных данных по плотности конкретных составов, использовали методику определения плотности, предложенную в [4].

Таблица 1 – Состав и температуры исследования.

№ п/п	Состав, % мас.				Температура исследования, °С
	CaO	Al ₂ O ₃	SiO ₂	TiO ₂	
1	22,4	14,1	59,7	3,8	Комн., 1200, 1250, 1300, 1400, 1470, 1500
2	8,9	10,0	64,0	9,1	Комн., 1470, 1500, 1540, 1580
3	13,9	32,6	42,8	10,7	Комн., 1600, 1640

На рис.1 показаны экспериментальные кривые интенсивности (КИ) для образца №1 при различных температурах. Кристаллические пики рутила характерны для образца при 1200, 1250°С (при 1250°С их интенсивность заметно уменьшается). Кристаллические пики на КИ при 1300°С (правда большая их часть слабо отличается от фона) можно интерпретировать, как анортитовые. При более высоких температурах КИ приобретают жидкостный характер. Хотя для типичных жидкостей высота первого максимума КИ обычно значительно выше второго. Правда, тенденция к росту его высоты заметна с ростом температуры от 1350 до 1500°С. Такое поведение КИ характерно и для тройной системы. По нашему мнению, в жидкостной матрице расплавов происходят процессы, препятствующие росту жидкостных микрогруппировок, что отображается на дифракционной картине в виде уменьшения высоты первого максимума.

На рис. 2 показана выделенная некристаллическая часть дифракционной картины для обр. №1 (диффузный фон, который обусловлен рассеянием от некристаллической составляющей исследуемого материала).

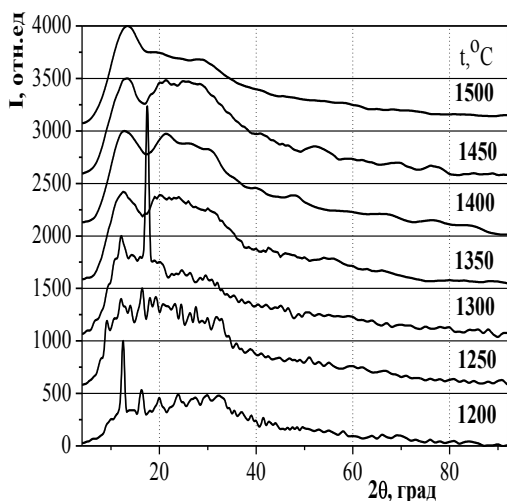


Рис. 1. Экспериментальные КИ образца №1 при различных температурах

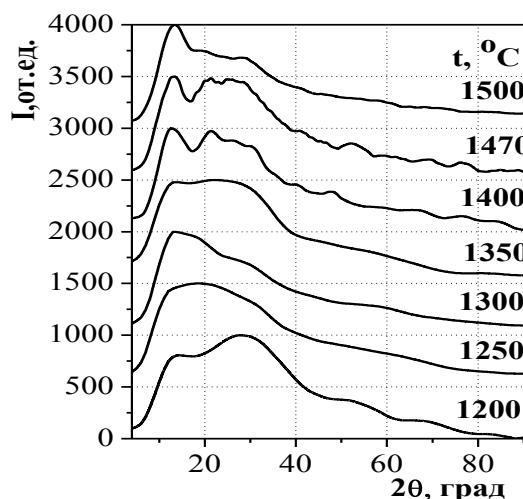


Рис. 2. Диффузный фон для образца №1 при различных температурах

Детальное изучение изменений диффузного фона с температурой некристаллическая составляющая претерпевает значительные изменения во всем температурном интервале. Формированию жидкостных агрегатов при низких температурах мешают кристаллические образования. При высоких температурах образовавшиеся нанокристаллы муллито-силлиманитового типа, которые располагаются в жидкостной матрице так же мешают образованию устойчивых жидкостных микрогруппировок. Такая же трактовка предложена и для тройной системы $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$. Проведено электронно-микроскопическое исследование этих образцов и сравнение их с ранее исследованными образцами тройной системы. По предварительному заключению образцы с титаном состоят из более мелких агрегатов, чем образцы тройной системы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Agamavi Y., M., White J. *The Quaternary system CaO-Al₂O₃-SiO₂-TiO₂*. // *Transaction of the British Ceramic Society*, 1954, vol.53, №1, pp. 1-38
2. Ohno A., Ross H., U. *Liquidus - temperature measurements in the lime-titana-alumina-silica system* // *Canadian metallurgical quarterly*? 1963, vol.2, №3, pp. 244-258
3. McGreevy, R.L. *RMC techniques for structural modelling*. // *Computer Modelling in Inorganic Crystallography* / ed. C.R.A. Catlow. – London: Academic Press, 1997. – P.151 – 184.
4. Ильинский А.Г., Романова А.В., Михайлова Л.Е., Бухаленко В.В., Слюсаренко С.И. *Метод определения плотности материалов в жидком и аморфном состоянии по данным дифракционного эксперимента* // *Металлофизика*. – 1991 №2 – т.13 – с. 119-122. .

РОЗЧИННІСТЬ МІДІ В СПЛАВАХ Ti–Zr ЗА ДАНИМИ ЕКСПЕРИМЕНТУ І ТЕРМОДИНАМІЧНОГО РОЗРАХУНКУ

Сторчак-Федюк А. М. (ІПМ НАНУ, м. Київ),
Агравал П. Г., Турчанін М. А. (ДДМА, м. Краматорськ),
Петюх В. М., Великанова Т. Я. (ІПМ НАНУ, м. Київ)

Розчинність міді в сплавах Ti–Zr у твердому стані експериментально досліджено при 750 і 800 °С [1–4], у той час як для максимальної розчинності (при температурах солідуса) існує лише прогноз, отриманий термодинамічним розрахунком (за CALPHAD-методом) [5]. Таким шляхом вирішено проблеми неоднозначності результатів досліджень високотемпературного стану за допомогою методу відпалу / загартування або ж з використанням *in-situ* високотемпературних експериментів (рис. 1). Той факт, що політерма максимальної розчинності міді в β -фазі є кривою перетину поверхні сольвусу β в рівновагах $\beta + \gamma$ (γ -неперервний ряд твердих розчинів $\text{Cu}(\text{Ti}, \text{Zr})_2$) з лінійчатою $\beta + \gamma$ поверхнею солідуса, був використаний нами для оцінювання сумісності розроблених термодинамічних моделей твердих фаз (β і γ) з експериментальними даними про фазові рівноваги. $L \leftrightarrow \beta + \gamma$ (за уточненими даними ДТА, ЛРСА, РФА) шляхом прямого зіставлення останніх з результатами термодинамічного розрахунку $\beta + \gamma$ рівноваг у твердому стані, а саме відповідної поверхні сольвуса β .

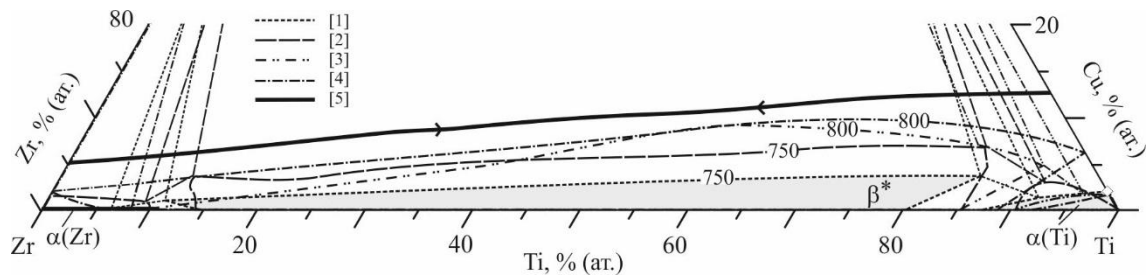


Рис. 1. Розчинність міді в сплавах Ti–Zr: при 750 та 800 °С за експериментальними даними [1–4]; жирна лінія – розрахунок [5] політерми максимальної розчинності

Рис. 2 демонструє експериментально встановлене існування досить глибокого мінімуму на лінійчастій поверхні $\beta + \gamma$ при ~ 847 °С. Показано, що при цій температурі β -фаза в рівновазі $L \leftrightarrow \beta + \gamma$ суттєво збагачена титаном у порівнянні з γ , а її склад відповідає співвідношенню $Ti / (Ti + Zr)$, близькому до такого в точці максимальної розчинності міді в β за даними розрахунку, а саме на ізотермі при 847 °С на β -сольвусі.

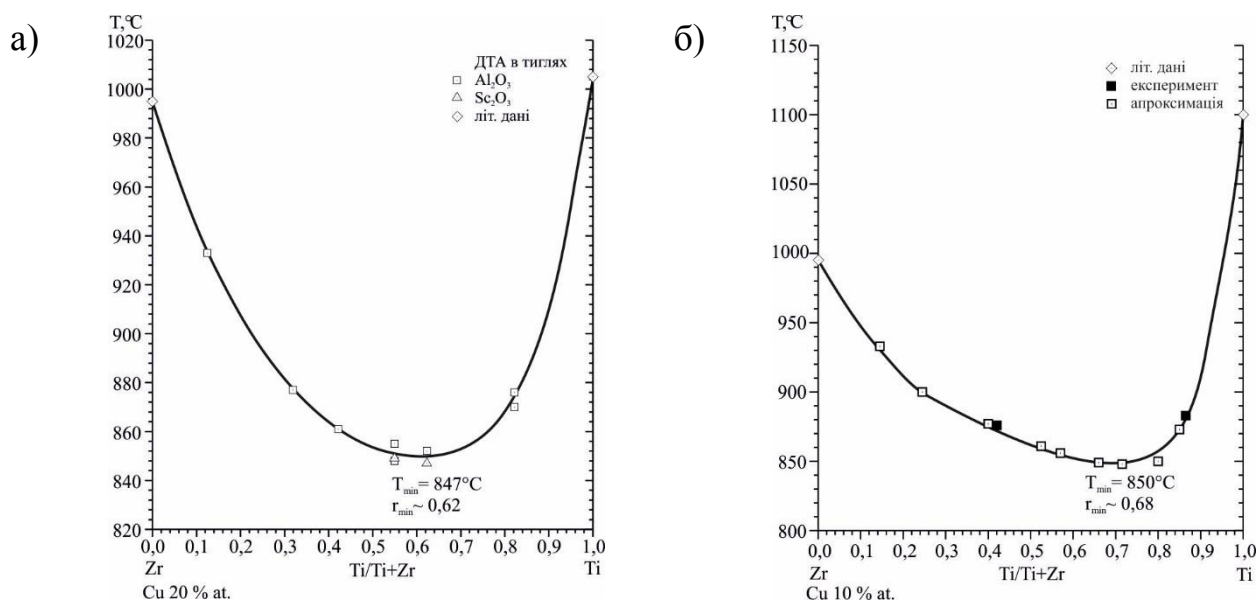


Рис. 2. Температури солідуса сплавів на ізоконцентрах 20 % (ат.) Cu (а) і 10 % (ат.) Cu (апроксимовані дані) (б)

На рис. 3 порівнюються проекції політерми максимальної розчинності Cu в β -твердому розчині, отримані зіставленням розрахованого β -сольвуса з експериментально визначеними конодами, з одного боку, а також за результатами термодинамічного розрахунку [5], з іншого. Видно, що розбіжність розчинності за цими результатами невелика: вона лежить в межах ~ 1 ат. %. Це можна розглядати як переконливе свідчення коректності як термодинамічних моделей опису β - та γ -твердих розчинів і рідкої фази для цієї області складів діаграм стану, так і експериментально побудованих конод на лінійчастій β – γ поверхні солідуса.

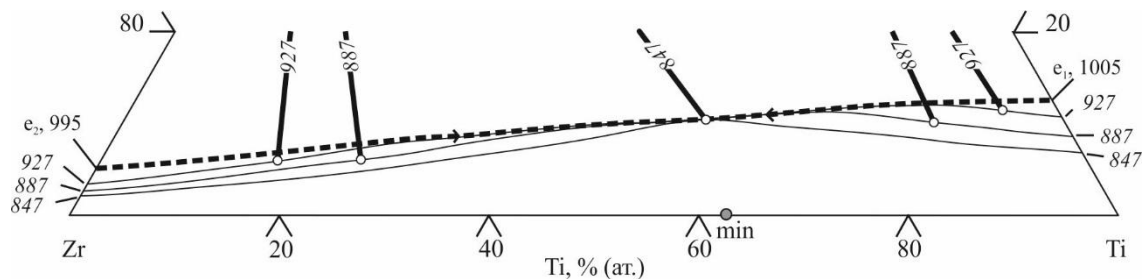


Рис. 3. Перетин конод $\beta + \gamma$ на поверхні солідуса, отриманих за експериментальними даними (кружечки і жирні лінії), із розрахованими ізотермами на сольвусі β в рівновазі з α (тонкі лінії). Пунктирна жирна лінія – політерма максимальної розчинності міді в β -твердому розчині за термодинамічним розрахунком [5].

ЛІТЕРАТУРА

1. Фазові рівноваги в системі Cu-Ti-Zr при температурі 750 °C. Повідомлення I. Ізотермічний переріз при вмісті міді від 0 до 50% (ат.) / А. М. Сторчак-Федюк та ін. // Порошкова металургія. – 2017. – № 1–2. – С. 102–114.
2. The isothermal section of the Cu-Ti-Zr system at 1023 K measured with diffusion-triple approach / P. G. Qin et al. // Mater. Sci. Eng. A. – 2008. – Vol. 476. – P. 83–88.
3. Phase equilibrium in the Cu-Ti-Zr system at 800 °C / W.-R. Chiang et al. // Mat. Trans. – 2007. – Vol. 48, No. 7. – P. 1631–1634.
4. Experimental investigation of the Cu-Ti-Zr system at 800 °C / U. E. Klotz et al. // Intermetallics. – 2007. – V. 15. – P. 1666–1671.
5. Термодинамическое исследование взаимодействия компонентов расплавов аморфообразующих систем и развитие фундаментальных принципов создания аморфных сплавов / М.А. Турчанин и др. // отчет по теме Д-02-2012 – Краматорск: ДГМА МОН України, 2014. – № Госрегистрации 0106U004137. – 350 с.

ПРОГНОЗ ТА ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ ОБ'ЄМНИХ АМОΡФНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Cu-Ti-Zr

Сторчак-Федюк А. М. (ІПМ НАНУ, м. Київ),
 Агравал П. Г., Турчанин М. А. (ДДМА, м. Краматорськ),
 Тихонова І. Б., Великанова Т. Я. (ІПМ НАНУ, м. Київ)

Експериментальні дослідження структури, фазових рівноваг і фазових перетворень у сплавах системи Cu-Ti-Zr, зокрема в температурній області плавлення / кристалізації, були стимульовані великою мірою відкриттям в них здатності до «легкої» аморфізації при помірних швидкостях охолодження, тобто до так званої об'ємної аморфізації.

У роботах М. А. Турчанина зі співавторами [1, 2] на прикладі подвійних і потрійних систем, утворених Co, Ni і Cu з d-металами IV групи, показано вирішальну роль термодинамічних факторів для процесів аморфізації в порівнянні з впливом кристалічної структури фаз, що повинні кристалізуватися за діаграмами стану із розплаву при «звичайних» швидкостях охолодження, а також можливих фазових перетворень у процесі кристалізації. Продемонстровано можливість ко-

ректного прогнозу здатності до аморфізації металічних сплавів шляхом термодинамічного розрахунку. Згідно з прийнятим у [1] підходом, концентраційна область можливого утворення об'ємно аморфізованої фази відповідає концентраційному інтервалу відносної (до твердих розчинів на основі компонентів) термодинамічної стабільності рідкої фази, переохолодженої нижче від температури аморфізації, для якої (для систем класу, що розглядаються) прийнято значення $T_g = 800$ К. На рис. 1 показано концентраційну область, у якій можлива об'ємна аморфізація потрійних сплавів системи Cu–Ti–Zr, за результатами термодинамічного розрахунку, а також склад отриманих експериментально об'ємно аморфізованих сплавів за літературними даними [3, 4, 5, 6] і досліджених нами.

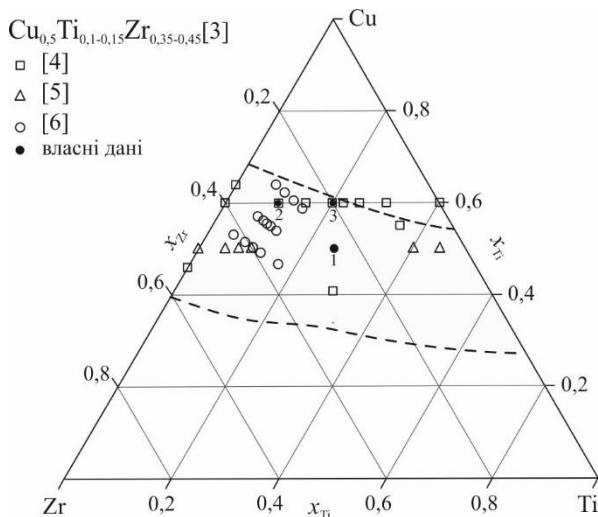


Рис. 1. Розрахована область об'ємної аморфізації сплавів Cu–Ti–Zr (сірий фон) і експериментально отримані аморфні сплави

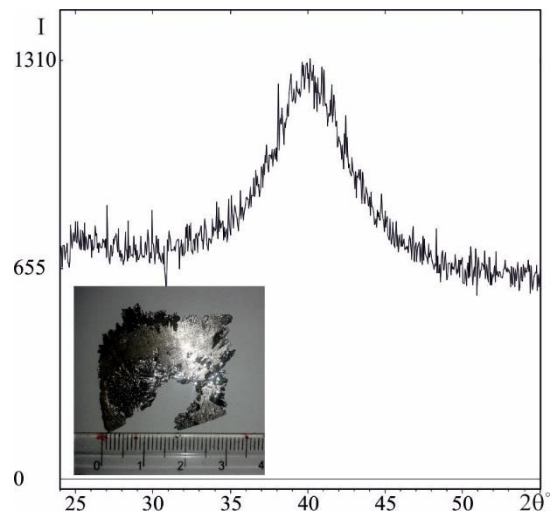


Рис. 2. Зовнішній вигляд та рентгенограма аморфного зразка сплаву $\text{Cu}_{0,5}\text{Ti}_{0,25}\text{Zr}_{0,25}$

Нами експериментально досліджено зразки збагачених міддю сплавів Cu–Ti–Zr трьох складів із фазових областей системи на солідусі (табл.), що містять потрійну фазу Лавеса (τ_1) ($hP12$) і подвійні Cu_xZr_y ($\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$, Cu_8Zr_3 , $\text{Cu}_{51}\text{Zr}_{14}$) зі складною кристалічною структурою ($oC68$, $oP44$, $hP68$, відповідно).

Таблиця 1 – Експериментально досліджені нами сплави

№ сплаву	Сплав	Фазовий склад при 750 [7]	T^* , °C	Фазовий стан загарт.
1	$\text{Cu}_{0,5}\text{Ti}_{0,25}\text{Zr}_{0,25}$	τ_1	848	аморф.
2	$\text{Cu}_{0,6}\text{Ti}_{0,1}\text{Zr}_{0,3}$	$\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7 + \text{Cu}_8\text{Zr}_3$	820	аморф.
3	$\text{Cu}_{0,6}\text{Ti}_{0,2}\text{Zr}_{0,2}$	$\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7 + \text{Cu}_{51}\text{Zr}_{14}$	835	аморф.

T^* – температура початку плавлення за даними ДТА для зразків у литому стані, отриманих дуговою плавкою.

Для дослідження аморфізації кожен зразок ($m = 2$ г, вакуум 10^{-3} - 10^{-4} мм рт. ст.) розплавляли методом дугової плавки на мідній водоохолоджуваній поверхні і гартували розплав, розплющуючи його масивною (500 г)

мідною пластиною. Середня швидкість охолодження в процесі гартування оцінена як 10^3 °C/сек. Вигляд загартованих зразків показано на рис. 2.

Зразки досліджено методами сканувальної електронної мікроскопії, рентгенофазового (Cu_{Ka} випромінювання) і диференційного термічного аналізу, вимірювання мікротвердості за Віккерсом. Про аморфну структуру отриманих зразків свідчить широке гало (в області $2\theta = 30\text{--}50^\circ$) на їх рентгенограмах, а також наявність екзотермічних ефектів на кривих ДТА нагріву. Мікротвердість сплавів становить близько 10 ГПА.

ЛІТЕРАТУРА

1. Термодинамическое описание системы Cu-Ti-Zr : Часть 3. Система Cu-Ti-Zr / М. А. Турчанин и др. // Порошковая металлургия. – 2009. – № 9–10. – С. 106–129.
2. Термодинамическое исследование взаимодействия компонентов расплавов аморфообразующих систем и развитие фундаментальных принципов создания аморфных сплавов / М. А. Турчанин и др. // отчет по теме Д-02-2012 – Краматорск: ДГМА МОН Украины, 2014. – № Госрегистрации 0106U004137. – 350 с.
3. Ковнеристый Ю. К. Объемная аморфизация сплавов интерметаллидосодержащей системы Ti-Cu-Zr / Ю. К. Ковнеристый, А. Г. Паиковская // Аморф. (стеклообраз.) мет. матер. – Москва: РАН. Ин-т Металлургии, 1992. – С. 153–157.
4. High-strength Cu -based bulk glassy alloys in Cu-Zr-Ti and Cu-Hf-Ti ternary systems / A. Inoue e. a. // Acta Materialia. – 2001. – Vol. 49. – P. 2645–2652.
5. Men, H. Glass-forming ability and mechanical properties of $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{50-x}\text{Ti}_x$ alloys / H. Men, S. J. Pang, T. Zhang // Materials Science and Engineering: A. – 2005. – Vol. 408, № 1. – P. 326–329.
6. Bulk metallic glass formation in Cu-Zr-Ti ternary system / Q. Wang e. a. // J. Non-Crystalline Solids. – 2007. – Vol. 353, № 32. – P. 3425–3428.
7. Фазові рівноваги в системі Cu-Ti-Zr при температурі 750 °C. Повідомлення II. Ізотермічний переріз при вмісті міді від 50 до 100% (ат.) / А.М. Сторчак-Федюк та ін. // Порошковая металлургия. – 2017. – № 3–4.

ТЕРМОДИНАМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ І ФАЗОВІ РІВНОВАГИ В СПЛАВАХ СИСТЕМ La-Sn , La-Ni-Sn

Судавацова В. С., Левченко П. П., Петюх В.М., Шевченко М. О.,
Іванов М. І., Козорезов А. С. (ІПМ НАНУ, м. Київ)

В останні роки зріс інтерес до сплавів дво- і трикомпонентних систем, що містять Sn, в зв'язку з тим, що на їх основі можна розробляти безсвинцеві припої, та корозійностійкі матеріали з особливими властивостями – аморфні, квазі-кристалічні, напівпровідні, надпровідні тощо. Тому термодинамічні дані для сплавів цих систем є важливими для науково обґрунтованої розробки вказаних матеріалів, а також для уточнення їх діаграам стану і поповненні баз фізико-хімічних даних.

Раніш термохімічні властивості розплавів системи La-Sn були досліджені в роботах [1, 2] зі сторони Sn і La відповідно в нешироких інтервалах концентрацій при 1890 К і 1130-1230 К. Щоб отримати повну термодинамічну інформацію для сплавів олова з лантаном ми дослідили їх методом калориметрії в ін-

тервалі складів $0 \leq x \leq 0,4$ при 1300-1600 К. Одержані нами і відомі з [1, 2] термодімічні дані були спільно оброблені і показано, що $\overline{\Delta H}_{\text{Sn}}^{\infty} = -190 \pm 7$; $\overline{\Delta H}_{\text{La}}^{\infty} = -150 \pm 5$ і $\Delta H_{\text{min}} = -62 \pm 1$ кДж/моль при $x_{\text{Sn}}=0,4$. Недавно термодімічні властивості рідких сплавів системи La–Sn критично проаналізовано [3] і виведено дані, які близькі до встановлених нами.

Нами також розраховано термодімічні властивості розплавів цієї системи по моделі IAP, використовуючи власні і літературні дані. Встановлено, що активності компонентів в даних розплавах проявляють дуже великі від'ємні відхилення від ідеальних розчинів, що корелює з їх поведінкою в твердому стані. Згідно діаграм стану системи Sn–La, Sn і La утворюють 7 сполук, які плавляться як конгруентно, так і інконгруентно. Причому інтерметалід La_5Sn_4 плавиться при $T = 1575^\circ\text{C}$, тобто є досить тугоплавкою сполукою.

Маючи термодімічні властивості розплавів системи La–Sn, які можна вважати достовірними, ми розрахували аналогічні параметри для потрібної системи La–Sn за моделлю Редліха–Кістера. Для прикладу на рисунку наведено ізоентальпії змішування розплавів системи La–Sn–Ni при $T=1600$ К. Встановлено, що всі розглянуті потрібні розплави утворюються з виділенням теплоти, а найбільший внесок в їх енергію взаємодії має система La–Sn. Заміна Mn на Fe, Co або Ni приводить до підсилення міжчасткової взаємодії в ряду: La–Sn–Mn \rightarrow La–Sn–Fe \rightarrow La–Sn–Co \rightarrow La–Sn–Ni.

На даний час відомий ізотермічний переріз діаграм стану La–Sn–Ni [4], згідно якого компоненти утворюють вісім потрібних проміжних фаз (рис.2). Це корелює із оціненими нами термодімічними властивостями розплавів даної системи. Для інших розглянутих потрібних сплавів можна теж очікувати утворення тернарних сполук, але їх кількість має бути меншою.

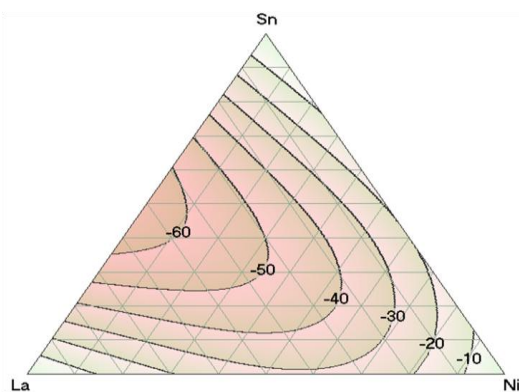


Рис. 1. Ізоентальпії змішування розплавів системи La–Sn–Ni при 1600 К

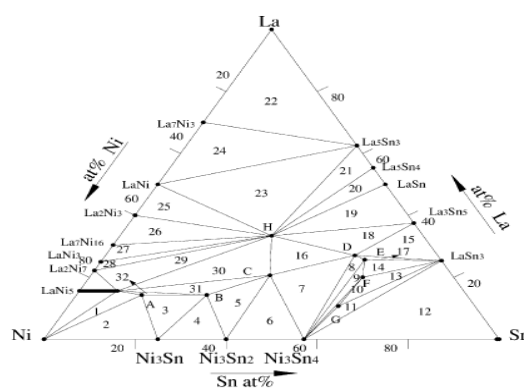


Рис. 2. Діаграми фазових рівноваг системи La–Sn–Ni при 673 та 483 К [4]

Таким чином, одержані термодімічні властивості розплавів системи La–Sn в повному інтервалі концентрацій при 1600 К дозволили розрахувати аналогічні параметри для ряду потрібних систем, які мають практичне застосування. Крім цього, все це суттєво розширило інформацію про природу взаємодії в цих складних в експериментальному відношенні сплавах розглянутих систем.

ЛІТЕРАТУРА

1. Есин Ю.О., Колесников С.П., Баев В.М. и др. Энтальпии образования жидких бинарных сплавов алюминия и олова с лантаном // Журн. физ. химии. - 1981. - 55, №6. - С. 1587-1588.
2. Sommer F., Schott J., Krull H.-G. Temperature dependence of partial and integral enthalpies of mixing of liquid rare-earth - Sn alloys // J. Less-Common Metals. - 1988. - 144. N1. - P. 53-63.
3. Huang M., Su X., Yin F., Zhang P., Li Z., Chen C. A thermodynamic assessment of the La-Sn system J. All. Comp. - 2000. - V.309. P.147-153.
4. Zhuang Y., Deng H., Liu J., Yao Q. The 673 K isothermal section of the La-Ni-Sn ternary system / J. of All. and Comp. - 2004. - V. 363. - P. 223-226.

ПОВЫШЕНИЕ РЕСУРСА РАБОТЫ ПЛАЗМОТРОНОВ ДЛЯ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ

Сумец А. В. (ДГМА, г. Краматорск)

Повышение эффективности обработки материалов может быть достигнуто путем увеличения мощности дугового разряда за счет роста силы тока. Однако использование в серийных плазмотронах для воздушно-плазменной обработки материалов термохимических катодов ограничивает ток дуги до 400 А, а мощность – до 100 кВт, кроме того термохимические катоды имеют невысокий ресурс работы (не более 17-20 ч) и большую пусковую эрозию, что приводит к резкому сокращению ресурса работы катода в режиме повторно-кратковременных запусков. Был разработан плазмотрон для обработки материалов, в котором применен принцип расщепления опорных пятен дуги. При этом использовались полые катоды как «холодные», так и комбинированные, сочетающие физику термо- и электродинамических процессов «холодного» и «горячего» катодов. Разработанный плазмотрон состоит из медного цилиндрического катода, расположенного в стальном катододержателе. Такая конструкция допускает многократное использование катододержателя и быструю замену катода при выходе его из строя. В цилиндрическом канале катода выполнена резьбовая нарезка, способствующая срыву потока за каждым выступом резьбы и образованию «застойных» зон. Так как любая отрывная зона представляет собой источник турбулентности, то увеличиваются интенсивности пульсации, выравниваются поля температур, концентраций и скоростей и создаются благоприятные условия для шунтирования дуги одновременно в нескольких местах. В результате происходит расщепление катодного участка дуги и образование нескольких опорных пятен, уменьшая тем самым локальный нагрев внутренней поверхности канала катода. Подбором шага резьбы достигается устойчивость процесса расщепления дуги.

Конструкция катодного узла плазмотрона для воздушно-плазменной резки претерпела усовершенствование. Узел катода содержит медный полуэлектрод, запрессованный в медный водоохлаждаемый корпус. Разрядный канал электрода выполнен с расширением диаметра в сторону истечения дуги и имеет резьбовую нарезку, а также торцевую камеру для подачи дополнительного расхода газа (примерно 10% от основного) с целью локализации катодной привязки, при этом сила тока дуги может достигать 700 А. В связи с удлинением дуги в зарядном канале по-

лого електрода збільшується напруження на дугі, що приводить до зростання потужності плазмотрона на 10-15%.

Другий підхід до організації розщеплення дуги полягає в застосуванні додаткових катодів та розподілі струму по довжині розрядного каналу. Це також призводить до зниження локальної теплової та струмової навантаженості на електрод. Розрядний канал плазмотрона такої схеми виконується секціонованим і складається з електроізолюваних один від одного катодних та анодних порожніх секцій. Електроживлення плазмотрона може бути забезпечено як від звичайного джерела живлення з використанням балластних опорів, так і від спеціального багатопостового джерела живлення.

СПІЛЬНА РОЗЧИННІСТЬ БОРУ І НІКЕЛЮ В МОЛІБДЕНІ

Уткін С. В., Кублій В. З., Слєпцов С. В., Бондар А. А., Довбенко О. І.,
Тіхонова І. Б., Великанова Т. Я. (ІМ НАНУ, м. Київ)

Попри низьку розчинність бору в молибдені, до 0,4 % (ат.), його невеликі добавки здатні суттєво знизити крихкість молибденових сплавів [1]. Розчинність нікелю в молибдені дещо вища – до ~2 % (ат.) [2]. У цій роботі досліджено спільну розчинність бору і нікелю в молибдені за результатами дослідження литих і відпалених сплавів системи Mo–Ni–B.

Сплави в молибденовому куті виплавлені в електродугової печі з металевих компонентів і лігатур. Як вихідні матеріали використано аморфний бор (вміст вуглецю 0,02–0,05 % (мас.)) та переплавлені молибден (99,97 % (мас.)) і електролітичний нікель. Сплави в литому стані і після відпалу при температурах, близьких до плавлення, досліджені методами рентгенофазового аналізу (РФА) та металографії. Вивчення мікроструктури сплавів і визначення складу фаз та евтектик (ЛРСА) проведено на растровому електронному мікроскопі Superprobe-8200 із хвиледисперсійним мікроаналізатором (WDX). Вимірювання для кожної фази здійснювали не менше 3–5 разів. Корекція вимірювань проведена за стандартною ZAF-процедурою. Чисті метали молибден та нікель, а також сполуки Mo₂B та Ni₃B використали як еталони. Систематична похибка визначення вмісту бору, яка залежала від співвідношення вмісту металів $x_{Ni} = [Ni]/([Ni] + [Mo])$, виявилася великою. Тому на першій стадії обробки результатів тернарні фази ідентифікували за x_{Ni} і потім внесли відповідні корективи до вимірів вмісту бору, використовуючи вміст бору в бінарних і тернарних боридях.

Із аналізу всієї сукупності отриманих даних випливає, що максимальна спільна розчинність бору і нікелю в молибдені досягає 6–8 і 3–4 % (ат.) відповідно (рис. 1). Виявилось, що така аномально висока спільна розчинність цих елементів мало впливає на періоди кристалічної ґратки: вони становлять $314,0 \pm 0,2$ пм, що дещо менше, ніж 314,7 пм для чистого молибдену. У роботі [3] литий зразок, що містив 0,008 % (мас.) В і 0,003–0,010 % (мас.) карбону мав період 314,9 пм.

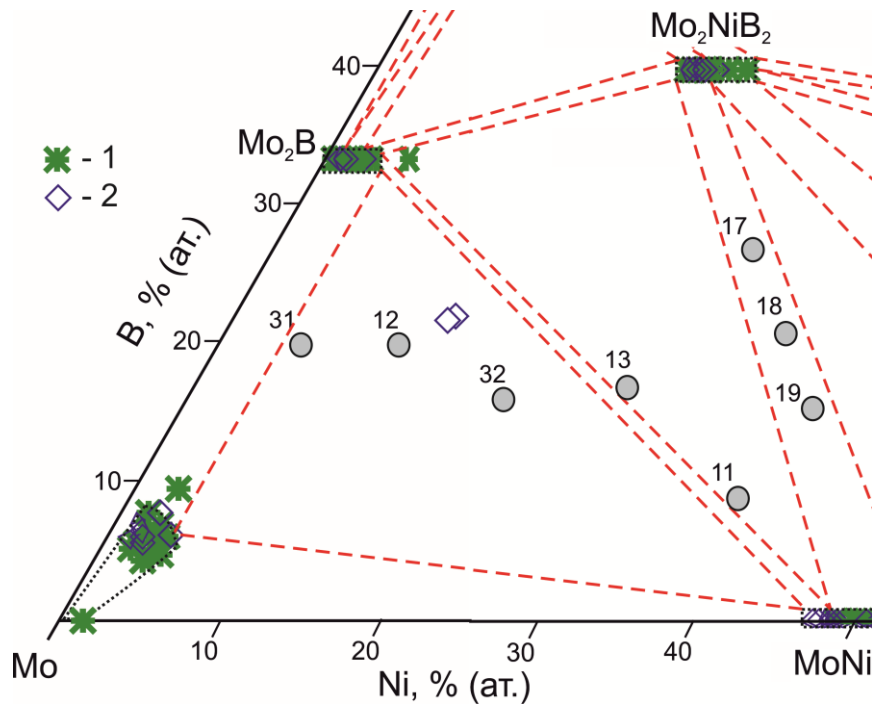


Рис. 1. Состав фаз молибденового кута системы Mo–Ni–B за даними ЛРСА литих сплавів (1) і відпалених при субсолідусних температурах (2). Кружечки – склад досліджених сплавів. Штрихові і точкові лінії – границі фазових областей на поверхні солідуса

ЛІТЕРАТУРА

1. Witusiewicz V.T., Bondar A.A., Hecht U. et al. // *J. Alloys Compd.* – 2016. – 655. – P. 336–352.
2. Zhou S.H., Wang Y., Jiang C. et al. // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2005. – 397. – P. 288–296.
3. Агеева Е. Н., Кантор М. М., Масленков С. Б., Коркин И. В. // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1988. – № 3. – С. 47–50.

ЛИТНИКОВЫЕ СИСТЕМЫ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК С ДИФФЕРЕНЦИРОВАННЫМИ СВОЙСТВАМИ

Фесенко А. Н. (ДГМА, г. Краматорск),
Фесенко М. А. (НТУУ «КПИ», г. Киев)

В представленной работе разрабатываются новые технологии получения чугунных отливок с дифференцированной структурой и свойствами в локальных их частях из одного исходного расплава, основанные на применении метода внутриформенного модифицирования – инмолд-процесса [1, 2].

Новые технологии позволяют изготавливать мелкие и средние чугунные отливки, предназначенные для работы в условиях безударного или ударно-абразивного износа.

Производство отливок по предложенным технологиям осуществляется путем выплавки исходного расплава чугуна заданного химического состава в одном плавильном агрегате и заливке его в литейную форму, в которой он

разделяется на несколько потоков. Один поток направляется по каналам литниковой системы непосредственно в полость формы, где формируется, например, твердая износостойкая часть отливки. А расплав второго потока сначала подвергается обработке модифицирующими добавками в реакционной камере литниковой системы, после чего направляется в полость литейной формы, где кристаллизуется, например, вязкая монтажная часть той же отливки. Также предлагаются технологии, позволяющие получать разную структуру и свойства в отливках за счет дифференцированной модифицирующей обработки обоих потоков исходного расплава разными добавками, размещенными в отдельных реакционных камерах, входящих в состав каналов литниковой системы.

Исследование предложенных технологий проводили на отливках разной конфигурации: горизонтальная и вертикальная плита, брусок, цилиндр, труба.

Для получения в экспериментальных отливках дифференцированных структуры и свойств из одного базового расплава в работе спроектированы следующие конструкции литниково-модифицирующих систем:

- ярусные вертикальные литниковые системы с подачей расплава через общий стояк и расположенные на разных уровнях по высоте отливки каналы, в состав которых входят проточные реакционные камеры (рис. 1, а–в) [3; 4; 5];

- независимые друг от друга (автономные) литниковые системы с подводом каналов на разном уровне по высоте отливок с противоположных их стенок, с промежуточными реакционными камерами (рис. 1, г–з) [6; 7];

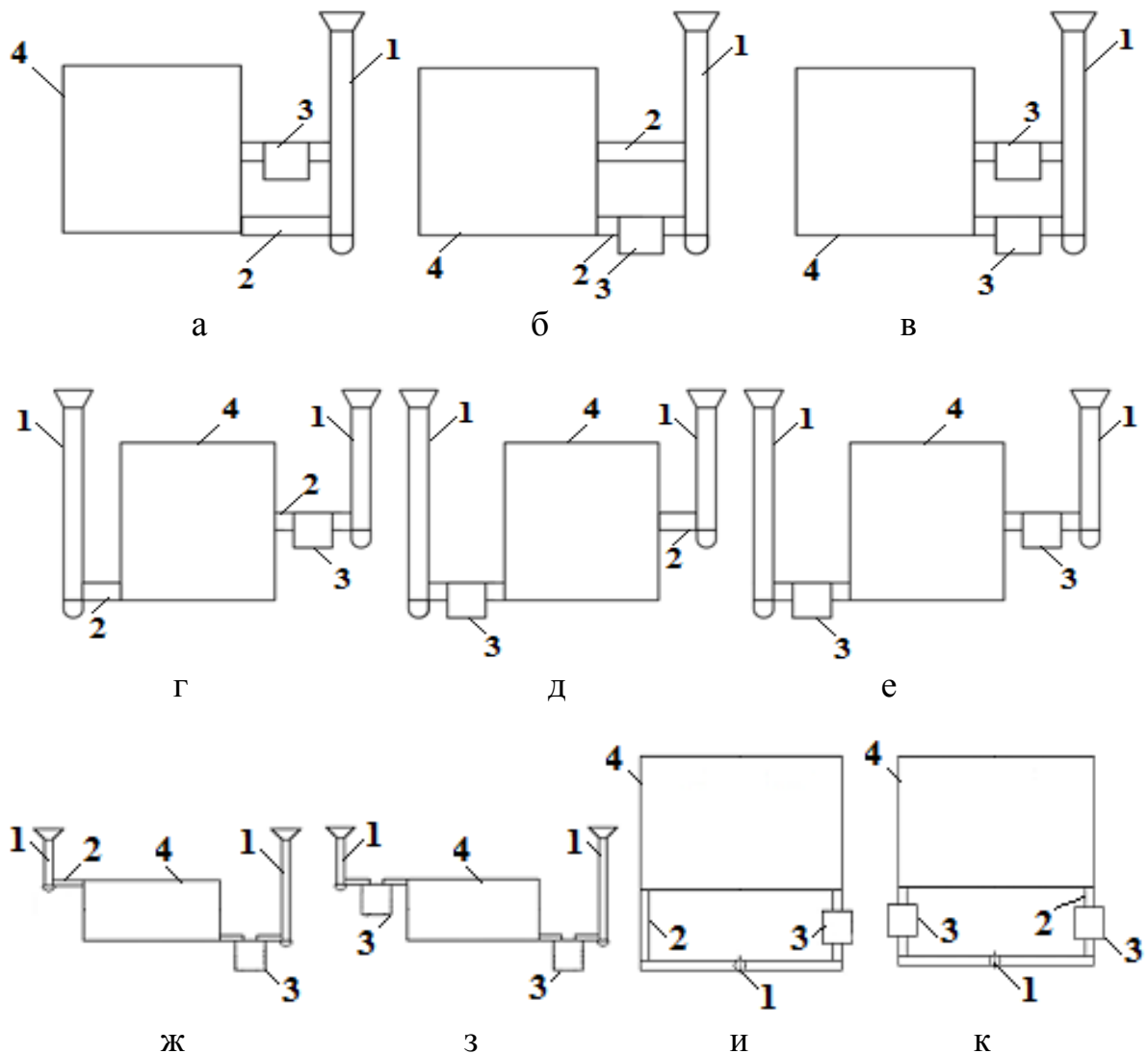
- горизонтальные литниковые системы с подачей расплава через общий стояк и симметрично расположенные относительно стояка каналы с промежуточными проточными реакционными камерами для модифицирующей обработки базового расплава (рис. 1, и, к) [8; 9; 10].

Предварительными исследованиями с использованием методов физического и компьютерного моделирования установлены закономерности процессов, которые происходят при заполнении, кристаллизации и охлаждении отливок с разной структурой и свойствами в локальных их участках (частях) при использовании предложенных конструкций литниково-модифицирующих систем.

Изучено влияние управляемых технологических параметров и температурно-временных режимов литья, которые обеспечивают изготовление отливок с заданными дифференцированными структурой и свойствами.

Результаты компьютерного и физического моделирования подтверждены экспериментами на чугунных отливках, изготавливаемых из базового расплава белого, а также серого чугунов. Для каждого типа экспериментальных отливок проведены расчеты элементов литниково-модифицирующих систем.

По результатам исследований разработаны практические рекомендации, которые могут быть использованы в промышленности при изготовлении чугунных отливок с твердой износостойкой рабочей и вязкой монтажной частями при литье в песчаные формы, по газифицируемым моделям, а также центробежном способе литья. По предложенным рекомендациям получены опытно-экспериментальные отливки с заданными дифференцированной структурой и свойствами.



1 – стояк; 2 – каналы литниковой системы; 3 – реакционная камера; 4 – отливка

Рис. 1. Схема литниково-модифицирующих систем для получения чугуновых отливок с дифференцированной структурой и свойствами

ЛИТЕРАТУРА

1. Фесенко, М. А. Внутриформенное модифицирование для получения чугуновых отливок с дифференцированными структурой и свойствами / М. А. Фесенко, А. М. Фесенко, В. А. Косячков // *Литейное производство*. – 2010. – № 1. – С. 7–13.
2. Получение двухслойных и двухсторонних чугуновых отливок методом внутриформенного модифицирования расплава / Фесенко М. А., Косячков В. А., Фесенко А. Н., Фесенко Е. В. // *Вісник ДДМА: збірник наукових праць*. – 2014. – № 1(32). – С. 149–152.
3. Патент № 41783 U 2008 14684, B22C 9/00. Ступінчата ливникова система для модифікування чавуну в ливарній формі / Фесенко М. А. – Заявл. 22.12.2008 ; опубл. 10.06.2009. Бюл. № 11, 2009 р.
4. Патент № 51909 U 2010 00181, B22D 27/00. Ступінчата (ярусна) ливникова система для виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями з одного вихідного (базового) розплаву / Фесенко М. А., Фесенко А. М. – Заявл. 11.01.2010 ; опубл. 10.08.2010, Бюл. № 15, 2010 р.
5. Патент № 52274 U 2010 00245, B22D 27/00. Ступінчата (ярусна) ливникова система для виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями з одного вихідного

го (базового) розплаву / Фесенко М. А., Фесенко А. М. – Заявл. 13.01.2010 ; опубл. 25.08.2010, Бюл. № 16, 2010 р.

6. 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.

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 № 42772 U 2008 14693, B22C9/00. Ступінчаста ливниково-модифікуюча система / Фесенко М. А., Ємельяненко К. В. – Заявл. 22.12.2008 ; опубл. 27.07.2009, Бюл. № 14, 2009 р.

9. Патент № 51879 U 2009 13661, B22D 27/00. Ливникова система для виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями з одного вихідного (базового) розплаву / Фесенко М. А., Фесенко А. М., Косячков В. О. – Заявл. 28.12.2009 ; опубл. 10.08.2010, Бюл. № 15, 2010 р.

10. Патент № 52256 U 2009 13741, B22D 27/00. Ливникова система для виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями з одного вихідного (базового) розплаву / Фесенко М. А., Фесенко А. М., Косячков В. О. – Заявл. 28.12.2009 ; опубл. 25.08.2010, Бюл. № 16, 2010 р.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ВНУТРИФОРМЕННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ РАСПЛАВА ЧУГУНА

Фесенко А. Н. (ДГМА, г. Краматорск),
Фесенко М. А. (НТУУ «КПИ», г. Киев)

Для получения качественных чугуновых отливок с требуемой структурой и повышенными механическими и эксплуатационными свойствами в последнее время все более широкое распространение находит технологический процесс модифицирования расплава базового чугуна в литейной форме.

Сущность данного процесса модифицирования заключается в следующем: в процессе заливки расплава чугуна на пути движения в полость литейной формы проходит модифицирующую обработку в специальной реакционной камере, которая является элементом литниковой системы и располагается между стояком и шлакоуловителем. Перед сборкой литейной формы в реакционную камеру помещают необходимое количество зернистой модифицирующей добавки определенной фракции. В процессе заливки в реакционной камере расплав взаимодействует с модификатором, растворяет добавку, модифицируется и поступает в полость литейной формы, в которой формируется отливка с заданной структурой и свойствами.

Широкое распространение процесса модифицирования расплава чугуна в литейной форме обусловлено значительными преимуществами его по сравнению с другими процессами обработки расплава, основными из которых являются:

- возможность получения отливок массой от нескольких граммов до сотен килограммов различной конфигурации;
- снижение расхода модификатора;
- применение добавок для модифицирования на основе дешевых и недефицитных элементов;

- получение чугунов с заданной структурой и свойствами без применения специальных приспособлений и дополнительного оборудования при отсутствии пироэффекта и дымовыделений;

- повышение модифицирующего действия добавок, устранение процесса демодифицирования из-за отсутствия промежуточной выдержки чугуна после модифицирования;

- меньший расход тепла на процесс растворения модификатора;

- улучшение микроструктуры и повышение физико-механических свойств чугуна;

- уменьшение величин предусадочного расширения и общей усадки, что позволяет использовать прибыли и питающие бобышки меньших размеров, снизить уровень остаточных напряжений и повысить геометрическую и размерную точность отливок;

- возможность механизировать и автоматизировать процесс модифицирования и заполнения реакционной камеры необходимой порцией модификатора, а также организовать автоматический контроль всех этапов модифицирования.

Однако наряду с преимуществами технология модифицирования чугуна в форме имеет и определенные недостатки, основными из которых являются:

- неравномерность растворения модификатора в период заливки форм металлом;

- ограничение температуры заливаемого в форму расплава;

- необходимость выплавки исходного расплава чугуна с низким содержанием серы;

- уменьшение выхода годного литья за счет наличия реакционной камеры и протяженности литниковых каналов;

- повышение вероятности загрязнения отливок шлаковыми включениями и газовыми раковинами;

- усложнение расчета литниково-модифицирующей системы;

- ограниченные возможности изготовления отливок большой массы и высоты.

Технологический процесс внутриформенного модифицирования расплава чугуна весьма чувствительный к переменным параметрам, поэтому для каждого типоразмера отливок и каждого комплекта модельной оснастки необходимо отдельно рассчитывать, конструировать и изготавливать самостоятельную литниковую систему с реакционной камерой и разрабатывать соответствующую технологию производства отливок в условиях конкретного литейного предприятия, а это требует наличия соответствующей базы дополнительных данных для разработки практических рекомендаций.

В работе предложены и исследованы новые технологические процессы и литниково-модифицирующие системы для получения отливок массой до 250 кг с заданной структурой и свойствами с использованием метода внутриформенного модифицирования исходного жидкого чугуна, склонного к кристаллизации с выделением свободного графита, а также склонного к кристаллизации с отбелом.

Установлены закономерности обработки расплавов базовых чугунов в литниково-модифицирующих системах разной конструкции комплексными сфероидизирующими модификаторами ФСМг7, ФСМг9, VL63(M),

МПФ1+ФС75, Ni-Mg-Cu, НМг15, НМг19 и ФС75, ФЦМ-5, Ce48La28Mg3 + ФС75, графитизирующими добавками СБ-5, ФС45, ФС75, СК-20, а также карбидообразующими добавками ФХ200, ФХ900, ФБ18, ФМн78, Мн95, ФЦМ-5, МЦ50Ж3, НМг15-НМг19, Ви1 при производстве чугуновых отливок с заданным комплексом механических и эксплуатационных свойств. Определены оптимальные гранулометрические характеристики модифицирующих добавок, необходимое их количество, а также установлены рациональные температурно-временные режимы заливки чугуна.

Результаты исследований были использованы на ряде литейных предприятий Украины при изготовлении опытно-промышленных отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным и вермикулярным графитом, а также двухслойных отливок с рабочей частью из твердого износостойкого белого чугуна и мягкой ударостойкой монтажной частью из серого или высокопрочного чугуна.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ЧУГУННЫХ ОТЛИВКАХ

Фесенко А. Н. (ДГМА, г. Краматорск), Фесенко М. А. (НТУУ «КПИ», г. Киев),
Корсун В. А., Дворниченко А. А. (ДГМА, г. Краматорск)

Чугун по-прежнему остается основным конструкционным материалом в первую очередь для изготовления широкой номенклатуры деталей, получаемых методом литья. В последние годы наблюдается устойчивая мировая тенденция уменьшения производства отливок из низкокачественных серых чугунов и роста выпуска высококачественных модифицированных высокопрочных чугунов с шаровидным и вермикулярным графитом.

Чугунные изделия характеризуются разнообразными химическим составом и структурой. В свою очередь структура чугуна во многом определяет механические свойства отливки и ее склонность к механообработке. На структуру чугуна в отливках можно повлиять изменением условий затвердевания или посредством термической обработки. Большое влияние на структуру чугуна оказывают микропримеси, в том числе не контролируемые химическим анализом, а также содержание растворенных газов, неметаллических включений и химических комплексов сложного состава. Эти примеси в той или иной мере сохраняются при переплаве и существенно влияют на кристаллизацию чугуна. Кроме того, структура чугуна является весьма чувствительной к скорости охлаждения отливки, температуре заливки расплава, модифицированию и целому ряду других управляемых и неуправляемых факторов технологического процесса. Для чугуна определенного химического состава путем изменения технологических параметров и условий литья можно получить широкий спектр структур и свойств от структуры белого чугуна до структуры серого чугуна с различными характеристиками структурных составляющих (металлической матрицы и графитных включений).

В данной работе с использованием методов компьютерного моделирования и натуральных экспериментальных исследований изучены особенности фор-

мирования чугунных отливок, установлены закономерности влияния скорости охлаждения и скорости кристаллизации на получение определенной структуры чугуна в клиновидных пробах, определены граничные скорости затвердевания для получения структуры белого или серого чугунов при использовании базовых расплавов разного химического состава и склонности к отбелу. Изучено влияние процессов модифицирования и различных типов модифицирующих добавок на структуру чугуна в экспериментальных отливках

Полученные результаты исследований дают возможность прогнозировать структуру чугуна в отливках при различных технологических режимах производства. На основании результатов модельных и экспериментальных исследований разработаны рекомендации по получению в отливках требуемой структуры чугуна, установлены рекомендуемые режимы литья и кристаллизации для предотвращения отбела в модифицированных и немодифицированных чугунах.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДОВ ПРОМЫВКИ И ПОЛУПРОМЫВКИ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ВАЛКОВ С ДИФФЕРЕНЦИРОВАННЫМИ СВОЙСТВАМИ В НАРУЖНОМ И ВНУТРЕННЕМ СЛОЯХ ИЗ ОДНОГО БАЗОВОГО РАСПЛАВА

Фесенко А. Н. (ДГМА, г. Краматорск), Фесенко М. А. (НТУУ «КПИ», г. Киев),
Корсун В. А., Чичваров М. А. (ДГМА, г. Краматорск)

Валки являются основным рабочим инструментом в прокатном, бумажном и резинотехническом производствах, а также пищевой промышленности. Основное их назначение – пластическая деформация заготовки для придания ей необходимых размеров и форм, качества поверхности.

В процессе эксплуатации валков под влиянием быстро чередующихся нагревов и охлаждений рабочая часть подвергается знакопеременному напряжению по окружности, вследствие чего происходит ее быстрый износ и в дальнейшем выход из строя данного инструмента. В связи с этим валки должны характеризоваться стойкостью к износу, действию ударных и температурных нагрузок, изгибающих и крутящих моментов [1].

Удовлетворить данные условия возможно за счет применения двухслойных и многослойных валков с дифференцированными структурой и свойствами в отдельных слоях или частях.

В промышленности для их изготовления широкое применение находят чугуны различного состава.

При производстве чугунных прокатных валков с дифференцированной структурой и свойствами, а также других подобных крупных деталей широкое распространение находят методы промывки и полупромывки в стационарных литейных формах [2; 3]. Недостатком данных методов является необходимость применения, а следовательно, выплавка двух разных расплавов строго определенного химического состава, а также четкая синхронизация процессов подготовки расплавов и поэтапной заливки их в литейную форму.

С целью сокращения или устранения перечисленных недостатков в представленной работе предлагаются новые технологии получения чугунных отливок типа тел вращения с дифференцированной структурой и свойствами в наружном и внутреннем их слоях путем промывки и полупромывки из одного исходного расплава, которые основываются на применении метода внутриформенного модифицирования базового расплава – инмолд-процесса [4; 5].

Производство отливок с дифференцированной структурой и свойствами по предложенным технологиям предусматривает выплавку исходного расплава чугуна заданного химического состава, заливку его на первом этапе в стационарную литейную форму, выдержку залитого металла определенное время для кристаллизации наружного слоя заданной толщины с требуемой структурой и последующую заливку того же расплава для промывки (промывочного расплава) литейной формы, который вытесняет из внутренней (осевой) части отливки незатвердевший расплав, залитый на первом этапе.

В процессе заливки вторая порция расплава проходит внутриформенную модифицирующую обработку твердой добавкой, размещенной в проточной реакционной камере литниковой системы, и впоследствии заполняет внутреннюю часть отливки. Предлагаются также технологии, позволяющие получать разную структуру и свойства в наружном и внутреннем слоях отливок за счет дифференцированной модифицирующей обработки как основного расплава, заливаемого на первом этапе, так и расплава промывочной порции разными по функциональному назначению и механизму воздействия на расплав добавками, размещенными в отдельных реакционных камерах, входящих в состав каналов одной или нескольких автономных литниковых систем [6].

Предварительными исследованиями с использованием методов компьютерного моделирования установлены основные закономерности процессов, которые происходят при заполнении, кристаллизации и охлаждении отливок с разной структурой и свойствами в наружном рабочем и внутреннем опорном слоях. Изучено влияние управляемых технологических факторов и температурно-временных режимов литья на параметры двухслойных отливок, установлены требуемые режимы литья и затвердевания, которые обеспечивают изготовление отливок с заданными дифференцированными структурой и свойствами.

Результаты компьютерного моделирования подтверждены лабораторными экспериментами на чугунных отливках, изготавливаемых из базового расплава чугуна склонного к кристаллизации с отбелом, а также из чугуна, склонного к кристаллизации с выделением свободного графита. Получены экспериментальные отливки типа «цилиндр» диаметром 100 мм и высотой 150 мм с сочетанием наружного рабочего слоя из твердого белого чугуна и внутреннего опорного слоя из серого или пластичного высокопрочного чугуна с шаровидным графитом.

По результатам исследований разработаны практические рекомендации по получению новыми технологическими процессами двухслойных прокатных валков с различным сочетанием структуры и свойств наружных и внутренних слоев, которые могут быть использованы при производстве промышленных отливок.

ЛИТЕРАТУРА

1. Исследование структуры и свойств чугуна, используемого для сердцевин валков / Жижкина Н. А., Постникова М. С., Солдатов А. Н., Фомин А. В. // Сборник материалов конференции «Литье. Металлургия – 2017», г. Запорожье, 23–25 мая 2017 г. – 2017. – С. 67–69.
2. Кривошеев А. Е. Литые валки: Теоретические и технологические основы производства / Кривошеев А. Е. – М. : Metallurgizdat, 1957. – 360 с.
3. Модифицирование жидкой сердцевин затвердевающей чугуновой отливки / Хитько А. Ю., Шапран Л. А., Иванова Л. Х., Хитько М. Н. // Компрессорное и энергетическое машиностроение. – 2011. – № 1(23). – С. 46–49.
4. Патент 106815 Україна, В22D 27/00. Спосіб лиття двошарових виливків / Фесенко А. М., Фесенко М. А., Мисько В. К. – Заявка U 2015 10625. Заявл. 30.10.2015 ; опубл. 10.05.2016, Бюл. № 9/2016.
5. Патент 107806 Україна, В22D 27/00. Спосіб лиття двошарових виливків / Фесенко А. М., Фесенко М. А., Мисько В. К. – Заявка U 2015 12059. Заявл. 04.12.2015 ; опубл. 24.06.2016, Бюл. № 12/2016.
6. Одержання двошарових виливків з базового розплаву чавуну способом промивання / Фесенко А. М., Фесенко М. А., Корсун В. А., Мисько В. К. // Вісник ДДМА. – 2016. – № 1 (37). – С. 90–95.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ПЕСЧАНО-ГЛИНИСТЫХ ФОРМОВОЧНЫХ СМЕСЕЙ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ЗЕРНИСТОСТИ НАПОЛНИТЕЛЯ НА ОСНОВЕ КВАРЦА И СОДЕРЖАНИЯ ВЛАГИ

Фесенко А. Н. (ДГМА, г. Краматорск), Фесенко М. А. (НТУУ «КПИ», г. Киев),
Федоров Н. Н. (ДГМА, г. Краматорск)

Основное применение в литейном производстве пески на основе кварца находят в качестве формовочного огнеупорного наполнителя в формовочных и стержневых смесях при изготовлении литейных форм и стержней. К огнеупорным наполнителям формовочных и стержневых смесей предъявляют следующие требования: высокая огнеупорность, химическая инертность к жидкому металлу, стабильность свойств при нагреве, негзотворность, возможность повторного использования, недефицитность, низкая себестоимость, нетоксичность. По химическому составу наполнитель должен иметь максимальное содержание основного компонента и минимальное количество вредных примесей [1].

На территории Украины сосредоточены достаточно большие запасы песков на основе кварца. Большая часть украинских месторождений песков уже получила промышленное освоение: Ореховское, Пологовское, Староверовское, Гусаровское, Вольногорское, Днепровское, Бантышевское и др. месторождения (табл. 1), а другие месторождения находятся только в стадии разработки.

В настоящее время накоплено ограниченное количество систематизированных результатов исследований свойств формовочных песков на основе кварца, результаты которых позволяют литейным предприятиям осуществлять подбор оптимальных рецептурных составов песчано-глинистых формовочных смесей с целью обеспечения требуемого качества выпускаемой литейной продукции при сравнительно небольших затратах на формовочные расходные материалы.

Сегодня большой практический интерес представляет песчано-глинистое сырье, добываемое в Украине карьерным способом, которое можно использо-

вать в исходном виде (без предварительного обогащения) в качестве основного компонента песчано-глинистых формовочных смесей.

Таблица 1 – Месторождения формовочных песков на территории Украины

Месторождение	Предприятие-разработчик	Область Украины
Ореховское	ЧАО «Ореховский песчаный карьер»	Запорожская
Пологовское	ГК «Минерал»	
Староверовское	ООО производственно-коммерческая фирма «Старк»	Харьковская
Гусаровское	ПАО «Гусаровский горно-обогатительный комбинат формовочных материалов»	
Вольногорское	ГП «Объединенная горно-химическая компания», филиал «Вольногорский горно-металлургический комбинат»	Днепропетровская
Днепровское	ПАО «Кременчугский речной порт»	Полтавская
Бантышевское	ПАО «Дружковское рудоуправление»	Донецкая

В данной работе для исследований с целью выявления соответствия требованиям песчано-глинистых формовочных смесей был взят образец песчано-глинистого сырья марки СПГ-02 [2] производства горнодобывающей компании «Минерал» (Запорожская обл., г. Пологи).

На основании полученных результатов с использованием компьютерной программы «Зерно» [3] построены гистограмма зернистости и интегральная кривая распределения частиц исследуемого песка по размерам, а также определены его марочные характеристики:

- массовая доля глинистой составляющей – 2,8 %;
- массовая доля SiO_2 – 97,0 %;
- средний размер зерна – 0,173 мм;
- коэффициент однородности – 65,2 %.

На основании полученных данных установлено, что исследуемый песок на основе кварца, согласно ГОСТ 2138-91, относится к тощим пескам марки 1Т₁О₃016.

Экспериментальным путем установлены общие закономерности влияния влажности на газопроницаемость песчано-глинистой формовочной смеси при разной зернистости ее наполнителя – песка на основе кварца, а также изучено влияние зернистости песка и содержания формовочной глины на прочность по-сырому и газопроницаемость песчано-глинистой формовочной смеси. Установлена общая закономерность: с повышением влажности песка на основе кварца газопроницаемость формовочных песчано-глинистых смесей возрастает, достигает максимума, а затем плавно уменьшается. Интервал оптимальной влажности, при котором газопроницаемость формовочных смесей не испытывает резкого снижения, составляет 3...5 %. С увеличением размеров зерен песка и их однородности (особенно при использовании наполнителя отдельных крупных фракций, например 0,2) отмечается существенное повышение газопроницаемости. При этом сохраняется общая тенденция снижения газопроницаемо-

сти на фоне увеличения содержания формовочной глины в смесях, приготовленных на основе отдельно выделенных песчаных фракций.

На основании проведенных исследований установлено, что песчано-глинистое сырье марки СПГ-02 производства горнодобывающей компании «Минерал» может эффективно использоваться в качестве огнеупорного наполнителя сырых песчано-глинистых смесей при условии обеспечения в них оптимальной влажности и содержания формовочной глины.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Формовочные материалы и смеси / Дорошенко С. П. и др. – К. : Выща шк., 1990 ; Прага : СНТЛ, 1990. – 415 с.*
2. *Горнодобывающая компания «Минерал» [Электронный ресурс] – Режим доступа: <http://mineral.com.ua/produksiya/sirovina-pishhano-glinista>.*
3. *Фесенко А. Н. Алгоритм автоматизированного определения марки песка / А. Н. Фесенко, О. В. Приходько // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – Днепропетровск, 2004. – № 5. – С. 25–27.*

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА ПРИ ОПЛАВЛЕНИИ ПЛАЗМЕННЫМ ИМПУЛЬСОМ

Чабак Ю. Г., Пастухова Т. В., Зурнаджи В. И., Федун В. И.,
Трохман В. А., Ефременко В. Г. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

Белые высокохромистые чугуны известны своим высоким сопротивлением абразивному и эрозионному изнашиванию благодаря присутствию в их структуре значительного количества карбидов хрома M_7C_3 . При получении отливок традиционными способами литья в песчаные формы эвтектические карбиды M_7C_3 достигают значительных размеров, что существенно охрупчивает чугун и ограничивает сферу его применения. Измельчения карбидной фазы достигают введением иннокулирующих добавок (Ti, Nb, V, Al и т.д.), либо ускорением кристаллизации. Последнее обеспечивается, в том числе, применением технологий нанесения покрытий с применением высококонцентрированных источников нагрева. Одним из способов нанесения чугунных покрытий является импульсно-плазменная обработка, проводимая с помощью электротермического аксиального плазменного ускорителя (ЭАПУ). ЭАПУ работает при напряжении разряда до 4 кВ и импульсе тока до 18 кА, формируя высокотемпературный плазменный поток, воздействующий на обрабатываемую поверхность. При импульсно-плазменной обработке по режимам, обеспечивающим плотность теплового потока в пределах $(1,4...1,75) \cdot 10^9$ Вт/м², температура поверхности достигает 1400...1700 °С, превышая температуру плавления стальной и чугунной поверхностей. В результате отвода тепла вглубь изделия скорость охлаждения нагретого поверхностного слоя достигает $(3,7...5,5) \cdot 10^6$ К/с, что фактически «замораживает» его оплавленное состояние, приводя к формированию неравновесной закалочной структуры.

Исследовали состояние приповерхностных слоев чугуна 270X15Г2Н1МФТ, подвергнутого импульсно-плазменной обработке ЭАПУ с оплавлением поверхности. Было установлено, что в результате обработки на чугуне формируется слаботравящийся слой толщиной до 20 мкм с повышенной микротвердостью (847...1047 HV₅₀). Слой имеет измененную (модифицированную) структуру, возникшую в результате сверхбыстрого нагрева поверхности плазмой и ускоренного охлаждения за счет отвода тепла внутрь образца. При оплавлении произошло растворение вторичных и, частично, эвтектических карбидов хрома, в результате чего твердый раствор насытился углеродом, обеспечив высокую твердость при закалке. Последующая выдержка при высоких температурах (900...1000 °С) приводит к выделению из пересыщенного твердого раствора ультрадисперсных (менее 3 мкм в диаметре) карбидов, что является вторым этапом модифицирования. Таким образом, в результате импульсно-плазменной обработки в сочетании с последующей пост-термической обработкой происходит существенное измельчение карбидной фазы приповерхностного слоя чугуна, что может положительно отразиться на его сопротивлении хрупкому разрушению при внешних воздействиях.

ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ КІНЕТИЧНО-ТЕРМОДИНАМІЧНИХ РОЗРАХУНКІВ НА ОСНОВІ МЕТОДУ CALPHAD У ЗАСТОСУВАННІ ДО ПРОЦЕСІВ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОЇ КОРОЗІЇ МЕТАЛЕВИХ МАТЕРІАЛІВ

Чиркін А. Д. (КНУ, м. Київ),
Піллай Р., Галіуллін Т. Р., Квадаккерс В. Дж. (FZJ, ФРН, м. Юліх)

Термодинамічні та кінетичні моделі на основі методу CALPHAD [1, 2], що використовуються для опису процесів термічної деградації металевих матеріалів при високих температурах (окиснення, корозія) [3, 4], ґрунтуються на термодинамічних і кінетичних базах даних, які створюються шляхом критичної оцінки усіх наявних емпіричних даних. Ріст обсягів сучасних комерційних термодинамічних баз даних за останні 10 років відбувався в геометричній прогресії, що на сьогоднішній день проявляється у зниженні швидкості і продуктивності термодинамічних і дифузійних розрахунків через надзвичайно велику кількість елементів *і можливих стабільних фаз*.

В представленій роботі розглянуті методи підвищення розрахункової ефективності комбінованих термодинамічних і кінетичних (дифузійних) обчислень. Розглянуто три випадки різної складності відносно кількості фаз і елементів і явищ, які описуються. Представлено результати застосування паралельного програмування для багатопроцесорного обчислення MPI (Message Passing Interface). Застосовано метод інтерполяції для динамічного зберігання термодинамічних даних, вбудований в програмний пакет DICTRA [5]. Результати інтерполяційної методики порівняно з результатами паралельних обчислень MPI.

Встановлено лінійну залежність швидкості обчислення від ступеню паралелізації – кількості процесорів – у випадку MPI (рис. 1).

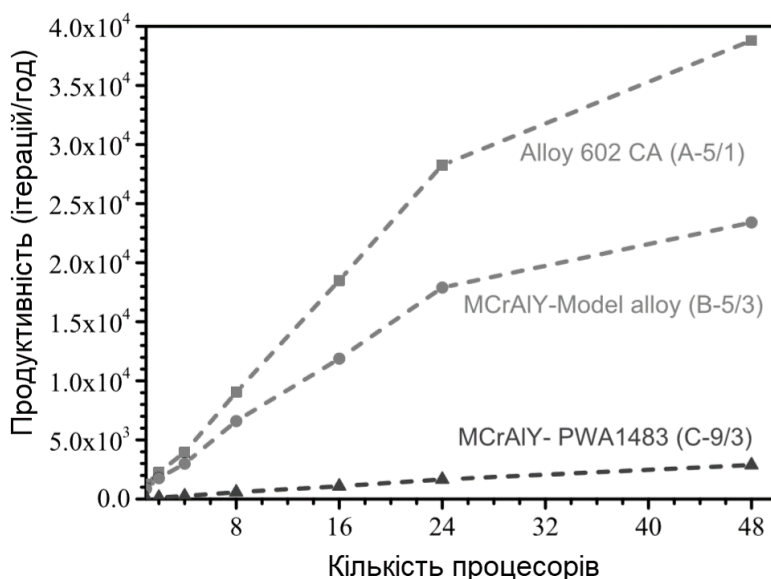


Рис. 1. Залежність продуктивності термодинамічно-кінетичних розрахунків в ітераціях за годину від кількості паралельних процесорів у випадку схеми MPI

Кореляція між продуктивністю розрахунків і кількістю процесорів стає складнішою по мірі ускладнення досліджуваної системи. Інтерполяційна схема, виконана на одному процесорі була в 20 разів швидше за стандартну схему обчислень, проте була в 20÷50 разів повільніша у порівнянні з MPI. Паралелізація інтерполяційної схеми покращила обчислювальну продуктивність - до рівня MPI.

ЛІТЕРАТУРА

1. N. Saunders, A.P. Miodownik, *CALPHAD(Calculation of Phase Diagrams): A Comprehensive Guide, 1st ed., Pergamon Materials Series, Oxford, 1998.*
2. J.O. Andersson, T. Helander, L. Höglund, P. Shi, B. Sundman, *Thermo-Calc & DICTRA, computational tools for materials science, Calphad, 26 (2002) 273-312.*
3. R. Pillai, W.G. Sloof, A. Chyrkin, L. Singheiser, W.J. Quadackers, *A new computational approach for modelling the microstructural evolution and residual lifetime assessment of MCrAlY coatings, Materials at High Temperatures, 32 (2015) 57-67.*
4. A. Chyrkin, A. Epishin, R. Pillai, T. Link, G. Nolze, W.J. Quadackers, *Modeling Interdiffusion Processes in CMSX-10/Ni Diffusion Couple, Journal of Phase Equilibria and Diffusion, 37 (2016) 201-211.*
5. A. Engström, J. Bratberg, Q. Chen, L. Höglund, P. Mason, *Application of Thermodynamic and Kinetic Modeling to Diffusion Simulations in Nickel-Base Superalloy Systems, in: Euro Superalloys 2010, 2011, pp. 198-203.*

БИМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ РОЛИКИ МНЛЗ

Шапран Л. А., Иванова Л. Х., Хитько А. Ю. (НМетАУ, г. Днепр)

Одним из важнейших вопросов для широкого внедрения непрерывной разливки стали является обеспечение машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) рабочим инструментом – роликами, которые являются, по сути, элементом литейной формы (технологической линии) этого способа литья.

Ролики различных секций зоны вторичного охлаждения криволинейных МНЛЗ в процессе эксплуатации подвергаются различным температурным и механическим нагрузкам, при этом по мере удаления от кристаллизатора уменьшаются температурные нагрузки и возрастают механические [1-4]. В соответствии с изменением температуры сляба служебные свойства материала роликов должны подбираться дифференцированно. У роликов, ближайших к кристаллизатору секций, основным видом износа является образование кольцевых трещин и налипание. Это требует применения материалов с повышенной термостойкостью. По мере снижения температуры сляба увеличивается абразивный износ поверхности роликов. Допустимый износ по диаметру роликов МНЛЗ составляет 4...5 мм. Кроме того, все сплавы для изготовления роликов должны быть теплостойкими, то есть сохранять достаточный уровень твердости, износостойкости и прочности при повышенных температурах.

Целью работы была оптимизация химического состава материала рабочего слоя центробежнолитых роликов МНЛЗ.

Основные результаты исследования. Была выбрана сталь аустенитно-карбидная 20X25H19C2Л, для внутреннего слоя – сталь 20Л. Технология литья биметаллических заготовок с использованием исследованных сталей была освоена на НЮТЗ. Для решения поставленных задач был применен комплекс современных методов, включающий планирование и оптимизацию экспериментов, методы химического, металлографического, дилатометрического анализов, а также исследования физико-механических свойств.

После кристаллизации сталь 20X25H19C2Л практически не испытывала фазовых превращений. В рабочем слое заготовки структура состояла из разновеликих зерен аустенита, преимущественно ориентированных в направлении теплоотвода. Количество, так называемой, X-фазы в образцах не превышало 5%. Карбидная фаза была изолирована и сосредоточена, как правило, в углах зерен, иногда образовывала сравнительно развитую сетку. Карбидная фаза представляла собой сложнолегированный ледебурит с разным морфологическим строением. Переход между слоями был резко выражен.

Микроструктура внутреннего слоя биметаллов 20X25H19C2Л-20Л состояла из зернистого перлита, типичного для хромистых низколегированных сталей, и феррита. При этом отсутствовали четкие выделения феррита по границам зерен, а сами границы были размыты. На дилатограмме определили критические точки - $A_{c1}=700^{\circ}\text{C}$; $A_{c3}=840^{\circ}\text{C}$; разделить начало выделения феррита и начало перлитного превращения четко не удалось, превращения заканчивались при 390°C , что позволило предполагать наличие в структуре некоторого количества бейнита.

После термической обработки существенных изменений структуры биметалла 20Х25Н19С2Л – 20Л не наблюдали. Имело место поглощение лишних зерен в легированном слое, более дифференцированно проявлялась структура верхнего бейнита во внутреннем слое.

Влияние химического состава стали 20Х25Н19С2Л на механические свойства заготовок (в литом состоянии) проводили методом симплекс-решетчатого планирования. На основании полученных данных были рассчитаны уравнения регрессии:

$$\sigma_B = 506 X_1 + 516 X_2 + 466 X_3 + 81 X_1 X_2 - 33,8 X_2 X_3 + 103,5 X_1 X_2 (X_1 - X_2) - 15,8 X_1 X_3 (X_1 - X_3) + 42,8 X_2 X_3 (X_2 - X_3) + 472,5 X_1 X_2 X_3 ;$$

$$\sigma_{0,2} = 296 X_1 + 268 X_2 + 241 X_3 + 33,8 X_1 X_2 + 211,5 X_1 X_3 + 389,3 X_1 X_2 (X_1 - X_2) - 171 X_1 X_3 (X_1 - X_3) + 27 X_2 X_3 (X_2 - X_3) + 38,3 X_1 X_2 X_3 ;$$

$$\delta = 25,6 X_1 + 30,8 X_2 + 55,2 X_3 + 10,3 X_1 X_2 + 18,2 X_2 X_3 - 97,7 X_1 X_2 (X_1 - X_2) + 47,7 X_1 X_3 (X_1 - X_3) + 17,8 X_2 X_3 (X_2 - X_3) + 46,2 X_1 X_2 X_3 ;$$

$$KCV = 19,5 X_1 + 20,4 X_2 + 25,4 X_3 + 78,5 X_1 X_2 + 99 X_1 X_3 + 78,8 X_2 X_3 - 27,7 X_1 X_2 (X_1 - X_2) - 18,4 X_2 X_3 (X_2 - X_3) + 46,2 X_1 X_2 X_3.$$

Оценка результатов механических испытаний стали 20Х25Н19С2Л в литом состоянии показала следующее:

– предел прочности (σ_B) изменялся от 466 до 535 МПа, а предел текучести ($\sigma_{0,2}$) от 241 до 323 МПа, при достаточно высокой пластичности, ударная вязкость при этом изменялась в довольно широких пределах;

– максимальные значения предела прочности и предела текучести в исследованном интервале обеспечивались при пониженном содержании хрома и повышенных содержаниях кремния и никеля;

– для относительного удлинения и ударной вязкости наблюдались явно выраженные экстремумы, которые соответствуют области 25,5 % хрома, 19,2 % никеля и 2,6 % кремния.

Неоднородность механических свойств литого металла заготовок частично объяснялась смешиванием материала наружного и внутреннего слоев в процессе литья, а также существованием значительных структурных напряжений, возникающих при образовании игольчатых структур (мартенсит, бейнит).

ЛИТЕРАТУРА

1. Гостев А.А. Совершенствование работы роликового аппарата зоны вторичного охлаждения МНЛЗ: автореф. дис. ...канд.техн.наук: 05.04.04.– Екатеринбург, 1994.– 28 с.
2. Иванова Л. Х. Выбор оптимального сочетания свойств материала для центробежнолитых биметаллических роликов МНЛЗ / Л. Х. Иванова, Л. А. Шапран // Теория и практика металлургии.– 2009.– № 1–2.– С. 49 – 52.
3. Шапран Л.О. Розробка та освоєння технології виготовлення біметалевих відцентрово литих роликів машин безперервного лиття заготовок: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.16.04/ Шапран Людмила Олександрівна; Націон. метал. акад.України. – Дніпропетровськ, 2009. – 18 с.
4. Хитько А.Ю. Выбор материала бандажей для роликов МНЛЗ / А. Ю. Хитько, Л. Х. Иванова, Л. А. Адаменко, В. А. Кунах // Теория и практика металлургии.– 2012.– № 5–6.– С. 120 – 121.

КАЛОРИМЕТРИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ЖИДКИХ СПЛАВОВ СИСТЕМ Ni – O И Ni – O – M

Шаркина Н. О. (КНУ, г. Киев)

Кислород является одной из примесей в сплавах с никелем отрицательно влияющих на свойства полученных металлоизделий. Поэтому, для создания научно-обоснованных технологий, с помощью которых можно снижать уровень окисленности никеля целесообразно определить термодимические свойства систем Ni – O – M в жидком состоянии.

Методом калориметрии, была получена информация о парциальных мольных энтальпиях некоторых 3d-металлов в никелькислородных расплавах. Исследования проводили в высокотемпературном изопериболическом калориметре.

На первом этапе были изучены тепловые эффекты, возникающие при растворении оксида никеля, находящегося при комнатной температуре, в жидком никеле с заданной температурой $T_{\text{досл.}}$. Этот процесс описывается уравнением:

$$\langle \text{NiO} \rangle_{298} = \langle \text{Ni} \rangle_{T_{\text{досл.}}} + \langle \text{O} \rangle_{T_{\text{досл.}}} \quad \Delta H_1 \quad (1)$$

Согласно закону Гесса эту реакцию можно представить как сумму процессов:

$$\langle \text{NiO} \rangle_{298} = \langle \text{Ni} \rangle_{298} + \frac{1}{2} \langle \text{O}_2 \rangle_{298} \quad \Delta H_2 \quad (2)$$

$$\langle \text{Ni} \rangle_{298} = \langle \text{Ni} \rangle_{T_{\text{досл.}}} \quad \Delta H_3 \quad (3)$$

$$\langle \text{Ni} \rangle_{T_{\text{досл.}}} = \langle \text{Ni} \rangle_{T_{\text{досл.}}} \quad \Delta H_4 \quad (4)$$

$$\frac{1}{2} \langle \text{O}_2 \rangle_{298} = \frac{1}{2} \langle \text{O}_2 \rangle_{T_{\text{досл.}}} \quad \Delta H_5 \quad (5)$$

$$\frac{1}{2} \langle \text{O}_2 \rangle_{T_{\text{исп.}}} = \frac{1}{2} \langle \text{O}_2 \rangle_{T_{\text{досл.}}} \quad \Delta H_6 \quad (6)$$

где { }, (), < >, / / – газообразное, жидкое, твёрдое состояния вещества, а также вещество в растворённом состоянии, соответственно.

Энтальпии реакций (2-6) рассчитывали по справочным данным. Энтальпию реакции (1) определяли по величине площади фигуры теплообмена, полученной при сбрасывании образцов оксида никеля в калориметрическую ванну с жидким никелем.

Порошкообразный оксид никеля вносили в калориметрическую ванну в ампулах из никелевой фольги, доводя массовую долю кислорода до 0,12 %, в расчётах учитывались вклады, полученные при её растворении, что отображено в схеме расчёта. По полученным фигурам теплообмена рассчитывали парциальные и интегральные энтальпии смешения. По нашим данным первая парциальная энтальпия растворения кислорода в никеле близка к – 246 кДж/моль.

В основе расчётов полученных тепловых эффектов лежит уравнение теплового баланса Тиана:

$$(\Delta H_{T_{\text{досл.}}})_i = -n_i(\Delta H_{298}^{T_{\text{исп.}}})_i \pm K \int_0^{\tau} \Delta T dt, \quad (7)$$

где n_i , $\Delta H_{298}^{T_{\text{исп.}}}$ – количество молей вводимого компонента и его энтальпия, K – коэффициент теплообмена калориметра.

Относительно величины первой парциальной энтальпии растворения кислорода в никеле содержатся противоречивые данные. Так согласно работе [1], где приведены данные полученные непрямыми методами, $\Delta \bar{H}_O$ изменяется в пределах – 80 до – 120 кДж/моль. В работе [2] приведено значение парциальной энтальпии растворения кислорода, рассчитанной при 1273 К, равное – 192 кДж/моль, что близко к значению, полученному нами и косвенно является его подтверждением.

В дальнейших исследованиях метод калориметрии использовал для изучения раскислительных свойств 3d-металлов IVb-, Vb-, VIb-групп в никелькислородных расплавах. В полученные расплавы вводили в небольших количествах (до $5 \cdot 10^{-3}$ моль) металлы и на основе полученных термографических кривых жидких сплавов Ni – O – M рассчитывали парциальные и интегральные энтальпии смешения. Исследования проводили при температуре 1780 К. Результаты расчётов приведены в таблице. Ошибка при расчётах составляла до 10 %.

Таблица 1

Металл	$-\Delta \bar{H}_{M(Ni-O)}^\infty$, кДж/моль	$-\Delta \bar{H}_{M(Ni-M)}^\infty$, кДж/моль	$-\Delta G_{M_xO_y}^\circ$, кДж/моль
Ti	540 ± 20	250 ± 10	174,3
Zr	1050 ± 50	230 ± 10	214,8
Hf	830 ± 40	140 ± 7	235,1
V	320 ± 15	72 ± 5	158,7
Nb	980 ± 40	168 ± 8	151,0
Ta	730 ± 30	196 ± 10	143,1
Cr	190 ± 10	16 ± 1	101,5
Mo	45 ± 3	58 ± 3	109,4
W	45 ± 3	53 ± 3	108,5

Расчитанные парциальные энтальпии смешения металлов сравнивали со стандартными энергиями образования соответствующих оксидов и парциальными энтальпиями смешения в системе Ni – M.

Установлено, что зафиксированные тепловые эффекты растворения металлов в расплавах значительно превосходят характерные для систем Ni – M.

Из таблицы видно, что корреляции между раскислительными свойствами металлов и сродством к кислороду чистых металлов не наблюдается. По нашему мнению, это обусловлено значительным взаимодействием большинства изученных металлов с растворённым в никеле кислородом.

ЛИТЕРАТУРА

1. Wriedt H.A., Chipman J. Oxygen in Liquid Iron-Nickel Alloys. //J.Metals. –1956. –8, № 9. – P. 1195-1199.
2. 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.

ВПЛИВ ПРОЦЕСІВ ДОДАТКОВОГО ЛЕГУВАННЯ, МІКРОЛЕГУВАННЯ ТА МОДИФІКУВАННЯ НА ВЛАСТИВОСТІ ХРОМОМАРГАНЦЕВОГО ЧАВУНУ

Ямшинський М. М., Федоров Г. Е. (НТУУ «КПІ», м. Київ)

Для виготовлення литих деталей, що працюють в умовах абразивного та гідроабразивного зношування, використовують високолеговані білі чавуни, які за кількістю литва, що з них виготовляють, посідають одне з провідних місць серед чавунів із спеціальними властивостями. Такі чавуни вміщують у своєму складі дорогі та дефіцитні елементи й не завжди відповідають вимогам, які пред'являють до них експлуатаційники.

Актуальність проблеми для України полягає в тому, що з одного боку відсутні ресурси дорогих легувальних елементів (Ni, Mo, Co, W), які успішно використовують у світовій практиці для виготовлення литих деталей із зносостійких сплавів, а з іншого – в різних галузях промисловості (як в Україні, так і за кордоном) спостерігається тенденція до погіршення умов роботи машин і механізмів внаслідок інтенсифікації абразивного та гідроабразивного видів зношування.

У промислових умовах як матеріал для виготовлення литих деталей, що працюють в умовах гідроабразивного зношування, частіше інших використовують високолегований білий чавун 280X28H2, який вміщує в своєму складі дорогий і дефіцитний нікель. Суттєвим недоліком цього чавуну є дуже погана оброблюваність на металорізальних верстатах.

Теоретичний і практичний інтерес представляють дослідження щодо підвищення властивостей і покращання структури дешевих сплавів, наприклад, хромомарганцевих чавунів процесами додаткового легування, мікролегування та модифікування після попереднього визначення в них оптимального співвідношення хрому та марганцю.

Вплив марганцю на властивості високохромистого чавуну досліджено в діапазоні концентрацій від 2,1 до 11,9%. Марганець сприяє стабілізації аустеніту у високохромистому чавуні. Із підвищенням вмісту марганцю в чавуні твердість сплаву знижується, що пояснюється збільшенням кількості залишкового аустеніту в основі металу та його стабілізацією. Крім того, марганець підвищує розчинність вуглецю в γ -залізі, що призводить до зменшення загальної кількості карбідів хрому. Спираючись на літературні дані, можна вважати що в хромомарганцевих чавунах кожен відсоток марганцю може знижувати вміст карбідної фази на 1,0...1,4%. Таким чином, для досягнення високої зносостійкості хромомарганцеві чавуни мають вміщувати в своєму складі від 2,0 до 9,0% марганцю.

Досліджено вплив хрому на властивості зносостійкого чавуну з марганцем в діапазоні концентрацій від 4,5 до 31,6% за вмісту в металі біля 3,0% вуглецю.

Установлено, що збільшення концентрації хрому від 4,5 до 21,1% суттєво покращує експлуатаційні властивості марганцевого чавуну.

Із збільшенням вмісту хрому кількість карбідів цементитного типу зменшується внаслідок утворення спеціальних карбідів хрому з вищою мікротверді-

стю. При цьому евтектика ледебуритного типу поступово витісняється евтектикою з розгалуженими диспергованими карбідами $(Cr, Fe, Mn)_7C_3$, яка значною мірою відповідає принципу Шарпі.

Підвищенню твердості та зносостійкості сплаву сприяє збільшення кількості цієї евтектики й зменшення кількості аустеніту.

Підвищення концентрації хрому в чавуні понад 20% призводить до появи в структурі крупних заевтектичних карбідів типу Cr_7C_3 та до збільшення кількості легованого хромом фериту, що призводить до зниження зносостійкості.

Легування чавуну нікелем сприяє стабілізації аустеніту і розширює область γ -Fe. У той же час збільшення кількості аустеніту в білих чавунах помітно знижує їх стійкість абразивному зношуванню. Тому кількість аустеніту в таких чавунах має визначатися тим мінімумом, за якого зберігаються необхідні характеристики міцності та зносостійкості під час експлуатації кожної конкретної деталі, й тим максимумом, за якого суттєво знижуються твердість і зносостійкість легованого нікелем металу. Оскільки деталі багерних насосів у процесі експлуатації не піддаються великим ударним навантаженням, то вміст аустеніту в їхній структурі може бути незначним.

Досліджено вплив нікелю на властивості хромомарганцевого чавуну в діапазоні концентрацій до 2,9%.

Установлено, що підвищення твердості сплаву спричинене дисперсійним твердненням при виділенні карбідів із насиченого хромомарганцевонікелевого аустеніту під час відносно повільного охолодження зразків у ливарній формі. Це проявляється особливо після підвищення нікелю до 1,0%. Подальше підвищення вмісту нікелю в чавуні практично не змінює ні твердість, ні його зносостійкість.

Отже, для виготовлення литих деталей, які працюють в умовах абразивного або гідроабразивного зношування, вміст нікелю в хромомарганцевому чавуні, виплавленому методом переплавлення, може знаходитись на рівні 0,3...1,0%.

На підставі літературного огляду для мікролегування вибрано титан, а для модифікування – рідкісноземельні метали. Як базовий зносостійкий сплав на основі попередніх досліджень вибрано хромомарганцевий чавун 290X19Г4.

Досліджено вплив титану на характеристики хромомарганцевого чавуну в діапазоні концентрацій до 1,2%. Враховуючи високу спорідненість титану до кисню, його додавали в сплав після повного розкиснення рідкого металу алюмінієм.

Титан має особливість переохолоджувати розплавлений чавун, що сприяє розчину карбідів титану в розплаві та виділенню карбіду під час кристалізації, а не до неї. Найвищі експлуатаційні та механічні властивості сплаву зафіксовано за вмісту 0,4...0,5% титану.

За більшого його вмісту, карбіди й карбонітриди титану розподіляються в структурі нерівномірно, утворюють колонії, які легше викришуються під дією абразиву та є концентраторами напружин. Отже для покращання експлуатаційних характеристик хромомарганцевого чавуну його доцільно обробляти перед випусканням із плавильного агрегату титаном у межах 0,1...0,5%.

Вплив РЗМ на експлуатаційні характеристики хромомарганцевого чавуну вивчено в діапазоні концентрацій до 0,8% (за присадкою). Установлено, що оброблення хромомарганцевого чавуну присадками РЗМ (до 0,30%) підвищує зносостійкість і твердість металу.

РЗМ ефективно зв'язують сірку та кисень у високохромистих і хромомарганцевих чавунах, змінюють форму неметалевих включень з кутастої або продовгуватої на глобулярну, які меншою мірою знеміцнюють сплав і швидше спливають у шлак.

Присадки РЗМ помітно подрібнюють структуру базового хромомарганцевого чавуну. Сполуки церію, лантану та неодиму під час кристалізації діють як поверхнево-активні речовини на межі дендритів аустеніту й обмежують їх ріст.

Отже для підвищення зносостійкості та твердості хромомарганцевого чавуну його доцільно модифікувати присадками РЗМ у межах 0,10...0,30%.

За результатами досліджень можна зробити наступні рекомендації щодо виробництва литих деталей із зносостійких чавунів з використанням хрому, марганцю та нікелю:

– під час вибору зносостійких хромомарганцевих чавунів необхідно брати до уваги оптимальне співвідношення в них хрому та марганцю з урахуванням конкретних умов експлуатації литих деталей. За умови збільшення вмісту хрому в чавуні кількість марганцю має зменшуватись для збереження механічних властивостей;

– для виготовлення литих деталей, які працюють в умовах гідроабразивного або абразивного зношування, вміст нікелю в хромомарганцевому чавуні, виплавленому методом переплаву, може знаходитись на рівні 0,3...1,0%.

– для підвищення (на 15...20%) експлуатаційних характеристик рекомендованого хромомарганцевого чавуну його доцільно мікролегувати окремо титаном у межах 0,1...0,5% та модифікувати РЗМ у межах 0,10...0,30% (за присадкою) або обробляти комплексно титаном (0,15...0,25%) і РЗМ (0,15...0,25% за розрахунком).

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛЕГИРОВАННОГО МЕДЬЮ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

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

Исследование влияния меди на механические свойства модифицированного в литейной форме высокопрочного чугуна проводили в литом и термообработанном состояниях на образцах, вырезанных из стандартных клиновидных проб толщиной у основания 25 мм, массой 7 кг (ДСТУ 3925-99).

Для отливки клиновидных проб исходный чугун выплавляли в индукционной печи ИСТ-016 на шихте, состоящей из 85 % передельного чушкового чугуна ПЛ2 и 15 % отходов электротехнической (динамной) стали. В передельном

чугуне содержание серы составляло 0,022 %, в динамной стали 0,012 %. Медь в количестве 1,5 % вводили в ковш при заполнении его расплавом чугуна. Модифицирование проходило в расположенном в литейной форме центробежном проточном реакторе магниевой лигатурой ФСМг7 в количестве 1 % от массы заливаемого в форму чугуна.

Микроструктура отливок из нелегированного высокопрочного чугуна состояла из включений шаровидного графита диаметром 40...45 мкм с плотностью распределения в структуре 370 шт/мм² и преимущественно ферритной металлической основы (90...96 % феррита, остальное перлит). В литом состоянии базовый нелегированный высокопрочный чугун имел следующие показатели механических свойств: временное сопротивление разрыву (σ_b) – 520 МПа; условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$) – 360 МПа; твердость (НВ) – 1700 МПа; относительное удлинение (δ) – 14 %; ударная вязкость (КС) – 90 Дж/см².

В результате легирования 1,5 % Си микроструктура клиновидных проб изменилась следующим образом: диаметр включений шаровидного графита уменьшился до 30...35 мкм, плотность распределения шаровидного графита снизилась до 340 шт/мм², количество перлита в металлической основе увеличилось до 45...50 %, а количество феррита уменьшилось с 90...96 до 50...55 %. В литом состоянии высокопрочный чугун, легированный 1,5 % имел следующие показатели механических свойств: временное сопротивление разрыву (σ_b) – 640 МПа; условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$) – 480 МПа; твердость (НВ) – 1900 МПа; относительное удлинение (δ) – 4 %; ударная вязкость (КС) – 15 Дж/см².

Для получения ферритной металлической основы проводили ступенчатый графитизирующий отжиг клиновидной пробы по следующему режиму: нагрев в печи до 880 °С, выдержка два часа, охлаждение с печью до 750 °С, выдержка один час, охлаждение с печью до 650 °С, выдержка один час, охлаждение на воздухе. В результате отжига количество феррита в легированном медью высокопрочном чугуне увеличилось до 95 %, то есть до уровня, характерного для базового нелегированного высокопрочного чугуна в литом состоянии. По сравнению с литым состоянием высокопрочного чугуна содержащего 1,5 % Си, после графитизирующего отжига наблюдается уменьшение временного сопротивления разрыву ($\sigma_b = 550$ МПа), снижается твердость и многократно повышаются относительное удлинение ($\delta = 22$ %) и ударная вязкость (КС = 105 Дж/см²). Также изучено влияние нормализации на механические свойства легированного 1,5 % Си высокопрочного чугуна, полученного модифицированием в литейной форме. Нормализацию проводили по режиму: нагрев в печи до 880 °С, выдержка два часа, охлаждение на воздухе.

В результате нормализации количество перлита в металлической основе повысилось до 96 %, что обеспечило получение следующих механических свойств: $\sigma_b = 800$ МПа, $\sigma_{0,2} = 600$ МПа при $\delta = 2,6$ % и КС = 11 Дж/см².

Таким образом, термическая обработка является эффективным средством повышения механических свойств легированного медью высокопрочного чугуна.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛЕГИРОВАННОГО НИКЕЛЕМ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

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

В условиях опытно-промышленного производства было определено влияние легирования 1,5 % Ni на структуру и механические свойства высокопрочного чугуна, полученного внутриформенным модифицированием. Микроструктура отливок из нелегированного высокопрочного чугуна состояла из включений шаровидного графита диаметром 40...45 мкм с плотностью распределения 269...309 шт/мм² и ферритной металлической основы (95 % феррита). Образцы из нелегированного высокопрочного чугуна в литом состоянии имели следующие механические свойства: $\sigma_b = 482$ МПа; $\sigma_{0,2} = 336$ МПа; твердость (НВ) 1564 МПа; $\delta = 18,8$ %. Вследствие легирования 1,5 % Ni количество перлита в металлической основе увеличилось до 15 % (остальное феррит). Это обеспечило получение феррито-перлитного высокопрочного чугуна с временным сопротивлением разрыву $\sigma_b > 550$ МПа, условным пределом текучести $\sigma_{0,2} > 450$ МПа, относительным удлинением $\delta > 17$ %, твердостью (НВ) 2070 МПа.

Было изучено влияние термической обработки на механические свойства легированного 1,5 % Ni высокопрочного чугуна, модифицированного в литейной форме. Для получения ферритной металлической основы проводили ступенчатый графитизирующий отжиг клиновидной пробы по следующему режиму: нагрев в печи до 880 °С, выдержка два часа, охлаждение с печью до 750 °С, выдержка один час, охлаждение с печью до 650 °С, выдержка один час, охлаждение на воздухе.

В результате отжига количество феррита в легированном никелем высокопрочном чугуне увеличилось с 85 до 100 %. По сравнению с литым состоянием высокопрочного чугуна, содержащего 1,5 % Ni, после графитизирующего отжига наблюдается незначительное уменьшение прочностных показателей, снижается твердость и повышается относительное удлинение.

Изучено также влияние нормализации на механические свойства легированного 1,5 % Ni высокопрочного чугуна, полученного модифицированием в литейной форме. Нормализацию проводили по режиму: нагрев в печи до 880 °С, выдержка два часа, охлаждение на воздухе.

В результате нормализации количество перлита в металлической основе повысилось до 45 %, что обеспечило получение следующих механических свойств: $\sigma_b > 700$ МПа, $\sigma_{0,2} > 550$ МПа, $\delta > 3$ %, твердости (НВ) 2550 МПа. Таким образом, установлены особенности влияния легирования никелем на структурообразование отливок из высокопрочного чугуна, полученного внутриформенным модифицированием. Показано, что эффективными средствами повышения прочностных свойств легированного никелем высокопрочного чугуна является нормализация

ФОРМИРОВАНИЕ СВОЙСТВ ОТЛИВОК ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СПОСОБАХ ВЫПЛАВКИ СТАЛИ

Ясюков. В. В., Воронова О. И. (ОНПУ, г. Одесса)

Принято считать, что свойства стали после кристаллизации зависят от количества, формы и характера распределения неметаллических включений, а также от газонасыщенности. Эти факторы связывают также с технологическими свойствами жидкой стали, в частности, жидкотекучестью, имеющей большое значение для производства отливок.

Влияние технологии плавки стали на ее свойства особенно ощутимо при сопоставлении свойства кислой и основной стали. Так, жидкотекучесть и поверхностное натяжение кислой стали электропечной плавки выше, чем в основной. Сравнение механических свойств показывает, что пластические характеристики стали основной плавки (относительное удлинение, сужение, ударная вязкость) значительно выше, чем у кислых; прочностные характеристики (предел прочности, предел текучести, твердость) стали кислой плавки выше, чем у основных.

Большинство литейщиков и металлургов считают причиной такого различия повышенное содержание серы и фосфора в кислой стали, что противоречит высоким значениям прочности в этой стали. Таким образом, выводы об отличиях свойств этих сталей, основанные на влиянии различных по характеру, величине и расположению неметаллических включений, не всегда корректны. Резкое ухудшение пластичности, наблюдаемое при вводе алюминия в кислую сталь, в сравнении с основной сталью также нельзя объяснить влиянием неметаллических включений, так как количество включений глинозема в основной стали больше, чем в кислой при одинаковом остаточном количестве металлического алюминия, определенного химическим анализом в готовой отливке. Поэтому влияние метода выплавки на свойства жидкого и твердого металла не может быть объяснено только ролью неметаллических включений и газов.

Основными различиями кислой и основной сталей являются: более высокая прокаливаемость кислой стали в отличие от основной; устойчивость против отпуска кислой стали значительно выше, чем основной; закалка отливок, полученных из кислой стали, дает значительно меньшую пластичность; восприимчивость к отпускной хрупкости у кислой стали выше, чем у основной; отливки из кислой стали более чувствительны к образованию закалочных трещин, чем отливки из основной стали. Эти различия свойств прослеживаются при рассмотрении микроструктуры: в кислой электростали (плавка с частичным восстановлением кремния или кремневосстановительного процесса) карбиды, как перлитная составляющая, имеют пластинчатую форму, поля феррита резко очерчены. В основной стали (при плавке под карбидным шлаком) форма карбидов зернистая, границы феррита не имеют резких очертаний, в ферритных включениях присутствует большое количество зерен карбида. Следует отметить, что получить зернистые карбиды в кислой стали, а также карбиды пластинчатой формы в основной стали можно различными видами термообработки, однако, зернистую структуру в основной стали получить значительно легче, даже при обычном отжиге отливок, что практически невозможно для кислой стали.

Исходя из вышесказанного, необходимо констатировать наличие физико-химических факторов, влияющих на форму структурных составляющих, являющихся «модификаторами» структуры и определяющих механические и литейные свойства отливок. К числу таких факторов можно отнести наличие коллоидно-дисперсных поверхностно-активных веществ, изменяющих характер процесса формирования кристаллической структуры. Доказательством этому может служить тот факт, что чистая синтетически выплавленная сталь (например, методом ЭШП) имеет в структуре зернистые карбиды, что является естественной формой перлита. И, наоборот, пластинчатая форма карбидов есть следствие модификации, вызванной избирательной адсорбцией коллоидно-дисперсной поверхностно-активной составляющей стали, которая образовалась в процессе плавки. Эта составляющая должна быть растворима в жидкой и частично твердой стали (до температур вблизи линии солидус), чтобы к моменту перлитных превращений оказать свое модифицирующее действие.

Исследования формирования структуры стали в процессе ее выплавки и кристаллизации в литейной форме показывают, что изменение формы структурных составляющих стали различной выплавки, а, следовательно, механических и технологических свойств происходит под влиянием высококремнистых силикатов, образующихся при раскислении стали, либо за счет насыщения ванны кремнеземом из кислой футеровки в процессе плавки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Баранов С.М. *О взаимной связи некоторых свойств жидкой и твердой стали. В сб.: Современная технология выплавки стали для фасонного литья. - Машиностроение. М.: 1973.*
2. Дидык Р.П. и др. *Физические основы прочности: Учебник. – Д.: Наука та освіта. 2005, 608 с.*
3. Миркин Л.И. *Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов. – М., Физматгиз, 1961, 863 с.*
4. Ясюков В.В. *Оценка загрязненности легированных сталей эндогенными и экзогенными включениями. В сб.: Новые разработки в области жаропрочных сплавов. – Красноярск, 1993, с.105-109.*

ИННОВАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ФОРМИРОВАНИЯ КАЧЕСТВЕННОГО ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ОТЛИВКИ

Ясюков В. В., Лысенко Т. В., Солоненко Л. И. (ОНПУ, г. Одесса)

Высокие эксплуатационные свойства деталей зачастую достигаются сложными, дорогостоящими, нетехнологичными методами. Поэтому актуальным для современного машиностроения и его основной заготовительной базы - литейного производства - является решение проблемы повышения точности и эксплуатационной надежности литых деталей. Особое внимание здесь уделяется качеству поверхности, так как износ и разрушение нагруженных деталей начинаются, как правило, с поверхности. При этом качество поверхности следует оценивать величиной неровностей (при бездефектности и однородности) и строением поверхностного слоя. Отливки с шероховатостью поверхности выше

6-го класса ГОСТ 2789-73 необходимы: для тонкорельефных поверхностей с выступами от 0,5 до 5 мм (стеклоформы, художественное литье, пресс-формы литья под давлением); для отливок (колеса центробежных насосов, лопадки паровых и газовых турбин, охлаждаемые поршни двигателей внутреннего сгорания, волноводные элементы, клапанные или плиты компрессоров холодильных машин), работающих в контакте с подвижными жидкими и газовыми средами, радиоволнами. Малые неровности поверхности в отливках улучшают механические свойства, уменьшают термонапряжения, повышают коррозионную стойкость. Если же получать поверхности с малыми неровностями обработкой резанием, то, кроме затрат, удаляется поверхностный слой отливки с повышенными механическими свойствами. К тому же малые припуски затрудняют механическую обработку.

Тонкорельефные поверхности 6 - 9-х классов могут быть получены литьем в разъемные керамические и керамизированные формы. В этой технологии используются многоразовые модели из дерева, металла, пластмасс. Модели, выполненные из эпоксидных смол, более предпочтительны ввиду низкой адгезии холодноогеливаемой керамики при изготовлении формы. При этом качество поверхности отливок зависит от качества поверхности формы, способности расплава воспроизводить эту поверхность и процессов взаимодействия на границе раздела металл-форма. Эти параметры в достаточно широких интервалах могут изменяться в зависимости от управляемых технологических факторов:

- оптимизация толщины керамической облицовки двухслойной формы; чем тоньше слой керамики, тем лучше условия его дегазации и меньше вероятность образования газовых раковин на поверхности отливок;
- уменьшение толщины керамического слоя достигается нанесением гидрофобного покрытия на песчаную основу (опорную часть формы);
- управление процессом структурообразования керамики - соотношение ингредиентов, скорость удаления летучих при огеливании, связь между условиями испарения и трещинообразованием поверхностного слоя керамики, т.е. формированием макроструктуры;
- изменение параметров термической обработки форм перед заливкой металла;
- применение огнеупорных наполнителей суспензии с различной химической природой (кислые, основные, нейтральные).

Перечисленные факторы не исчерпывают возможностей этой технологии, которая с расширением номенклатуры отливок совершенствуется и видоизменяется. Так, например, с целью удешевления процесса, можно использовать частичную керамизацию поверхности формы или формировать рабочую полость отливки керамизированным стержнем.

Внутренние поверхности отливок с неровностями выше 8 - го класса могут быть получены при композиционном литье с использованием металлических оболочек, получаемых различными методами: твердофазным спеканием пластифицированных суспензий, гальваническим осаждением на стержни из органических материалов или легкоплавких материалов. Эта технология позволяет управлять строением и свойствами поверхностного слоя, при изготовлении

оболочек литейной формы твердофазным спеканием регулируются размерная точность, точность конфигурации и пространственные отклонения отливок.

Важным фактором является возможность заполнения пор оболочек жидким металлом отливки в процессе заливки формы. Одной из перспективных технологических разработок, направленных на повышение качества поверхности отливок, является литье в низкотемпературные формы (НТФ). Литье в НТФ связано с существенным повышением прочности литейных форм в 5-10 раз в сравнении с разовыми песчаными формами. Это позволяет использовать физико-химическое воздействие на жидкий металл отливки, повысить воспроизводимость точного рельефа и, как следствие, качество поверхности отливок.

ЛИТЕРАТУРА

1. Оболенцев Ф.Д. *Технологические методы повышения эксплуатационной надежности отливок / Новые материалы и методы их обработки, обеспечивающие повышение надежности и долговечности аппаратов, машин и механизмов.* Киев, 1981. - с. 25 - 28.
2. Лысенко Т.В., Ясюков В. В. *Применение внешнего воздействия для улучшения свойств отливок. / Материалы XVII семинара "Моделирование в прикладных научных исследованиях".* Одесса, 2008. - с. 66 - 67.
3. Оболенцев Ф.Д., Становский А.Л. *Композиционное литье - экономичный метод формообразования деталей.* - Киев: Общество «Знание» Украинской ССР, 1982. - 20 с.
4. Ясюков В. В. *Кинетика пропитки пористых металлокерамических оболочек. / Материалы XV семинара "Моделирование в прикладных научных исследованиях".* - Одесса, 2009. - с.64 – 65.
5. *Низкотемпературные литейные формы: монография. / Шинский О.И., Лысенко Т.В., Прокопович И.В. и др. – Одесса: Фенікс, 2017. – 248 с.*

ПРОЦЕССЫ КРИСТАЛИЗАЦИИ ПРИ НАЛОЖЕНИИ ДАВЛЕНИЯ И ОХЛАЖДЕНИЯ НА ЖИДКИЙ МЕТАЛЛ ОТЛИВКИ

Ясюков В. В., Лысенко Т. В., Солоненко Л. И. (ОНПУ, г. Одесса)

Комплексное воздействие давления и охлаждения на отливку, залитую в керамизированную форму приводит к повышению плотности и механических свойств за счет устранения усадочных и газовых раковин, экзогенных включений. При заливке металла в форму из огеливаемой суспензии создаются условия, когда формирование отливок происходит в контакте с негасимой поверхностью, что исключает образование газовых пороков, и с неметаллопроницаемой поверхностью, что позволяет создать повышенное давление при затвердевании отливок и увеличить эффективность их питания. Положительный эффект достигается также при получении отливок в низкотемпературных литейных формах. Фасонные оболочковые холодильники, получаемые спеканием из железных порошков с последующим пропитыванием в изотермических условиях расплавами бронз, создают направленное эффективное охлаждение проточными жидкостями. Таким образом, совместное давление и охлаждение устраняют усадочные раковины при экономичном расходовании металла на прибыли.

При воздействии давления на кристаллизующийся расплав изменяются многие физические характеристики: температура плавления, теплопроводность,

диффузия, вязкость и др. Резко уменьшается время затвердевания расплава, находящегося под давлением. Давление устраняет термическое сопротивление теплопередаче от поверхности отливки к форме путем уменьшения образующегося зазора, причиной образования которого является сокращение размеров отливок вследствие усадки и тепловое расширение формы. Отделению твердой корочки от стенок формы некоторое время препятствует гидростатическое давление металла. Этот эффект резко усиливается силовым воздействием на жидкий металл. Таким образом, время образования зазора между отливкой и формой является функцией приложенного давления.

Изменение кинетики затвердевания и условий питания формирующейся отливки под влиянием избыточного давления приводит к благоприятным изменениям ее структуры, увеличению плотности и повышению физико-механических свойств. Если сплав кристаллизуется в широком температурном интервале, то возникающие во всем объеме частицы твердой фазы резко увеличивают вязкость расплава, что приводит к снижению коэффициента диффузии. В результате возрастания скорости кристаллизации расплава под давлением жидкой фазы и снижения скорости диффузионных процессов достигается уменьшение физической и химической неоднородности, высокая чистота границ зерен и мелкозернистая структура отливок. Повышается также воспроизводимость поверхности формы расплавом.

Результаты экспериментов показывают, что давление ускоряет затвердевание расплава, увеличивая перепад температур по сечению отливок за счет интенсивного охлаждения поверхностных слоев. При литье в обычных условиях коэффициент теплоотдачи на поверхности раздела “отливка - форма” и интенсивность охлаждения, характеризуемая критерием Био, снижаются из-за образования зазора между отливкой и формой. При литье с кристаллизацией под давлением до приложения давления - это явление также имеет место, но после приложения давления уменьшается и даже устраняется.

Механические и физические свойства стали 20Х13Л при совместном влиянии давления и охлаждения на расплав в сравнении с обычной заливкой в песчаные формы повышались: предел прочности на 6,6 %; твердость на 42,3 %; плотность на 1,85 %.

ЛИТЕРАТУРА

1. Оболенцев Ф. Д. Технологические методы повышения эксплуатационной отливок. – В сб.: Новые высокопроизводительные технологические машины и оборудование в литейном производстве. Киев. - 1983. – С. 82-86.
2. Ясюков В. В. Экзогенные включения в отливках как следствие разрушения поверхности формы при отделении моделей. – В сб. Повышение эффективности производства и качества литья. Орджоникидзе. - 1985. - 61 с.
3. Шинский О.И. Влияние состава, дисперсности и температуры охлаждения формовочных материалов на прочностные свойства низкотемпературных форм / О.И. Шинский, Т.В. Лысенко, Л.И. Солоненко // *Металл и литье Украины*. – 2016. - № 11-12. – С. 19-23.

NEW TECHNOLOGY FOR MANUFACTURING GRADIENT POWDER FILTERS

Rudenko N. A. (DSEA, Kramatorsk)

Porous powder materials are widely used for cleaning various liquids and gases in engineering, metallurgy, chemical industry, medicine, food industry and other areas of industry. The most important characteristics of porous filters are hydraulic resistance, pore size and service life before regeneration. In addition, the filters must have a mechanical strength sufficient for their reliable operation [1]. The pore size of the filters determines the minimum particle size that the filter (filtering fineness) can detain. At the same time, with decreasing of pore size and the increasing of thickness of the filter, its hydraulic resistance increases. Reducing the pore size leads to reduction of the service life of the filters and to complete failure due to increased clogging of the pores. Thus, improving the filter fineness leads to a deterioration of other important characteristics of the filters – hydraulic resistance and service life. This problem can be solved by applying filters with a graded porous structure [1]. The pore size decreases in the direction of filtration in such filters. Layers with large pores carried out a coarse cleaning, and layers with fine pores carried out fine cleaning.

The aim of present work was to create a new technology for the production gradient powder filters using pore-former. According to this technology, a mixture of basic powder with pore-former was prepared for each layer. The percentage of pore-former corresponds to desired level of porosity, and the size of its particles corresponds to the pore size in the layer. The particle size of the basic powder can be the same or different for the each layers. The method for manufacturing filters using the new technology consists of next steps: mixture for first layer was filled in matrix and leveled. Then powder mixture for second layer was filled and, if necessary, for third layer and so on. Then all layers were compacted at fixed pressure. Samples were sintered at temperature of 1150°C during 1 hour in reducing atmosphere of CO. Heating rate was maintained at 7°C/min. The intermediate dwell was carried out at temperature of 850°C during 30 minutes. The samples were firstly cooled with the furnace till 300°C and then in plain air up to room temperature. During sintering pore-former was completely removed from the compacts. The layers obtained by using pore-former had a biporous structure: some of the pores in the layer were formed as a result of the removal of the pore-former, while the other part, like in traditional filters, was formed by the particles of iron powder (interparticle porosity). The obtained samples of gradient powder filters had a regular cylindrical shape, which indicates uniform shrinkage of the layers during sintering. All samples had no cracks in the contact zone of the layers, which indicates the effectiveness of proposed technology.

LITERATURE

I. Laptev A. M. Manufacturing of graded powder filters by application of pore-former / A. M. Laptev, N. A. Rudenko // Processing materials by pressure. – 2011. – №1 (26) – P. 146-149.