

Министерство образования  
и науки Украины



Ассоциация литейщиков  
Украины

Донбасская государственная  
машиностроительная академия



Физико-технологический  
институт металлов и сплавов  
НАН Украины

ПАО «Новокраматорский  
машиностроительный завод»



ПАО «Энергомашспецсталь»

# ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ, МАТЕРИАЛЫ И ОБОРУДОВАНИЕ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

**МАТЕРИАЛЫ  
V Международной  
научно-технической конференции**

21 – 25 сентября 2015 года



**Краматорск  
ДГМА  
2015**

**Министерство образования и науки Украины**

**Ассоциация литейщиков Украины**

**Донбасская государственная машиностроительная академия**

**Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины**

**ПАО «Новокраматорский машиностроительный завод»**

**ПАО «Энергомашспецсталь»**

**ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ, МАТЕРИАЛЫ  
И ОБОРУДОВАНИЕ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ**

**МАТЕРИАЛЫ**

**V МЕЖДУНАРОДНОЙ  
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЙ КОНФЕРЕНЦИИ**

**Краматорск  
ДГМА  
2015**

УДК 621.74(06)

ББК 34.61

П27

Рекомендовано к печати ученым советом  
Донбасской государственной машиностроительной академии  
Протокол № 11 от 02.07.2015.

**Рецензенты:**

**Хрычиков В. Е.**, д-р техн. наук, проф., зав. каф. литейного производства  
Национальной металлургической академии Украины (г. Днепропетровск);

**Лунев В. В.**, д-р техн. наук, проф., директор физико-технического института, зав. каф. машин и технологии литейного производства Запорожского национального технического университета (г. Запорожье).

*Ответственность за достоверность информации, представленной  
в сборнике, несут авторы.*

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

Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном  
П27 производстве : материалы V международной научно-технической конференции, 21– 25 сентября 2015 г. / под общ. ред. А. Н. Фесенко, М. А. Турчанина. – Краматорск : ДГМА, 2015. – 191 с.

ISBN 978-966-379-733-5.

В сборнике представлены материалы, которые освещают актуальные проблемы литейного производства: разработки прогрессивных ресурсосберегающих технологий получения литых изделий из разных металлов и сплавов в разовых литейных формах и специальными способами литья, физико-химических основ металлов и сплавов, теории кристаллизации и затвердения отливок, разработки и использования перспективных формовочных материалов и смесей, современных технологий изготовления литейных форм и стержней, моделирования, компьютерных информационных технологий, автоматизации и механизации литейных процессов.

УДК 621.74(06)

ББК 34.61

ISBN 978-966-379-733-5

© ДГМА, 2015

## МЕЖДУНАРОДНЫЙ ПРОГРАММНЫЙ КОМИТЕТ

- Авдеенко А. П. зав. кафедрой ХиОТ ДГМА, канд. хим. наук, проф.
- Алиев И. С. зав. кафедрой ОМД ДГМА, д-р техн. наук, проф.
- Бубликов В. Б. зав. отделом высокопрочных специальных чугунов ФТИМС НАНУ, д-р техн. наук
- Бурбелко Андрей проф. AGH University of Science and Technology (г. Краков, Польша)
- Быстров Ю. А. исполнительный директор АЛУ
- Верховлюк А. М. зам. директора ФТИМС НАНУ, зав. отделом физико-химии сплавов, д-р техн. наук, ст. науч. сотр.
- Волошин А. И. зам. председателя правления, главный инженер ПАО «НКМЗ»
- Гринь А. Г. декан факультета интегрированных технологий и оборудования ДГМА, канд. техн. наук, доц.
- Дашич Предраг проф. Высшей технической школы (г. Трстенец, Сербия)
- Дибров И. А. президент Российской ассоциации литейщиков (г. Москва, Российская Федерация), д-р техн. наук, проф.
- Заблоцкий В. К. проф. кафедры ТОЛП ДГМА, д-р техн. наук, проф.
- Каргинов В. П. вице-президент АЛУ
- Кассов В. Д. зав. кафедрой ПТМ ДГМА, д-р техн. наук, проф.
- Клименко С. И. директор Департамента литейного производства
- Ковалев В. Д. ректор ДГМА, д-р техн. наук, проф.
- Козлов А. Н. начальник технического отдела литейного производства ПАО «ЭМСС»
- Кочешков А. С. зав. кафедрой ЛПЧЦМ НТУУ «КПИ», канд. техн. наук, доц.
- Лаптев А. М. зав. кафедрой МТО ДГМА, д-р техн. наук, проф.
- Лунев В. В. зав. кафедрой МТЛП ЗНТУ, д-р техн. наук, проф.
- Марукович Е. И. директор Института технологии металлов НАН Беларуси, академик НАН Беларуси (г. Могилев, Республика Беларусь), д-р техн. наук, проф.
- Могилатенко В. Г. проф. кафедры ЛПЧЦМ НТУУ «КПИ» д-р техн. наук, проф.
- Найдек В. Л. директор ФТИМС НАНУ, академик НАНУ, д-р техн. наук, проф.
- Пономаренко О. И. вице-президент АЛУ, проф. кафедры ЛП НТУ «ХПИ», д-р техн. наук, проф.
- Роганов Л. Л. проф. кафедры МПФ ДГМА, д-р техн. наук, проф.
- Рюдигер Бер зав. кафедрой ЛП и ОМД Университета им. Отто фон Герике (г. Магдебург, Германия), д-р техн. наук, проф.

- Савенок А. Н. ген. директор РУП «БМЗ», председатель Белорусской ассоциации литейщиков (г. Минск, Республика Беларусь)
- Селютин А. А. технический директор ПАО «ЭМСС»
- Скударь Г. М. Герой Украины, президент ПАО «НКМЗ», д-р экон. наук, проф.
- Суков Г. С. председатель правления, генеральный директор ПАО «НКМЗ», канд. экон. наук
- Турчанин М. А. проректор по научной работе и международным связям ДГМА, зав. кафедрой ТОЛП ДГМА, д-р хим. наук, проф.
- Фесенко А. Н. первый проректор ДГМА, канд. техн. наук, доц.
- Фесенко М. А. докторант кафедры ЛПЧЦМ НТУУ «КПИ», канд. техн. наук, доц.
- Хрычиков В. Е. зав. кафедрой ЛП НМетАУ, д-р техн. наук, проф.
- Шинский О. И. зам. директора ФТИМС НАНУ, президент АЛУ, д-р техн. наук, проф.
- Шумаков В. Ф. главный металлург ПАО «НКМЗ»
- Эффенберг Гюнтер директор Materials Science International (г. Штутгарт, Германия), д-р

## СОДЕРЖАНИЕ

<i>Агеева М. В., Кравченко В. Ю., Гук Ю. Ю.</i> Особенности влияния продольного магнитного поля на структуру наплавленного металла при дуговой наплавке под флюсом .....	11
<i>Агравал П. Г., Древаль Л. А., Жижченко С. С., Турчанин М. А.</i> Экспериментальное изучение термодинамических свойств жидких сплавов системы Cu–Fe–Hf .....	12
<i>Агравал П. Г., Древаль Л. А., Жижченко С. С., Турчанин М. А.</i> Экспериментальное изучение термодинамических свойств жидких сплавов системы Co–Cu–Ti .....	14
<i>Агравал П. Г., Древаль Л. А., Солянова А. А., Жижченко С. С., Турчанин М. А.</i> Экспериментальное изучение термодинамических свойств жидких сплавов системы Cu–Ni–Hf .....	16
<i>Агравал П. Г., Древаль Л. А., Турчанин М. А.</i> Анализ концентрационной зависимости парциальных энтальпий смешения IVB-металлов жидких сплавов аморфообразующих систем .....	18
<i>Агравал П. Г., Древаль Л. А., Турчанин М. А.</i> Анализ концентрационной зависимости интегральных энтальпий смешения в жидких сплавах аморфообразующих систем .....	20
<i>Агравал П. Г., Древаль Л. А., Турчанин М. А.</i> Анализ тройного вклада в энтальпию смешения жидких сплавов аморфообразующих систем .....	22
<i>Агравал П. Г., Турчанин М. А., Древаль Л. А.</i> Основы синтеза высокоэнтропийных аморфных металлических сплавов .....	24
<i>Бартель Г. П., Городчиков В. Н., Шагов А. И., Глебова В. А.</i> Исследование пригара крупного стального литья, получаемого в формах из ХТС с использованием хромита .....	26
<i>Бачинский Ю. Д., Бубликов В. Б., Бачинский В. Д., Хоружий В. Я.</i> Фазовый состав ферросилицид-магниевых лигатур для модифицирования чугуна .....	28
<i>Бережная Е. В.</i> Повышение ресурса работы технологического оборудования литейных цехов комбинированной обработкой .....	30
<i>Берлизева Т. В., Пономаренко О. И., Лихолет М. А.</i> Сравнительная оценка свойств смесей на жидком стекле с фурфурилоксипропилциклокарбонатами .....	32
<i>Берчук Д. Н., Бубликов В. Б.</i> Двухкомпонентное внутриформенное модифицирование .....	33
<i>Бойко И. А., Бондаренко А. Г.</i> Улучшение отделимости шлаковой корки при наплавке высокохромистой стали самозащитной порошковой проволокой .....	34
<i>Бубликов В. Б., Нестерук Е. П., Бачинский Ю. Д.</i> Повышение эффективности внутриформенного модифицирования для получения высокопрочного чугуна .....	36

<b>Веліканова Т. А., Карпець М. В., Котко А. В., Баланецький С. О., Заславський О. М.</b> Особливості ПЕМ-ідентифікації Mn-подібних фаз в сплавах системи Fe–Mo–Cr–C .....	38
<b>Веліканова Т. А., Карпець М. В., Купрін В. В., Заславський О. М.</b> Ідентифікація R-фази в сплавах системи Fe–Mo–Cr–C методом високотемпературної рентгенівської дифрактометрії .....	40
<b>Верховлюк А. М.</b> Кинетика растворения графитов, железа, феррохрома и модификаторов в железоуглеродистых расплавах.....	42
<b>Верховлюк А. М., Железняк А. В., Левченко Ю. Н.</b> Взаимодействие модификаторов на основе алюминия с огнеупорами и расплавами .....	44
<b>Виценко В. В., Бартель Г. П., Городчиков В. Н., Шагов А. И.</b> Исследование пригара крупного стального литья, получаемого в формах из ХТС с использованием ставролитового концентрата.....	45
<b>Власов А. Ф., Куций А. М., Иванов Д. А.</b> Исследование нагрева и плавления электродов с экзотермической смесью в покрытии при ремонтной сварке .....	46
<b>Головня А. Б., Пономаренко О. И.</b> Эксплуатация газовой термической печи для ТО стального литья с футеровкой из керамоволокнистых материалов.....	48
<b>Голуб Д. М., Наталенко В. В., Соцкий И. М.</b> Требования к материалам для повышения износостойкости штампового инструмента .....	49
<b>Гресс А. В., Исаев О. Б., Чеботарева О. А.</b> Математическое моделирование тепломассообменных процессов в кристаллизаторе слябовой МНЛЗ.....	50
<b>Гресс А. В., Исаев О. Б., Чеботарева О. А.</b> Численные исследования тепломассообменных процессов в кристаллизаторе слябовой МНЛЗ с вводом иннокуляторов .....	52
<b>Гринь А. Г., Дудинский А. Д., Рубан В. О.</b> Пути снижения неметаллических включений в наплавленном металле.....	54
<b>Доній О. М., Кулініч А. А.</b> Розрахунок кінетичних параметрів кристалізації сплавів типу твердого розчину на основі даних термічного аналізу .....	56
<b>Дорошенко В. С.</b> Из опыта выплавки тяжелых медно-магниевогох лигатур для получения высокопрочного чугуна .....	59
<b>Дорошенко В. С.</b> Отливки из высокопрочного чугуна малой металлоемкости.....	60
<b>Дорошенко В. С.</b> Саморазрушающиеся после выполнения своих функций материалы в литейных процессах .....	63
<b>Дорошенко В. С., Клименко С. И.</b> Фильтрационная формовка по ледяным моделям.....	65
<b>Дорошенко В. С., Шинский В. О.</b> Аддитивные технологии песчаной формовки .....	67
<b>Дорошенко В. С., Шинский В. О.</b> Компьютерное проектирование отливок с использованием теории минимальных поверхностей.....	69
<b>Дорошенко В. С., Шинский В. О.</b> О литье конструкций малой металлоемкости с применением песчаной формовки из сухих дисперсных наполнителей.....	70

<i>Дорошенко В. С., Шинский В. О.</i> О размерной точности отливок, получаемых по ледяным моделям.....	72
<i>Доценко Ю. В., Селиверстов В. Ю., Доценко Н. В.</i> Повышение механических свойств отливок из литейного сплава системы Al-Si-Cu с высоким содержанием железа.....	74
<i>Древаль Л. А., Агравал П. Г., Турчанин М. А.</i> Аморфные высокоэнтропийные сплавы как новый класс многокомпонентных сплавов.....	76
<i>Древаль Л. А., Агравал П. Г., Турчанин М. А.</i> Механические и рабочие свойства высокоэнтропийных сплавов .....	77
<i>Древаль Л. А., Агравал П. Г., Турчанин М. А.</i> Основные направления исследований высокоэнтропийных сплавов.....	78
<i>Дьяченко И. О.</i> Решение проблемы восстановления и упрочнения деталей типа тел вращения.....	79
<i>Дьяченко Ю. Г.</i> Оборудование для исследования процессов охлаждения массивных стальных изделий.....	81
<i>Жижченко С. С., Тренкина М. В., Турчанин М. А., Корсун В. А.</i> Исследование взаимодействия жидкого алюминия с белым чугуном.....	83
<i>Ефимов М. В., Козлов А. Н., Городчиков В. Н., Бирик И. В.</i> Промышленные информационные технологии в литейном производстве ПАО «ЭМСС» .....	84
<i>Захарченко Э. В.</i> О нереккомендуемых терминах термического анализа .....	86
<i>Калашникова А. Ю., Витер Д. А., Иванова Л. Х.</i> Влияние низкотемпературного отпуска на структуру и свойства материала двухслойных валков.....	88
<i>Калюжный П. Б.</i> Повышение свойств алюминиевых отливок, получаемых литьем в вакуумируемые формы.....	90
<i>Карпец М. В., Макаренко Е. С., Горбань В. Ф., Крапивка Н. А., Рокицкая Е. А., Канцыр Е. В., Цебрый Р. И.</i> Влияние температуры на изменение фазового состава литого высокоэнтропийного сплава FeCoNiMnCr .....	91
<i>Кеуш Д. В., Лютий Р. В., Гурія І. М.</i> Теоретичні основи отримання нових зв'язувальних компонентів для ливарних стрижнів .....	93
<i>Кобзева А. І., Стороженко Т. І., Романьонюк Є. О.</i> Дослідження способів управління макроструктурою металевих виливків шляхом дії на нього в процесі кристалізації електричного струму.....	96
<i>Кожемякин В. Г., Шаповалов В. А., Бурнашев В. Р., Биктагиров Ф. К.</i> Плазменно-дуговое легирование поверхностного слоя медной плиты кристаллизатора МНЛЗ .....	98
<i>Корчак Е. С., Ковалёва О. А., Щербаков Д. И.</i> Использование композиционных материалов на основе политетрафторэтилена при производстве направляющих узлов мощных гидравлических прессов.....	100
<i>Кочешков А. С.</i> Армований гіпсокремнеземисті суміші для лиття за моделями, що витоплюються.....	101
<i>Кравченко В. П., Дорошенко В. С., Кравченко Е. В.</i> Индуктивный подход к разбиению выборок непрерывно-дискретных сигналов при мониторинге плавки путем идентификации кривых охлаждения металла.....	103



<b>Крикля Л. С., Корниенко К. Е., Хоружая В. Г.</b> Строение сплавов частичной системы Ru–HfRu–HfRh–Rh, отожженных при субсолидусных температурах .....	105
<b>Кудін В. Г., Романова Л. О., Шевченко М. О.</b> Вплив Al, Ga, In на енергетику взаємодії компонентів сплавів системи Ni–Y .....	107
<b>Кусков Ю. М., Биктагиров Ф. К., Игнатов А. П., Гнатушенко А. В.</b> Влияние вида переплавляемого материала на характеристики электрошлакового металла .....	109
<b>Лапченко А. В., Приходько О. В., Абдулов А. Р., Абраменко В. В.</b> Применение САD-систем при проектировании литейной оснастки для безопасной формовки .....	110
<b>Лисенко Т. В., Шинський В. О.</b> Вплив теплової дії на втрату маси різних видів пінополістіролу .....	111
<b>Лютый Р. В., Кеуш Д. В., Набока В. О.</b> Про доцільність використання неорганічних зв'язувальних компонентів у стрижневих сумішах .....	113
<b>Лютый Р. В., Кочешков А. С., Іванкович Є. В., Черниш С. В.</b> Формувальні суміші з високоміцним гіпсом для точного лиття .....	115
<b>Макаренко Н. А., Мирошниченко А. С., Буцный В. В.</b> Упрочнение методом наплавки деталей, работающих в условиях трения .....	116
<b>Мамишев В. А., Шинский О. И., Соколовская Л. А.</b> Роль внешнего теплообмена при затвердевании отливок в обычной и замороженной формах .....	118
<b>Мартыновская Е. В., Герасименко Н. О.</b> Повышение конструкционной безопасности литейных кранов .....	120
<b>Меняйло Е. В., Пройдак Ю. С., Хрычиков В. Е.</b> Инженерная методика расчета продолжительности питания усадки отливок из высокопрочного чугуна .....	122
<b>Муратов А. С., Казимиров В. П., Роик А. С., Зелинская Г. М., Сокольский В. Э.</b> Влияние структуры расплавов системы Al–Mn–Si на строение твердой фазы .....	123
<b>Парфенова М. Д., Луцьк В. И., Зырянов А. М., Насрулин Э. Р.</b> Компьютерные модели фазовых диаграмм с имитацией спектров ДТА и РФА .....	124
<b>Пономаренко О. И., Евтушенко Н. С., Берлизова Т. В.</b> Свойства смоляных ХТС на хромитовых песках .....	128
<b>Попивненко Л. В., Ерёмкин Е. А., Бочанов П. А.</b> Установка для смешивания порошковых материалов с бесступенчатым приводом .....	129
<b>Порохня С. В.</b> Усовершенствование гидромонитора гидрокамеры очистки литья .....	131
<b>Потажевська О. А., Бондар А. А., Дума Л. А., Соболев В. Б.</b> Структура та властивості метал-боридних сплавів перерізу $Ti_{93}V_7 - Mo_{77,5}V_{22,5}$ в системі В–Мо–Ті .....	123
<b>Пряхина М. А., Лапченко А. В., Приходько О. В., Абдулов А. Р.</b> Возможности современных САD-систем для создания библиотек элементов литейных участков и цехов .....	135

<b>Пыц Е. Я., Корсун В. А., Пыц Я. Е.</b> Исследование влияния способа нагрева заготовки на микроструктуру получаемых ротационной обкаткой деталей.....	136
<b>Пыц О. Я., Пыц Я. Е.</b> Приводной пневматический молот со встречным движением баб .....	139
<b>Радченко А. А., Пономаренко О. И., Йовбак А. В.</b> Методы управления качеством отливок.....	141
<b>Рохлин Л. Л., Лукьянова Е. А., Добаткина Т. В., Тарытина И. Е., Королькова И. Г.</b> Фазовые равновесия в магниевых сплавах, содержащих диспрозий и самарий.....	142
<b>Слепцов С. В., Бондар А. А., Витусевич В. Т., Хехт У., Халлстедт Б., Левченко П. П., Довбенко А. И., Великанова Т. Я.</b> Идентификация МАХ-фаз в сплавах системыTi–Al–C .....	143
<b>Сокольский В. Э., Давиденко А. О., Роик А. С., Казимиров В. П., Гончаров И. А., Галинич В. И.</b> Количественное определение шпинели в расплавах сварочного флюса и переплавленной корке его шлака .....	145
<b>Сокольский В. Э., Роик А. С., Казимиров В. П., Гончаров И. А., Галинич В. И.</b> Каким должен быть параметр атомной решетки сварного шва .....	147
<b>Стеблянко Е. В., Лапченко А. В., Абдулов А. Р., Приходько О. В.</b> Разработка алгоритма и программного обеспечения для автоматизированного проектирования литниково-питающих систем для стальных отливок .....	149
<b>Стороженко С. А., Стороженко Т. И.</b> Влияние технологии рафинирования стальных расплавов на структуру и литейные свойства отливок .....	150
<b>Суботенко П. М., Кудин В. Г., Шевченко М. А., Иванов М. И., Березуцкий В. В., Судацова В. С.</b> Термодинамические свойства сплавов двойной системы La-Ni.....	152
<b>Тренкина М. В., Турчанин М. А., Агравал П. Г.</b> Современные методы получения литых композиционных материалов .....	154
<b>Уткин С. В., Кублій В. З., Слепцов С. В., Бондар А. А., Довбенко А. И., Великанова Т. Я.</b> Способ образования тройных соединений $Mo_2NiB_2$ и $Mo_3NiB_3$ в системе Mo–Ni–B.....	156
<b>Уткин С. В., Кублій В. З., Фомічов О. С., Бондар А. А., Великанова Т. Я.</b> Про потрійні сполуки $Mo_2Co_{21}B_6$ , $Mo_2CoB_2$ та $Mo_3CoB_3$ у системі Mo–Co–B .....	158
<b>Федоров Н. Н., Кочоева Т. М., Гаврилова Е. А.</b> О контроле качества производственных смесей для формовки по-сырому .....	160
<b>Федоров Н. Н., Тренкина М. В.</b> Изготовление литых мастер-моделей сувенирных ритон облегченной конструкции.....	162
<b>Фесенко Е. В., Косячков В. А., Фесенко М. А.</b> Новый способ получения чугунных отливок с дифференцированными структурой и свойствами .....	165
<b>Фесенко М. А., Могилатенко В. Г., Фесенко А. Н., Косячков В. А.</b> Технологии получения отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом.....	168

<b>Фесенко А. Н., Фесенко М. А., Куцин О. П.</b> Влияние модифицирования на характер затвердевания и структуру чугуна в отливках .....	171
<b>Хорошилов О. Н.</b> Вопросы повышения производительности машины горизонтального непрерывного литья заготовок из медных сплавов .....	173
<b>Чейлях А. П., Караваева Н. Е.</b> Влияние скоростного термоциклического азотирования на фазово-структурное состояние цементованной конструкционной стали .....	176
<b>Шаркина Н. О.</b> Микрорентгеноспектральное исследование продуктов раскисления инваров IVb – VIb-металлами.....	178
<b>Яковенко О. М., Казіміров В. П., Роїк О. С., Сокольський В. Е.</b> Вплив Ge на формування локальної атомної структури розплавів Al-Ge .....	180
<b>Ямшинський М. М., Федоров Г. Є., Радченко К. С.</b> Підвищення термостійкості жаростійкої високохромистої сталі для роботи в екстремальних умовах .....	182
<b>Ясинский А. А., Бубликов В. Б., Берчук Д. Н., Зеленая Л. А., Ясинская Е. А.</b> Влияние легирования медью и никелем на структуру высокопрочного чугуна .....	185
<b>Hress O. V., Chebotaryova O. O.</b> The development of billets optimum secondary cooling temperature and speed modes .....	187
<b>Lutsyk V.</b> Materialsgenome decoding by means of phase diagrams computer models.....	188
<b>Tilo Zienert, Olga Fabrichnaya.</b> Interface reactions between steel and carbon-bonded refractories .....	190

# ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ ПРОДОЛЬНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА СТРУКТУРУ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ПРИ ДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ ПОД ФЛЮСОМ

Агеева М. В., Кравченко В. Ю., Гук Ю. Ю. (г. Краматорск, ДГМА)

Применение продольного магнитного поля (ПРМП) при дуговой наплавке электродной проволокой под флюсом позволяет получить ряд положительных эффектов: управлять формой наплавленного валика, увеличить производительность процесса наплавки, улучшить формирование и измельчить структуру наплавленного металла [1, 2]. Однако в этих работах не рассмотрено влияние частоты ПРМП на структуру наплавленного металла при дуговой наплавке под флюсом.

Для определения влияния частоты ПРМП на структуру наплавленного металла при дуговой наплавке под флюсом осуществляли наплавку на пластины из стали 09Г2С проволокой Св-08А Ø4 мм под слоем флюса АН-348А. В экспериментах использовали ПРМП с отрицательным радиальным градиентом продольной составляющей индукции у поверхности основного металла. Наплавку осуществляли на обратной полярности автоматом АДС-1002 с использованием выпрямителя ВДУ-1202. К мундштуку автомата крепили соленоид с ферромагнитным сердечником, который генерировал ПРМП. Для создания ПРМП частотой 50 Гц обмотку соленоида запитывали от сети через понижающий напряжение трансформатор. Для создания постоянного ПРМП обмотку соленоида запитывали от сварочного выпрямителя (ВСЖ-303). В серии наплавов с использованием ПРМП обмотку соленоида питали от источника УЭМП-1.

Наплавленные образцы разрезали и подвергали металлографическому исследованию. Определяли ширину литых кристаллитов и параллельно измеряли твердость металла шва.

Установлено, что применение ПРМП при наплавке под флюсом малоуглеродистых сталей приводит к образованию мелкой разориентированной и равномерной структуры по всему сечению валика, межкристаллитные прослойки тоньше и границы сильно развиты. Твердость металла шва при наплавке с воздействием ПРМП повышается, особенно при воздействии постоянного ПРМП. Таким образом, для повышения твердости металла шва применительно к наплавке подслоя проволоками из малоуглеродистой стали целесообразно применение постоянного ПРМП.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Сварка с электромагнитным перемешиванием / В. П. Черныш, В. Д. Кузнецов, А. Н. Брискман [и др]. – Киев: Техника, 1983. – 127 с.
2. Размышляев, А. Д. Магнитное управление формированием швов при дуговой сварке / А. Д. Размышляев. – Мариуполь: ПГТУ, 2000. – 245 с.

# ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИЗУЧЕНИЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЖИДКИХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu–Fe–Hf

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

Целью настоящей работы является получение экспериментальных данных об энтальпиях смешения жидких сплавов системы Cu–Fe–Hf, входящей в качестве одной из ограничивающих систем в пятикомпонентную систему Cu–Fe–Hf–Ti–Zr, в которой был получен высокоэнтропийный аморфный сплав  $\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Hf}_{20}\text{Ti}_{20}\text{Zr}_{20}$ . Разработка научных основ получения подобных материалов связана с наличием информации о термодинамических свойствах конкурирующих фаз, а также стабильных и метастабильных фазовых превращениях с их участием.

Исследование парциальной энтальпии смешения гафния в жидких сплавах системы Cu–Fe–Hf выполнялись при температуре 1873 К высокотемпературным калориметрическим методом. Экспериментальные значения парциальной энтальпии смешения гафния в жидких сплавах системы Cu–Fe–Hf вдоль исследованных разрезов были описаны выражениями:

$$x_{\text{Cu}}/x_{\text{Fe}} = 3, x_{\text{Hf}} = 0-0,47$$

$$\Delta \bar{H}_{\text{Hf}} = (1 - x_{\text{Hf}})^2 (-122,2 + 165,5x_{\text{Hf}}) \text{ кДж/моль}; \quad (1)$$

$$x_{\text{Cu}}/x_{\text{Fe}} = 1, x_{\text{Hf}} = 0-0,41$$

$$\Delta \bar{H}_{\text{Hf}} = (1 - x_{\text{Hf}})^2 (-105,8 + 76,4x_{\text{Hf}}) \text{ кДж/моль}; \quad (2)$$

$$x_{\text{Cu}}/x_{\text{Fe}} = 1/3, x_{\text{Hf}} = 0-0,13$$

$$\Delta \bar{H}_{\text{Hf}} = (1 - x_{\text{Hf}})^2 (-88,7 + 103,5x_{\text{Hf}}) \text{ кДж/моль}. \quad (3)$$

Узкий концентрационный интервал исследования вдоль сечения  $x_{\text{Cu}}/x_{\text{Fe}} = 1/3$  связан с тем, что при достижении  $x_{\text{Hf}} = 0,13$  растворение твердых образцов гафния в расплаве прекращалось.

Полученные значения парциальной энтальпии смешения и данные о взаимодействии компонентов в бинарных системах Cu–Fe, Cu–Hf и Fe–Hf, приняты согласно [1–3], были использованы для нахождения параметров уравнения Муджиану-Редлиха-Кистера, которое описывает интегральную энтальпию смешения расплавов Cu–Fe–Hf при 1873 К во всем интервале составов:

$$\begin{aligned} \Delta H = & x_{\text{Cu}}x_{\text{Fe}}(73316,72 - 15,82T + 9100,15(x_{\text{Cu}} - x_{\text{Fe}}) + 2428,96(x_{\text{Cu}} - x_{\text{Fe}})^2 - \\ & - 233,62(x_{\text{Cu}} - x_{\text{Fe}})^3) + x_{\text{Cu}}x_{\text{Hf}}(-79794 + 34884(x_{\text{Cu}} - x_{\text{Hf}}) - 45914(x_{\text{Cu}} - \\ & - x_{\text{Hf}})^2 + 29326(x_{\text{Cu}} - x_{\text{Hf}})^3) + x_{\text{Fe}}x_{\text{Hf}}(-128000) + \\ & + x_{\text{Cu}}x_{\text{Fe}}x_{\text{Hf}}(-339806x_{\text{Cu}} + 224002x_{\text{Fe}} + 718983x_{\text{Hf}}) \text{ Дж/моль}. \end{aligned} \quad (4)$$

На рис. 1, а поверхность интегральной энтальпии смешения жидких сплавов Cu–Fe–Hf при 1873 К, рассчитанная согласно (4), приведена в виде набора изоэнтальпийных линий.

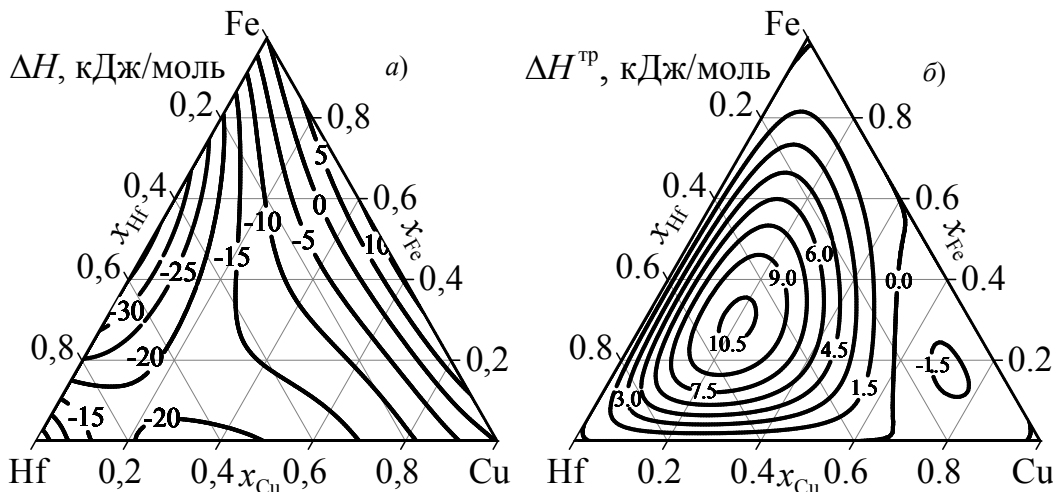


Рис. 1. Изотермы функции  $\Delta H$  (а) и вклада тройного взаимодействия  $\Delta H^{TP}$  (б) для жидких сплавов системы Cu–Fe–Hf при 1873 К

Отрицательные отклонения от идеальности для функции  $\Delta H$  характерны для большей части концентрационного треугольника, а минимальное значение  $\Delta H = -36$  кДж/моль соответствует бинарной системе Fe–Hf при  $x_{\text{Hf}} \approx 0,53$ . Максимальное значение  $\Delta H$  составило 11 кДж/моль при  $x_{\text{Cu}} \approx 0,55$  в двойной системе Cu–Fe. Отрицательные значения функции  $\Delta H$  связаны с характером отклонений от идеальности данной функции в системах Cu–Hf и Fe–Hf. Как следует из рис. 1, б,  $\Delta H^{TP}$  является преимущественно положительной величиной. Максимальное значение  $\Delta H^{TP}$  составило  $\sim 10,8$  кДж/моль для сплава  $\text{Cu}_{0,20}\text{Fe}_{0,30}\text{Hf}_{0,50}$ . Наличие положительного вклада тройного взаимодействия приводит к тому, что на поверхности интегральной энтальпии смешения возникает седловинная точка в области составов богатых гафнием. Для тройных жидких сплавов с содержанием меди  $x_{\text{Cu}} > 0,6$  функция  $\Delta H^{TP}$  принимает небольшие отрицательные значения, достигая минимума  $\Delta H^{TP} \sim (-1,7)$  кДж/моль для сплава  $\text{Cu}_{0,73}\text{Fe}_{0,17}\text{Hf}_{0,10}$ . Сопоставление значений функций  $\Delta H$  и  $\Delta H^{TP}$  позволяет заметить, что в широкой концентрационной области вклад тройного взаимодействия заметен на фоне вкладов, вносимых парными взаимодействиями Cu–Hf и Fe–Hf, поэтому его учет необходим для точного описания концентрационной зависимости интегральной энтальпии смешения.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Турчанин, М. А. Термодинамика жидких сплавов, стабильные и метастабильные равновесия в системе медь–железо / М.А. Турчанин, П.Г. Агравал // Порошковая металлургия. — 2001. — № 7/8. — С. 34–53.
2. Турчанин, М. А. Энтальпии образования жидких сплавов меди с титаном, цирконием и гафнием / М.А. Турчанин, Г.Б. Билык // Металлы. — 1998. — № 2. — С. 14–19.
3. Agraval, P.G. Enthalpy of mixing of hafnium in liquid iron by high-temperature calorimetry / P.G. Agraval, L.A. Dreval, M.A. Turchanin // J. Alloys Compounds. — 2014. — Vol. 604. — P. 273–275.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИЗУЧЕНИЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЖИДКИХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Co–Cu–Ti

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

Разработка новых материалов на основе сплавов меди с титаном и кобальтом связана с проведением исследований фазовых равновесий и термодинамических свойств фаз. Если фазовые превращения сплавов системы Co–Cu–Ti были предметом изучения многих авторов, то термодинамические свойства фаз системы остаются пока не изученными экспериментально. Целью настоящей работы является получение экспериментальных данных об энтальпиях смешения жидких сплавов системы.

Парциальная энтальпия смешения титана в жидких сплавах системы Co–Cu–Ti была изучена калориметрическим методом при температуре 1873 К. Первичный набор экспериментальных данных вдоль исследованных разрезов был описан выражениями:

$$x_{\text{Co}}/x_{\text{Cu}} = 3, x_{\text{Ti}} = 0-0,62$$

$$\Delta \bar{H}_{\text{Ti}} = (1 - x_{\text{Ti}})^2 (-127,5 - 218,2x_{\text{Ti}} + 652,5x_{\text{Ti}}^2) \text{ кДж/моль}; \quad (1)$$

$$x_{\text{Co}}/x_{\text{Cu}} = 1, x_{\text{Ti}} = 0-0,54$$

$$\Delta \bar{H}_{\text{Ti}} = (1 - x_{\text{Ti}})^2 (-129,7 + 46,7x_{\text{Ti}} + 259,7x_{\text{Ti}}^2) \text{ кДж/моль}; \quad (2)$$

$$x_{\text{Co}}/x_{\text{Cu}} = 1/3, x_{\text{Ti}} = 0-0,62$$

$$\Delta \bar{H}_{\text{Ti}} = (1 - x_{\text{Ti}})^2 (-106,9 + 165,1x_{\text{Ti}}) \text{ кДж/моль}. \quad (3)$$

Эти выражения были использованы для расчета интегральной энтальпии смешения расплавов вдоль исследованных разрезов. Для описания функции  $\Delta H$  во всей области составов, помимо значений интегральной энтальпии смешения жидких трехкомпонентных сплавов, были использованы параметры моделей, учитывающие двойные взаимодействия в бинарных системах Co–Ti, Cu–Ti и Co–Cu согласно [1–3]. На основе оптимизации параметров, учитывающих тройное взаимодействие в системе, было получено уравнению Муджиану-Редлиха-Кистера

$$\begin{aligned} \Delta H = & x_{\text{Co}}x_{\text{Cu}}(34709,9 - 1164,90(x_{\text{Cu}} - x_{\text{Co}}) + 9639,00(x_{\text{Cu}} - x_{\text{Co}})^2) + \\ & + x_{\text{Co}}x_{\text{Ti}}(-133546 + 22711(x_{\text{Co}} - x_{\text{Ti}}) + 4656(x_{\text{Co}} - x_{\text{Ti}})^2 - 29641(x_{\text{Co}} - \\ & - x_{\text{Ti}})^3) + x_{\text{Cu}}x_{\text{Ti}}(-39412,5 + 23495(x_{\text{Cu}} - x_{\text{Ti}}) - 9852,5(x_{\text{Cu}} - x_{\text{Ti}})^2) + \\ & + x_{\text{Co}}x_{\text{Cu}}x_{\text{Ti}}(-361381x_{\text{Co}} - 158606x_{\text{Cu}} + 290821x_{\text{Ti}}) \text{ Дж/моль}. \end{aligned} \quad (4)$$

На рис. 1, а поверхность интегральной энтальпии смешения жидких сплавов Co–Cu–Ti при 1873 К, рассчитанная согласно (4), приведена в виде набора изоэнтальпийных линий. Для функции  $\Delta H$  характерны отрицательные значения в большей части концентрационного треугольника. Для сплавов, граничащих с бинарной системой Co–Cu, функция  $\Delta H$  принимает небольшие положительные значения. Минимальное значение данной термодинамической

функции соответствует бинарной системе Co–Ti и составляет  $\Delta H = -33$  кДж/моль при  $x_{Ti} \approx 0,55$ .

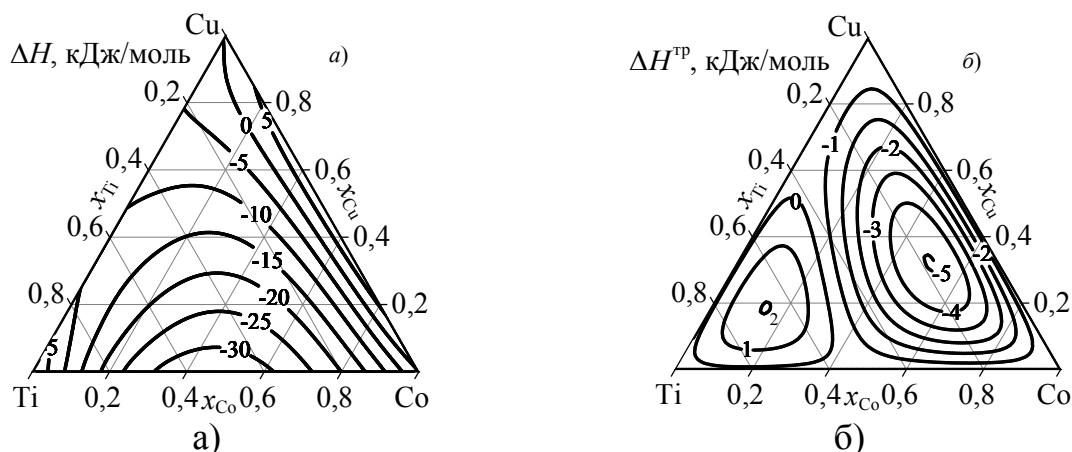


Рис. 1. Изотермы функции  $\Delta H$  (а) и вклада тройного взаимодействия  $\Delta H^{TP}$  (б) для жидких сплавов системы Co–Cu–Ti при 1873 К

Максимальное значение интегральной энтальпии смешения, которое составило 9 кДж/моль при  $x_{Co} \approx 0,49$ , наблюдается в двойной системе Co–Cu. Преобладающие отрицательные значения функции  $\Delta H$ , обусловленные характером отклонений от идеальности данной функции в системах Co–Ti и Cu–Ti, позволяют говорить о доминирующей роли соответствующих парных взаимодействий в энергетике образования жидких сплавов.

Вместе с тем в данной системе заметное влияние на характер интегральной энтальпии смешения тройных расплавов оказывает вклад от тройного взаимодействия компонентов  $\Delta H^{TP}$ , рис. 1, б. В области сплавов с  $x_{Ti} > 0,45$  вклад от тройного взаимодействия является положительным и достигает максимума равного  $\sim 2$  кДж/моль для сплава  $Co_{0,20}Cu_{0,18}Ti_{0,62}$ . Согласно нашим расчетам вклад от тройного взаимодействия в области составов с  $x_{Ti} < 0,45$  является отрицательным. Минимальное значение  $\Delta H^{TP}$  составило  $\sim (-5,1)$  кДж/моль для сплава  $Co_{0,53}Cu_{0,3}Ti_{0,17}$ . Сопоставление значений функций  $\Delta H$  и  $\Delta H^{TP}$  позволяет отметить, что в широкой концентрационной области вклад тройного взаимодействия невелик, вместе тем его учет необходим для точного описания концентрационной зависимости интегральной энтальпии смешения.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Турчанин, М. А. Энтальпии смешения жидких сплавов титана, циркония и гафния с кобальтом / М.А. Турчанин, П.Г. Агравал // *Расплавы*. — 2002. — № 2. — С. 8–16.
2. Турчанин, М. А. Термодинамика жидких сплавов и метастабильные фазовые равновесия в системе медь–титан / М.А. Турчанин, П.Г. Агравал, А.Н. Фесенко, и др. // *Порошк. металлургия*. — 2005. — № 5-6. — С. 67–80.
3. Турчанин, М. А. Фазовые равновесия и термодинамика систем меди с 3d-металлами: Часть 5. Система медь–кобальт / М.А. Турчанин, П.Г. Агравал // *Порошк. металлургия*. — 2007. — № 1-2. — С. 45–57.



# ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИЗУЧЕНИЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЖИДКИХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu–Ni–Hf

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

Сплавы системы Cu–Ni–Hf известны своей высокой склонностью к аморфизации. Информация о термодинамических свойствах жидких сплавов необходима для разработки корректной термодинамической модели фазы и ее реализации при прогнозировании концентрационных областей получения аморфных сплавов или описания стабильных фазовых превращений. Термодинамические свойства жидких сплавов на сегодняшний день остаются не изученными экспериментально. Поэтому целью настоящей работы является получение экспериментальных данных об энтальпиях смешения жидких сплавов системы Cu–Ni–Hf.

Исследование парциальной энтальпии смешения гафния  $\Delta\bar{H}_{\text{Hf}}$  в жидких сплавах системы Cu–Ni–Hf выполнялись при температуре 1873 К вдоль разрезов с постоянным отношением  $x_{\text{Cu}}/x_{\text{Ni}} = 3, 1, 1/3$ , стартуя из двухкомпонентных расплавов системы Cu–Ni. Данное парциальное свойство было изучено в интервале составов  $x_{\text{Hf}} = 0–0,45$  для разрезов  $x_{\text{Cu}}/x_{\text{Ni}} = 3, 1/3$  и  $x_{\text{Hf}} = 0–0,40$  для разреза  $x_{\text{Cu}}/x_{\text{Ni}} = 1$ . Полученные экспериментальные значения  $\Delta\bar{H}_{\text{Hf}}$  показаны на рис. 1, а.

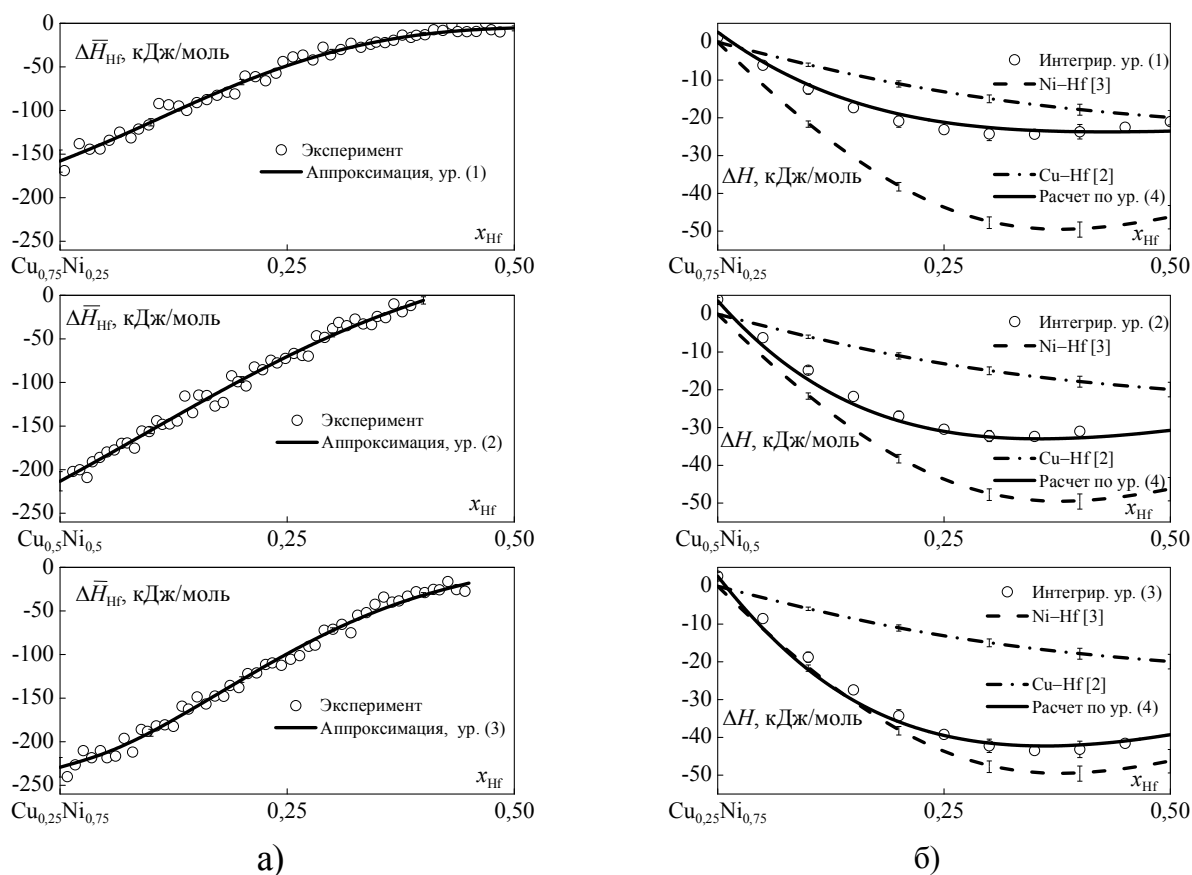


Рис. 1. Парциальные энтальпии смешения гафния  $\Delta\bar{H}_{\text{Hf}}$  (а) и интегральные энтальпии смешения  $\Delta H$  (б) жидких сплавов системы Cu–Ni–Hf при 1873 К

Экспериментальные значения парциальной энтальпии смешения гафния  $\overline{\Delta H}_{\text{Hf}}$  для исследованных разрезов описаны следующими выражениями:

$$x_{\text{Cu}}/x_{\text{Ni}} = 3$$

$$\overline{\Delta H}_{\text{Hf}} = (1 - x_{\text{Hf}})^2 (-158,0 + 54,3x_{\text{Hf}} + 1453,0x_{\text{Hf}}^2 - 2027,3x_{\text{Hf}}^3) \text{ кДж/моль}; \quad (1)$$

$$x_{\text{Cu}}/x_{\text{Ni}} = 1$$

$$\overline{\Delta H}_{\text{Hf}} = (1 - x_{\text{Hf}})^2 (-213,3 + 130,5x_{\text{Hf}} + 905,9x_{\text{Hf}}^2) \text{ кДж/моль}; \quad (2)$$

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

$$\overline{\Delta H}_{\text{Hf}} = (1 - x_{\text{Hf}})^2 (-229,3 - 294,5x_{\text{Hf}} + 2729,9x_{\text{Hf}}^2 - 2751,0x_{\text{Hf}}^3) \text{ кДж/моль}. \quad (3)$$

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

Значения интегральной энтальпии смешения  $\Delta H$  жидких сплавов Cu–Ni–Hf вдоль исследованных разрезов были рассчитаны путем интегрирования уравнения Гиббса–Дюгема, рис. 1, б. Полученная совокупность значений  $\Delta H$  была использована для поиска параметров тройного взаимодействия уравнения Муджиану–Редлиха–Кистера (МРК). Параметры уравнения МРК, учитывающие двойные взаимодействия в бинарных системах Cu–Ni, Cu–Hf и Ni–Hf, были приняты согласно [1–3], соответственно. Уравнение МРК, описывающее концентрационную зависимость  $\Delta H$ , имеет вид

$$\begin{aligned} \Delta H = & 14259x_{\text{Cu}}x_{\text{Ni}} + x_{\text{Cu}}x_{\text{Hf}}(-79794 + 34884(x_{\text{Cu}} - x_{\text{Hf}}) - 45914(x_{\text{Cu}} - x_{\text{Hf}})^2 + \\ & + 29326(x_{\text{Cu}} - x_{\text{Hf}})^3) + x_{\text{Ni}}x_{\text{Hf}}(-187013 - 72288(x_{\text{Ni}} - x_{\text{Hf}}) - 15385(x_{\text{Ni}} - x_{\text{Hf}})^2 - \\ & - 56725(x_{\text{Ni}} - x_{\text{Hf}})^3 - 14127(x_{\text{Ni}} - x_{\text{Hf}})^4 + 107479(x_{\text{Ni}} - x_{\text{Hf}})^5 + 78354(x_{\text{Ni}} - x_{\text{Hf}})^6) + \\ & + x_{\text{Cu}}x_{\text{Ni}}x_{\text{Hf}}(-289506x_{\text{Cu}} + 519849x_{\text{Ni}} - 623783x_{\text{Hf}}) \text{ Дж/моль}. \end{aligned} \quad (4)$$

Функция  $\Delta H$  принимает отрицательные значения практически во всем концентрационном треугольнике. Минимальное значение данной термодинамической функции соответствует бинарной системе Ni–Hf и составляет  $\Delta H = -50$  кДж/моль при  $x_{\text{Hf}} \approx 0,4$  [3]. Максимальное значение наблюдается в двойной системе Cu–Ni и составляет 4 кДж/моль при  $x_{\text{Cu}} = 0,5$  [1]. Отрицательные значения функции  $\Delta H$  обусловлены характером отклонений от идеальности данной функции в системах Cu–Hf и Ni–Hf.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Турчанин, М. А. Фазовые равновесия и термодинамика систем меди с 3d-металлами: Часть 6. Система медь–никель / М.А. Турчанин, П.Г. Агравал, А.Р. Абдулов // Порошковая металлургия. — 2007. — № 9/10. — С. 65–77.
2. Турчанин, М. А. Термодинамическое описание системы медь–гафний / М.А. Турчанин, П.Г. Агравал // Порошковая металлургия. — 2008. — № 3/4. — С. 84–96.
3. Турчанин, М. А. Теплоты образования жидких сплавов никеля с IVA-металлами / М.А. Турчанин, И.В. Белоконенко, П.Г. Агравал // Расплавы. — 2001. — № 3. — С. 53–60.

# АНАЛИЗ КОНЦЕНТРАЦИОННОЙ ЗАВИСИМОСТИ ПАРЦИАЛЬНЫХ ЭНТАЛЬПИЙ СМЕШЕНИЯ IVB-МЕТАЛЛОВ ЖИДКИХ СПЛАВОВ АМОРФООБРАЗУЮЩИХ СИСТЕМ

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

Экспериментально изученные нами значения парциальных энтальпий смешения IVB-металлов (Ti, Zr и Hf) с переходными металлами тройных аморфообразующих систем Cu-(Fe, Co, Ni)-(Ti, Zr, Hf), (Cu, Ni)-Ti-Zr, Co-Ni-Zr характеризуются отрицательные величинами, рис. 1. В большинстве случаев с повышением концентрации указанных металлов их парциальные энтальпии смешения уменьшаются по абсолютной величине. То есть, наиболее интенсивное взаимодействие Ti, Zr и Hf в большинстве систем происходит с двухкомпонентным расплавом. Только для сечения  $Co_{0,75}Cu_{0,25}$ -Zr системы Co-Cu-Zr минимум функции  $\Delta\bar{H}_{Zr}$  наблюдается при  $x_{Zr} = 0,04$ , рис. 1.

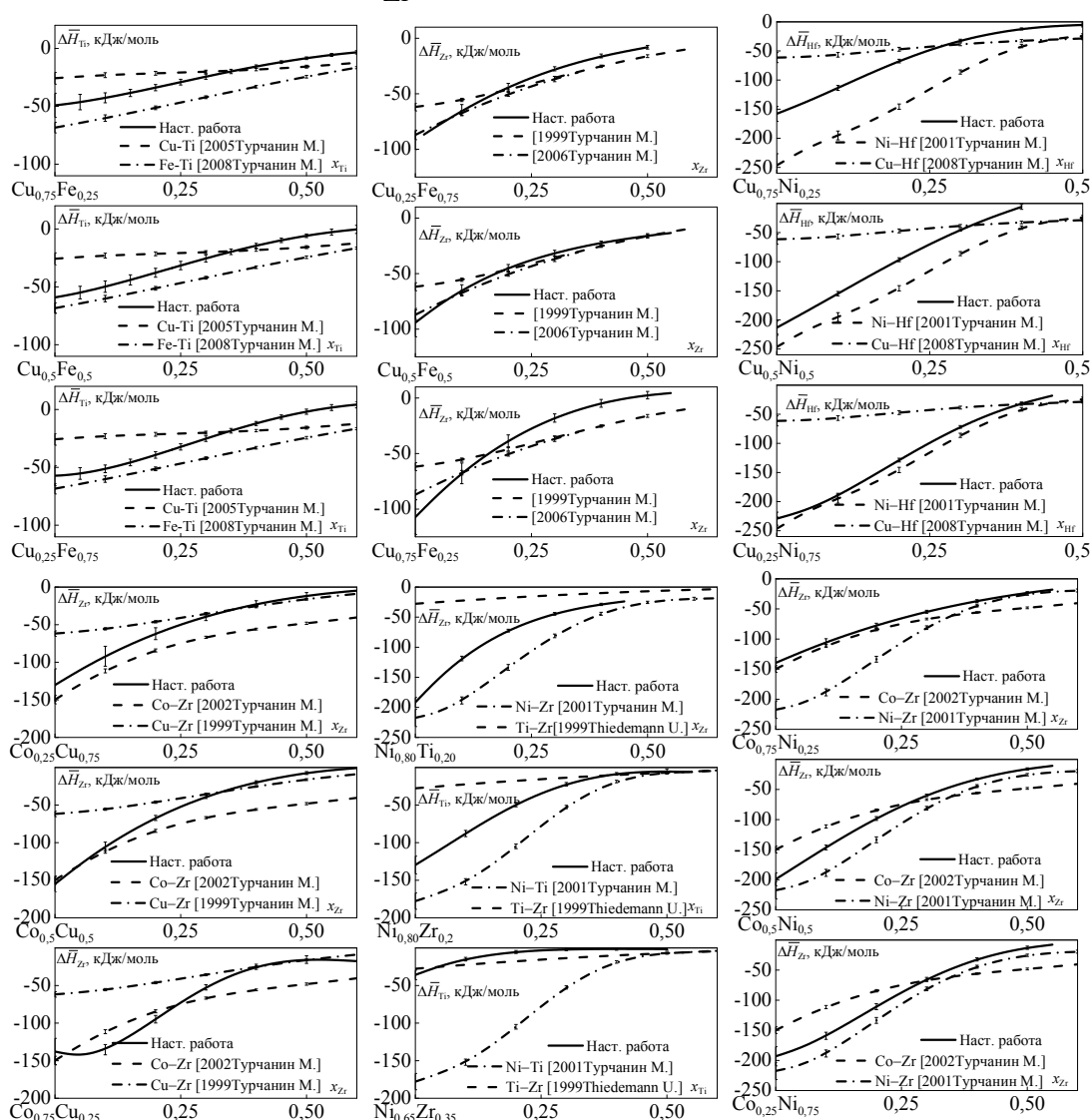


Рис. 1. Парциальные энтальпии смешения Ti, Zr и Hf в жидких сплавах Cu-Fe-Ti, Cu-Fe-Zr, Cu-Ni-Hf, Co-Cu-Zr, Ni-Ti-Zr и Co-Ni-Zr и граничных двухкомпонентных системах при 1873 К

Из рис. 1 видно, что в большинстве случаев величина первой парциальной энтальпии смешения металла с бинарным расплавом занимает промежуточное положение между парциальными энтальпиями смешения при бесконечном разбавлении в двойных системах. Исключение составляют первые парциальные энтальпии смешения Zr в системе Cu–Fe–Zr (все три сечения) и в сечении  $\text{Co}_{0,5}\text{Cu}_{0,5}\text{–Zr}$ , а также Ti в сечении  $\text{Cu}_{0,5}\text{Ni}_{0,5}\text{–Ti}$ , в которых они оказываются более экзотермичными, чем соответствующие величины в двойных системах, а так же первая парциальная энтальпия смешения Zr в сечении  $\text{Co}_{0,75}\text{Ni}_{0,25}\text{–Zr}$ , которая по абсолютной величине меньше соответствующих величин в граничных системах Co–Zr и Ni–Zr.

Для концентрационного хода парциальных энтальпий смешения металлов характерно наличие интервала составов, в которых они занимают промежуточное положение относительно соответствующих парциальных свойств в двойных системах. Единственным исключением является сечение  $\text{Co}_{0,75}\text{Ni}_{0,25}\text{–Zr}$ , вдоль которого функция  $\Delta\bar{H}_{\text{Zr}}$  демонстрирует в тройной системе значения большие, чем в двойных системах. Отдельно стоит отметить, что функция  $\Delta\bar{H}_{\text{Zr}}$  в сечении  $\text{Co}_{0,75}\text{Cu}_{0,25}\text{–Zr}$  и функция  $\Delta\bar{H}_{\text{Ti}}$  в сечении  $\text{Co}_{0,75}\text{Cu}_{0,25}\text{–Ti}$  сначала отстают по абсолютной величине, а потом опережают по ней соответствующие функции в системах Co–Zr и Co–Ti. Возможно, это связано с тем, что расплав  $\text{Co}_{0,75}\text{Cu}_{0,25}$  обладает специфическими акцепторными свойствами по отношению к валентным электронам металлов IVB-группы.

В большинстве исследованных сечений при определенной концентрации Ti, Zr или Hf ( $x_{\text{Me}} = 0,1 \dots 0,4$ ) парциальная энтальпия смешения металла становится меньшей по абсолютной величине, чем в соответствующих двойных системах. Анализ концентрационной зависимости парциальных энтальпий смешения компонентов в расплавах систем показывает, что в тройных системах при относительно низких концентрациях IVB-металлов характер взаимодействия компонентов и его интенсивность близки к таковым в граничных бинарных системах. С ростом концентрации IVB-металла интенсивность взаимодействия компонентов в тройной системе становится меньше, чем в соответствующих двухкомпонентных. С ростом концентрации металла, являющегося наиболее сильным акцептором электронов, в тройной системе парциальные энтальпии смешения IVB-металла увеличиваются по абсолютной величине. Исключение составляют системы Cu–Fe–Hf и Cu–Fe–Zr, для которых характерно уменьшение значений парциальной энтальпии смешения трехкомпонентных расплавов с увеличением концентрации Cu, которая является более слабым акцептором по сравнению с железом. Для системы Cu–Fe–Zr подобная особенность взаимодействия металлов, выражается в том, что при сравнительно небольших концентрациях циркония данная парциальная функция оказывается более экзотермичной для тройных расплавов, чем для двойных.

# АНАЛИЗ КОНЦЕНТРАЦИОННОЙ ЗАВИСИМОСТИ ИНТЕГРАЛЬНЫХ ЭНТАЛЬПИЙ СМЕШЕНИЯ В ЖИДКИХ СПЛАВАХ АМОРФООБРАЗУЮЩИХ СИСТЕМ

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

Расплавы систем Cu–(Fe, Co, Ni)–(Ti, Zr, Hf), (Cu, Ni)–Ti–Zr, Co–Ni–Zr являются аморфообразующими, и поэтому для них характерным является сильное межчастичное взаимодействие компонентов. Как следствие, в термодинамических свойствах этих расплавов доминируют отрицательные отклонения от идеальности. Анализ концентрационной зависимости избыточных функций смешения жидких сплавов таких систем необходим для эффективного решения задач прикладного материаловедения.

Как следует из рис. 1, функция  $\Delta H$  в расплавах аморфообразующих систем отрицательна или знакопеременна с преобладанием отрицательных значений. Знакопеременность функции связана только с одним обстоятельством: различием знаков  $\Delta H$  в расплавах граничных двойных систем. Так положительные энтальпии смешения в системах Cu–Ni, Cu–Fe, Co–Cu и Co–Ni являются причиной смены знака в девяти из двенадцати рассматриваемых систем. Область положительных значений интегральной энтальпии смешения примыкает к соответствующей стороне концентрационного треугольника.

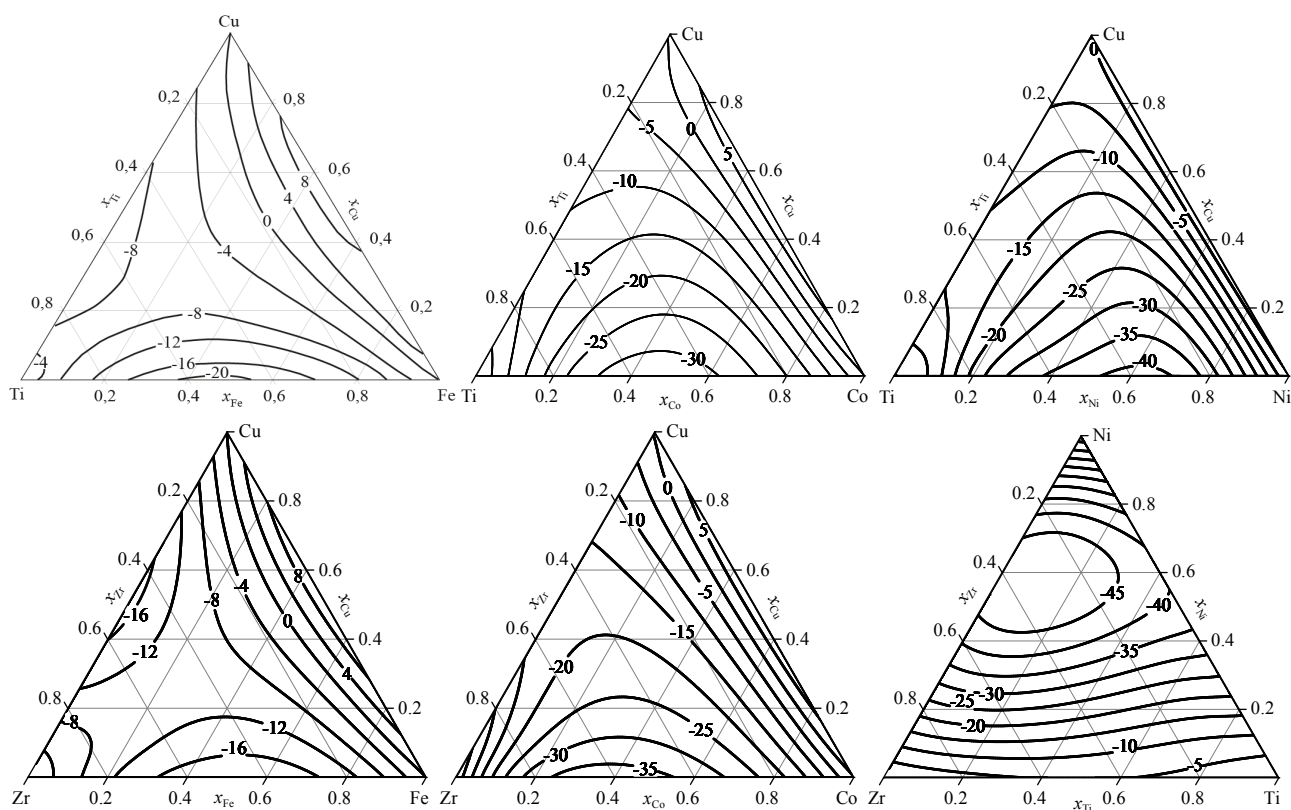


Рис. 1. Интегральные энтальпии смешения  $\Delta H$ (кДж/моль) жидких сплавов систем Cu–Fe–Ti, Cu–Co–Ti, Cu–Ni–Ti, Cu–Fe–Zr, Co–Cu–Zr и Ni–Ti–Zr при 1873 К

То, насколько глубоко область положительных значений преникает в него, зависит от двух обстоятельств: интенсивности репульсивного взаимодействия компонентов с положительным отклонением от идеальности и интенсивности аттрактивного взаимодействия компонентов в двух других бинарных системах с отрицательными отклонениями от идеальности.

В ряду систем  $\text{Cu-Fe-Ti} \rightarrow \text{Cu-Co-Ti} \rightarrow \text{Cu-Ni-Ti}$  (рис. 1) интенсивность взаимодействия, приводящего к положительным отклонениям от идеальности, уменьшается в ряду  $\text{Cu-Fe} \rightarrow \text{Cu-Co} \rightarrow \text{Cu-Ni}$ , а интенсивность взаимодействия, приводящего к отрицательным отклонениям от идеальности, увеличивается в ряду  $\text{Fe-Ti} \rightarrow \text{Co-Ti} \rightarrow \text{Ni-Ti}$ . Как следствие, изоэнтальпийная линия  $\Delta H = 0$  кДж/моль, которая проникла в тройную область до  $x_{\text{Ti}} = 0,19$  для системы  $\text{Cu-Fe-Ti}$ , оказывается смещенной до  $x_{\text{Ti}} = 0,03$  в системе  $\text{Cu-Ni-Ti}$ , (рис. 1).

Для систем  $\text{Cu-Fe-Ti}$ ,  $\text{Cu-Fe-Zr}$ ,  $\text{Cu-Fe-Hf}$ ,  $\text{Co-Cu-Ti}$  и  $\text{Co-Cu-Zr}$  наблюдается заметная область концентрационного треугольника, ограниченная изоэнтальпийной линией  $\Delta H = 0$  кДж/моль. Следует отметить, что в системе  $\text{Cu-Fe-Zr}$  были получены расслаивающиеся аморфные сплавы.

В противоположность рассмотренным выше системам, расплавы систем  $\text{Cu-Ti-Zr}$  и  $\text{Ni-Ti-Zr}$  характеризуются отрицательными энтальпиями смешения. Это вызвано тем, что расплавы каждой из ограничивающих двойных систем характеризуются отрицательными отклонениями от закона Рауля.

Анализируя концентрационный ход функции  $\Delta H$  на треугольнике составов можно отметить два случая: системы с доминирующим двойным взаимодействием и системы с седловинной точкой. При наличии доминирующего двойного взаимодействия большинство изоэнтальпийных линий замыкаются на соответствующей двойной системе. Среди рассматриваемых тройных систем такими являются  $\text{Cu-Ni-Ti}$  ( $\text{Ni-Ti}$ ),  $\text{Cu-Ni-Zr}$  ( $\text{Ni-Zr}$ ),  $\text{Cu-Ni-Hf}$  ( $\text{Ni-Hf}$ ),  $\text{Co-Cu-Ti}$  ( $\text{Co-Ti}$ ),  $\text{Co-Cu-Zr}$  ( $\text{Co-Zr}$ ),  $\text{Ni-Ti-Zr}$  ( $\text{Ni-Zr}$ ). Для формирования подобной топологии функции  $\Delta H$  необходимо, чтобы энтальпия смешения в доминирующей системе была намного меньше, чем в других системах. Среди рассмотренных расплавов, седловинная точка на изотерме  $\Delta H$  наблюдается в случае систем  $\text{Cu-Fe-Ti}$ ,  $\text{Cu-Fe-Zr}$ ,  $\text{Cu-Fe-Hf}$ ,  $\text{Co-Ni-Zr}$ ,  $\text{Cu-Ti-Zr}$ . Особый для рассмотрения случай представляют системы  $\text{Cu-Ti-Zr}$  и  $\text{Ni-Ti-Zr}$ , образованные двумя IVB-металлами.

Общей чертой большинства рассматриваемых тройных систем является нахождение глобального минимума  $\Delta H$  в двухкомпонентной системе. Для тройных систем с доминирующим двойным взаимодействием глобальный минимум  $\Delta H$  находится в соответствующей двойной системе. Для тройных систем с седловинной точкой он находится в двойной системе, образованной IVB-металлом с наиболее сильным акцептором из имеющихся:  $\text{Fe-Ti}$  ( $\text{Cu-Fe-Ti}$ ),  $\text{Fe-Zr}$  ( $\text{Cu-Fe-Zr}$ ),  $\text{Fe-Hf}$  ( $\text{Cu-Fe-Hf}$ ),  $\text{Ni-Zr}$  ( $\text{Cu-Ni-Zr}$ ); или имеющимся акцептором с наиболее интенсивным донором валентных электронов:  $\text{Cu-Zr}$  ( $\text{Cu-Ti-Zr}$ ). Особый случай представляет система  $\text{Ni-Ti-Zr}$ , для которой глобальный минимум  $\Delta H = -50$  кДж/моль установлен для тройного сплава  $\text{Ni}_{0,57}\text{Ti}_{0,15}\text{Zr}_{0,28}$ .

# АНАЛИЗ ТРОЙНОГО ВКЛАДА В ЭНТАЛЬПИЮ СМЕШЕНИЯ ЖИДКИХ СПЛАВОВ АМОРФООБРАЗУЮЩИХ СИСТЕМ

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

Жидкие сплавы систем Cu–(Fe, Co, Ni)–(Ti, Zr, Hf), (Cu, Ni)–Ti–Zr, Co–Ni–Zr являются объектами исследований, направленных на разработку и получение быстрозакаленных и объемных аморфных сплавов. Теоретической основой научного прогноза возможности получения аморфных сплавов является моделирование термодинамической стабильности фаз в широком интервале температур и концентраций. Для моделирования термодинамических свойств тройных и многокомпонентных жидких сплавов необходим анализ тройного вклада в энтальпию смешения. На рис. 1 в табл. 1 собрана информация об оцененных нами величинах вклада тройного взаимодействия  $\Delta H^{TP}$  в энтальпию смешения расплавов аморфообразующих систем.

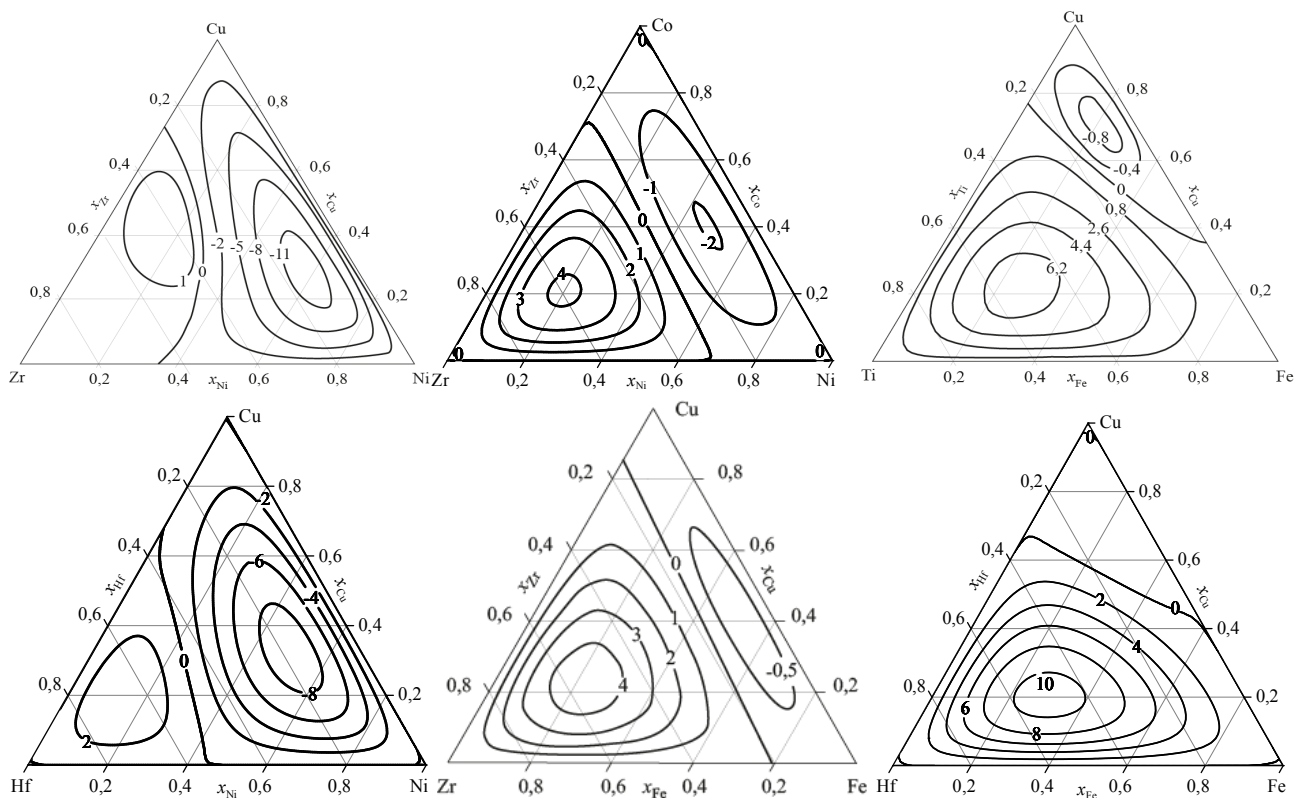


Рис. 1. Тройной вклад  $\Delta H^{TP}$  (кДж/моль) в интегральную энтальпию смешения жидких сплавов систем Cu–Ni–Zr, Co–Ni–Zr, Co–Cu–Ti, Cu–Ni–Hf, Cu–Fe–Zr и Cu–Fe–Hf при 1873 К

Величина такого вклада была оценена на основании коэффициентов, описывающих тройное взаимодействие в соответствующих моделях Редлиха–Кистера–Муджуану (РКМ). Учитывая погрешности в определении энтальпий смешения в двойных системах и вдоль разрезов тройных систем, а также погрешность аппроксимации экспериментальных результатов соответствующими

уравнениями РКМ, погрешность оценки величины тройного вклада не может быть меньше  $\pm 4$  кДж/моль. Опираясь на эту величину, следует признать, что для большинства систем (Co–Cu–(Ti, Zr), Cu–Ti–Zr, Cu–Ni–Ti, Co–Ni–Zr, Cu–Fe–(Ti, Zr), Ni–Ti–Zr) невозможно установить точно величину и знак вклада тройного взаимодействия в интегральную энтальпию смешения компонентов. Действительно, говорить о превалировании какого-либо вклада можно лишь в том случае, если разница значений между максимальным вкладом тройного взаимодействия  $\Delta H_{\max}^{\text{тр}}$  и его минимальным вкладом  $\Delta H_{\min}^{\text{тр}}$  превышает 8 кДж/моль. К таким системам относятся Cu–Ni–Zr и Cu–Ni–Hf, для которых тройной вклад в  $\Delta H$  является преимущественно отрицательным, и система Cu–Fe–Hf, для которой такой вклад является положительным.

Анализ рис. 1 показывает, что концентрационная область, в которой присутствует отрицательный тройной вклад, примыкает к двухкомпонентной системе, образованной двумя металлами конца переходной серии. Величина этого вклада тем больше, чем более сильный акцептор электронов и более активный донор электронов присутствует в системе. Положительный тройной вклад в интегральную энтальпию смешения системы формируется в концентрационной области, примыкающей к углу, соответствующему IVB-металлу. Такая особенность может быть связана с тем фактом, что с ростом концентрации IVB-металла парциальные энтальпии смешения титана, циркония и гафния в тройной системе становится меньше по абсолютной величине, чем в соответствующих двухкомпонентных системах.

Таблица 1

Значения и координаты экстремумов интегральной энтальпии смешения  $\Delta H$  (кДж/моль) и предельные значения тройного вклада  $\Delta H^{\text{тр}}$  (кДж/моль) в исследованных тройных системах

Тройная система	Минимум $\Delta H$	Максимум $\Delta H$	Тройной вклад	
			$\Delta H_{\max}^{\text{тр}}$	$\Delta H_{\min}^{\text{тр}}$
	Значение, состав	Значение, состав	Значение	Значение
Cu–Ni–Zr	–47, Ni <sub>0,62</sub> Zr <sub>0,38</sub>	4, Cu <sub>0,5</sub> Ni <sub>0,5</sub>	2,3	–12
Cu–Hf–Ni	–50, Hf <sub>0,4</sub> Ni <sub>0,6</sub>	4, Cu <sub>0,5</sub> Ni <sub>0,5</sub>	3,6	–8,8
Co–Cu–Ti	–33, Co <sub>0,45</sub> Ti <sub>0,55</sub>	9, Co <sub>0,49</sub> Cu <sub>0,51</sub>	2	–5,1
Co–Cu–Zr	–38, Co <sub>0,36</sub> Zr <sub>0,64</sub>	9, Co <sub>0,49</sub> Cu <sub>0,51</sub>	3,1	–3,4
Cu–Ti–Zr	–17, Cu <sub>0,52</sub> Zr <sub>0,48</sub>	0	2	–2
Cu–Ni–Ti	–42, Ni <sub>0,62</sub> Ti <sub>0,38</sub>	4, Cu <sub>0,5</sub> Ni <sub>0,5</sub>	3,9	–2
Co–Ni–Zr	–47, Ni <sub>0,62</sub> Zr <sub>0,38</sub>	0,3, Co <sub>0,5</sub> Ni <sub>0,5</sub>	4	–2
Cu–Fe–Zr	–19, Fe <sub>0,55</sub> Zr <sub>0,45</sub>	11, Cu <sub>0,5</sub> Fe <sub>0,5</sub>	4,5	–0,7
Ni–Ti–Zr	–50, Ni <sub>0,57</sub> Ti <sub>0,15</sub> Zr <sub>0,28</sub>	0	6,5	–0,5
Cu–Fe–Ti	–21, Fe <sub>0,5</sub> Ti <sub>0,5</sub>	11, Cu <sub>0,5</sub> Fe <sub>0,5</sub>	7,1	–0,8
Cu–Fe–Hf	–36, Fe <sub>0,47</sub> Hf <sub>0,53</sub>	11, Cu <sub>0,5</sub> Fe <sub>0,5</sub>	10,8	–1,7



## ОСНОВЫ СИНТЕЗА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ АМОΡФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Агравал П. Г., Турчанин М. А. (г. Краматорск, ДГМА), Древаль Л. А. (ФРГ, г. Фрайберг, ТУ «Горная Академия» Фрайберга; г. Краматорск, ДГМА)

В последние два десятилетия начала бурно развиваться новая отрасль материаловедения, связанная с разработкой высокоэнтропийных сплавов (ВЭС), которые представляют собой сплав нескольких основных элементов (не менее пяти), смешанных в приблизительно равных пропорциях. Новая концепция разработки сплавов связана с получением высоких значений энтропии смешения, недостижимых при традиционном способе разработки металлического сплава на основе одного основного элемента. Такие сплавы демонстрируют комплекс уникальных механических и физических свойств.

Металлические аморфные сплавы представляют собой сплавы, которые изготавливаются путем быстрой закалки и в твердом состоянии стабильно сохраняют аморфную структуру. Объемные аморфные сплавы (ОАС) являются подвидом металлических аморфных сплавов, в состав которых обычно входит три и более элементов, например Cu, Ni, Zr и Ti. Такие материалы находят свое применение благодаря исключительным механическим свойствам, таким, как высокая прочность, износостойкость, и физическим свойствам. Сочетание обоих принципов разработки материалов приводит к получению высокоэнтропийных аморфных металлических сплавов [1]. Получаемые сплавы показывают весьма привлекательное сочетание физических, механических, химических и биомедицинских свойств.

Авторами [2] для анализа принципиальной возможности получения ОАС и ВЭС были оценены энтальпия смешения  $\Delta H$  и размерный фактор  $\delta$  многокомпонентных систем с количеством компонентов  $N$  ( $5 \leq N \leq 10$ ). Энтальпии смешения были рассчитаны по формуле

$$\Delta H = \sum_{j \neq i} \sum_{i=1}^N L_{i-j} x_i x_j, \quad (1)$$

где  $L_{i-j}$  – параметр взаимодействия компонентов в жидких сплавах системы  $i-j$  [3];  $x_i, x_j$  – концентрации элементов  $i$  и  $j$ . Размерный фактор  $\delta$  был оценен по выражению

$$\delta = 100 \sqrt{\sum_{i=1}^N x_i \left(1 - \frac{r_i}{\bar{r}}\right)^2}, \quad (2)$$

где  $r_i$  – атомный радиус  $i$ -го компонента сплава;  $\bar{r}$  – средний атомный радиус сплава. На рис. 1 приведена диаграмма  $\Delta H$ – $\delta$  для пятикомпонентных сплавов [2]. Из рисунка следует, что ВЭС могут быть получены в двух областях: область I ( $-10 < \Delta H < 10$  кДж/моль и  $0 < \delta < 6$ ), в которой получены сплавы с

неупорядоченными и упорядоченными твердыми растворами; область II ( $-60 < \Delta H < -10$  кДж/моль и  $6 < \delta < 18$ ), в которой получены ОАС и сплавы с интерметаллическими соединениями (ИМС). Согласно статистическим оценкам [2] в области I может быть получены до 30 тыс. пятикомпонентных составов ВЭС, имеющих структуру твердого раствора. В области II может быть синтезировано до 1 млн. составов ВЭС с объемной аморфной структурой.

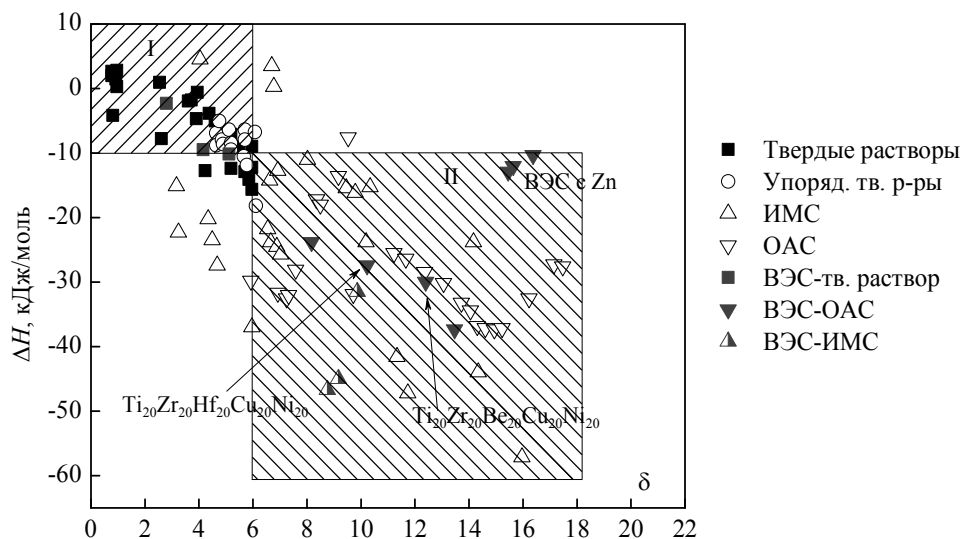


Рис. 1. Диаграмма  $\Delta H$ – $\delta$  пятикомпонентных сплавов [2] и области образования ВЭС и ОАС

Сузить количество составов, пригодных для получения ОАС, можно руководствуясь некоторыми ограничениями. Значения энтальпии смешения жидкого сплава  $\Delta H$  должны находиться в интервале от  $-24$  до  $-40$  кДж/моль. Одновременно с этим при выборе химических элементов можно руководствоваться приведенной в [2, 3] классификацией ОАС. В настоящее время уже получены высокоэнтропийные аморфные сплавы следующих классов:  $\text{РПМ}_{60}\text{SM}_{15}\text{ППМ}_{25}$  ( $\text{Ti}_{20}\text{Zr}_{20}\text{Be}_{20}\text{Cu}_{20}\text{Ni}_{20}$ ),  $\text{SM}_{59,5}\text{ППМ}_{29,5}\text{РПМ}_{11}$  ( $\text{Sr}_{20}\text{Ca}_{20}\text{Yb}_{20}\text{Mg}_{20}\text{Zn}_{20}$ ),  $\text{ППМ}_{80}\text{M}_{20}$  ( $\text{Pd}_{20}\text{Pt}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Cu}_{20}\text{P}_{20}$ ) и  $\text{РПМ}_{60}\text{ППМ}_{40}$  ( $\text{Ti}_{20}\text{Zr}_{20}\text{Hf}_{20}\text{Cu}_{20}\text{Ni}_{20}$ ), где РПМ – ранний переходный металл или лантаноид; ППМ – поздний переходный металл, включая Zn; SM – s-элементы, Al и Sn; M – p-элементы (металлоиды).

## ЛИТЕРАТУРА

1. Ma L Bulk Glass Formation of Ti-Zr-Hf-Cu-M (M= Fe, Co, Ni) Alloys / L. Ma, L. Wang, T. Zhang e.a. //Materials Transactions. – 2002. – V. 43, No. 2. – P. 277-280.
2. Takeuchi A. Alloy Designs of High-Entropy Crystalline and Bulk Glassy Alloys by Evaluating Mixing Enthalpy and Delta Parameter for Quinary to Decimal Equi-Atomic Alloys / A. Takeuchi, K. Amiya, T. Wada e.a. //Materials Transactions. – 2014. – V. 55, No. 1. – P. 165-170.
3. Takeuchi A., Inoue A. Classification of bulk metallic glasses by atomic size difference, heat of mixing and period of constituent elements and its application to characterization of the main alloying element / A. Takeuchi, A. Inoue //Materials Transactions. – 2005. – V. 46, No. 12. – P. 2817-2829.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИГАРА КРУПНОГО СТАЛЬНОГО ЛИТЬЯ, ПОЛУЧАЕМОГО В ФОРМАХ ИЗ ХТС С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ХРОМИТА

Бартель Г. П.<sup>1</sup>, Городчиков В. Н.<sup>2</sup>, Шагов А. И.<sup>2</sup>, Глебова В. А.<sup>3</sup>  
(г. Краматорск, <sup>1</sup>ДГМА; <sup>2</sup>ПАО «Энергомашспецсталь»; <sup>3</sup>ПАО НКМЗ)

Получение крупных стальных отливок без пригара имеет важное значение для машиностроительных заводов.

На ряде крупных предприятий для повышения качества отливок, снижения количества дефектов и снижения себестоимости литья используют холодно-твердеющие смеси (ХТС) на базе хромитового песка.

Однако при производстве крупных отливок пригар часто сохраняется, что указывает на актуальность изучения проблемы.

Для хромитового песка (ХП) характерны медленные линейные и объёмные изменения без аллотропических превращений, также он стоек к ошлаковыванию оксидами железа и прочен при термическом ударе. При высокой температуре плавления  $1880^{\circ}\text{C}$  он имеет низкую температуру спекания ( $1100^{\circ}\text{C}$ ). Хромит инертен к оксидам железа при высоких температурах в любой газовой среде, плохо смачивается жидким металлом. Все эти факторы должны предотвращают образование химического и механического пригара, ужимин.

Благодаря высокой теплопроводности и теплоаккумулирующей способности хромита можно осуществлять направленное затвердевание отливки и предотвращать неравномерность кристаллизации.

Однако, при изготовлении крупных и толстостенных стальных отливок в формах с облицовкой на базе хромита очень часто возникает хромитовый остеклованный пригар, который проявляется чаще всего в тепловых узлах и областях, подверженных длительному воздействию теплового излучения во время заполнения формы.

Формирование корки происходит в результате металлизации слоя, в процессе которого восстанавливается железо, входящее в состав ХП. Железо восстанавливается из ХП и при температуре менее  $1250^{\circ}\text{C}$  мигрирует к поверхности зерен песка. Если смесь хорошо уплотнена, то пустое пространство ХП составляет  $\sim 25\%$  от всего объёма. После заливки и выгорания связующего воздух заполняет свободный объём, при этом происходит окисление железа на поверхности зерен. Также железо вступает в реакцию замещения с силикатами, которые содержатся в ХП. В результате образуется фаялит. Он ошлаковывает и смягчает границы зёрен, что имеет важное значение при формировании спеченной корки при охлаждении. Хромит легче смачивается жидкой сталью, когда он покрыт железом или имеет включения фаялита. В условиях окисления при высокой температуре хромит распадается на оксиды, которые выделяются вдоль поверхности кристаллов.

Загрязненность границ зерен хромита мелкими коллоидными включениями, характеризует параметр мутность – количество частиц загрязнения на 1 млн. частиц основного вещества (ppm), что отражает количество примесей. Чем выше загрязненность, тем больше фаялита может быть образовано.

Кроме того, помимо качества ХП, на процесс образование остеклованного пригара влияют и другие факторы: качество связующего, антипригарного покрытия и самого заливаемого металла, металлургические параметры выплавки стали, а также продувка теплым сухим воздухом, так как большое количество влажности увеличивает риск возникновения дефекта.

Для исследования отбирали пробы металла из стали марки 20 ГСЛ.

Исследуемые пробы металла, для предупреждения разрушения слоя пригара, заливали эпоксидной смолой и после затвердевания изготавливали шлиф в поперечном сечении по отношению к отливке.

Образцы изучали без травления и после травления в 4% азотной кислоте.

На поверхности образца с пригаром видна окисленная шероховатая поверхность с отдельными блестящими включениями округлой формы. Такой пригар можно квалифицировать как комбинированный, состоящий из механического и химического пригара.

Толщина слоя пригара в различных частях образца составляла от 500 до 900  $\mu\text{m}$  (0,5-0,9 мм). Внутреннее строение слоя пригара зернистое, по цвету темное окисленное. Видны следы растрескивания в слое пригара.

После травления поверхности шлифа в 4%-растворе азотной кислоты в спирте наблюдается различие в травимости подповерхностного слоя и основного металла. Различий в микротвердости основного металла и подповерхностного менее травящегося слоя не выявлено. Размер зерен, окруженных светлой составляющей составляет 10,8-16,6  $\mu\text{m}$ .

Образование пригара определяется многими факторами, зависящими от свойств металла, от свойств формовочных смесей и технологических условий заливки. На образование пригара, с одной стороны, влияют химический состав металла, его вязкость и жидкотекучесть, степень раскисленности металла, его капиллярные свойства (поверхностное натяжение и способность смачивать стенки формы) и т. д. С другой стороны, возникновение или отсутствие пригара определяется огнеупорностью, химическим и зерновым составом формовочных материалов, рецептурой смесей, пористостью и теплоаккумулирующей способностью формы, активностью окислов формовочных материалов к окислам металла и т. д.

При разработке технологии изготовления форм из ХТС с использованием дорогостоящего хромитового песка для крупных стальных отливок, необходимо учитывать особенности формирования пригара и способы его предупреждения.

## ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ФЕРРОСИЛИЦИЙ-МАГНИЕВЫХ ЛИГАТУР ДЛЯ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ЧУГУНА

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

Эффективность и стабильность результатов модифицирования FeSiMg лигатурами, в значительной мере, определяется процессом их плавления в жидком чугуне. Одним из важнейших факторов, определяющих процесс плавления лигатуры, является её фазовый состав, который влияет на кинетику перехода модифицирующих элементов в чугун и, таким образом, определяет результативность действия модифицирования на кристаллизацию и дальнейшее формирование структуры отливок. От фазового состава лигатуры зависит ряд её характеристик: технологичность использования, температура плавления и др.

Целью работы являлось экспериментальное определение фазового состава промышленных FeSiMg лигатур с разной массовой долей магния (табл. 1).

Таблица 1

Химический состав исследованных магниевых лигатур

Марка	Массовая доля элемента, %				
	Mg	Ca	PЗМ	Si	Fe
ФСМг2	2,51	2,80	2,10	62,10	ост.
ФСМг3	3,20	3,0	0,70	55,20	ост.
ФСМг5	5,30	0,60	0,72	53,20	ост.
ФСМг6-1	6,80	0,58	0,85	46,30	ост.
ФСМг6-2	6,60	2,40	0,45	49,60	ост.
ФСМг6-3	6,10	1,20	1,10	48,0	ост.
ФСМг6-4	6,6	0,54	0,95	45,6	ост.
ФСМг7-1	7,10	0,54	0,44	45,40	ост.
ФСМг7-2	7,49	0,45	0,72	55,30	ост.
ФСМг9	9,40	0,40	-	41,20	ост.

Одну из поверхностей образца, вырезанного из куска магниевой лигатуры, полировали для определения структуры и состава фаз методом микрорентгеноспектрального анализа на сканирующем электронном микроскопе JSM 6490LV и на рентгеновском электронном микроанализаторе РЭММА-102.

По результатам микрорентгеноспектрального анализа с помощью диаграмм состояния идентифицировали фазы, имеющиеся в структуре исследуемых ферросилиций-магниевых лигатур. Методом количественного металлографического анализа определяли площадь, занимаемую каждой из фаз. Для расчетов использовали двухмерный фактор формы  $\Phi_2$ , определяемый величи-

ной отношения периметра круга, равновеликого площади рассматриваемой фигуры, к периметру этой фигуры [1].

На основании проведенных исследований можно сделать вывод, что в структуре FeSiMg лигатур (табл. 2) наряду с лебоитом FeSi<sub>2</sub> с температурой плавления 1220 °С могут наблюдаться фазы FeSi (1410 °С) или Si (1414 °С). Магний в лигатурах, в основном, сосредоточен в фазе Mg<sub>2</sub>Si (1078 °С) или присутствует в виде сложных соединений с РЗМ и кальцием.

Таблица 2

Результаты исследования фазового состава FeSiMg лигатур

Условное обознач.	Количество структурной составляющей, %								
	FeSi <sub>2</sub>	FeSi	Si	Mg <sub>2</sub> Si	Si-Mg	Si-Ca-Mg	Si-РЗМ-Ca	Si-РЗМ-Ca-Mg	Mg-Si-O
ФСМГ2	30,28	-	52,11	-	-	14,21	3,40	-	-
ФСМГ3	73,52	-	13,82	11,54	-	0,97	-	-	-
ФСМГ5	56,56	17,21	-	15,71	10,08	-	-	-	-
ФСМГ6-1	58,97	13,55	-	24,58	-	-	-	2,90	-
ФСМГ6-2	63,91	17,51	-	1,92	-	16,58	-	0,08	-
ФСМГ6-3	58,36	6,56	-	18,10	-	14,34	2,64	-	-
ФСМГ6-4	62,12	19,36	-	17,77	-	-	0,75	-	-
ФСМГ7-1	10,74	66,13	-	21,63	-	-	-	-	-
ФСМГ7-2	49,68	-	24,69	23,21	-	-	2,42	-	-
ФСМГ9	42,77	7,48	-	33,87	-	-	-	-	15,89

Количественный фазовый состав FeSiMg лигатур определяет температуру их плавления, которая имеет важное значение при получении тонкостенных отливок из модифицированного в предкристаллизационном периоде высокопрочного чугуна, так как влияет на кинетику процесса плавления и степень перехода модифицирующих элементов в расплав в начальный момент времени заливки литейной формы.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Салтыков, С. А. *Стереографическая металлография* / С. А. Салтыков. – М.: Металлургия, 1976. – 272 с.

## ПОВЫШЕНИЕ РЕСУРСА РАБОТЫ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ ЛИТЕЙНЫХ ЦЕХОВ КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКОЙ

Бережная Е. В. (г. Краматорск, ДГМА)

Одним из главных составляющих звеньев технического обслуживания и ремонта технологического оборудования литейных цехов является восстановление изношенных деталей. Получение поверхностей трения с регулярной структурой комбинированным методом, в частности, высокочастотной термической обработкой слоя, наплавленного электроконтактным методом, является многофакторным процессом, обеспечивающим оптимальные параметры рабочей поверхности, и отличающийся отсутствием выгорания легирующих элементов и минимальными припусками на последующую механическую обработку наплавленного металла, что положительно сказывается на эксплуатационных характеристиках восстанавливаемых деталей литейного оборудования. Необходимость термической обработки вызвана неравномерностью нагрева поверхности детали: в термомодеформационном очаге происходит ее нагрев, в то время как остальные части детали имеют температуру намного ниже. Была разработана математическая модель термонапряженного состояния поверхностного слоя в условиях комбинированной обработки. Исследования термических напряжений, возникающих в цилиндрических деталях вследствие нагрева поверхности проводились с использованием данной модели. В качестве материалов валов исследовалась углеродистая сталь с модулем упругости  $E = 175,5$  ГПа; коэффициентом Пуассона  $\nu = 0,3$ ; коэффициентом линейного расширения  $\beta = 11,6 \cdot 10^{-6}$  град $^{-1}$ ; коэффициентом температуропроводности  $a = 0,02$  м $^2$ /с, и хромоникелевая сталь со следующими значениями основных теплофизических постоянных:  $E = 204$  ГПа;  $\nu = 0,27$ ;  $\beta = 13,3 \cdot 10^{-6}$  град $^{-1}$ ;  $a = 0,019$  м $^2$ /с. Рассматривалась половина вала и в пяти находящихся на одной прямой точках поперечного сечения рассчитывались термические напряжения, возникающие на различных расстояниях  $r$  от оси вала радиуса  $R$ . Эти расстояния задавались относительной координатой  $r/R$  и составляли: 0,970; 0,973; 0,981; 0,987; 0,994. Для вала радиуса  $R = 140$  мм это соответствовало текущему значению координаты  $r$  равному соответственно: 135,8; 137,3; 138,2; 139,2. Для вала радиуса  $R = 125$  мм – 121,2; 121,6; 122,6; 123,3; 124,3 мм. Исследовалось влияние длительности прохождения импульса тока  $tn$  на величину термонапряжений. Установлено, что при постоянном диаметре вала с увеличением продолжительности прохождения импульса тока с 0,01 с до 0,08 с (при неизменном  $I = 5,0$  кА и  $P = 1,75$  кН) происходит рост напряжений, причем ближе к поверхности детали напряжения растяжения переходят в напряжения сжатия ( $\sigma_z < 0$ ), а область детали, в которой действуют сжимающие напряжения – увеличивается. При

охлаждении детали картина меняется на противоположную и на поверхности оказываются растягивающие напряжения. С увеличением размеров восстанавливаемой детали температурные напряжения в одних и тех же точках возрастают, причем в приповерхностном слое влияние габаритных размеров на величину напряжений сказывается меньше, чем для более глубоких слоев. Для углеродистых сталей при  $r/R = 0,994$  абсолютная величина разности напряжений  $|\sigma_{ZR250} - \sigma_{ZR125}|$  составляет 118МПа, а для  $r/R = 0,970$  – 480МПа. Аналогичное соотношение сохраняется и для хромоникелевых сталей. Сопоставление значений напряжений, возникающих в валах одинакового диаметра ( $R = 140$ мм) из углеродистых и хромоникелевых сталей при длительности прохождения импульса тока  $t_n = 0,04$ с показывает, что в хромоникелевой стали термонапряжение выше. Макроанализ поперечных и продольных шлифов для исследуемых марок сталей и всех диаметров показал хорошую равномерность и высокую твердость полученного слоя по периметру и вдоль образующей проб, что свидетельствует об устойчивости режимов комбинированной обработки. Характер изменения структур восстановленных валов из углеродистой стали от поверхности вглубь изделия свидетельствует о плавном переходе закаленного на мартенсит поверхностного слоя через троостомартенсит, ферритомартенсит к исходной феррито-перлитной структуре основного металла. Зона термического влияния прослеживается на глубине около 2мм по измельченному зерну матрицы. Поверхностный слой имеет неоднородный по концентрации углерода мартенсит, возникающий в интервале температур и различающийся по степени травимости, что позволяет избежать трещинообразования в наплавленном слое. Общий характер изменения микроструктуры хромоникелевой стали по сечению не отличается от типичных переходных структур доэвтектоидных сталей и, в частности, аналогичен описанному выше изменению структур углеродистой стали, с той лишь разницей, что структуры поверхностного слоя более равномерны и более мелкодисперсны. Использование комбинированной технологии обработки изделий валково-роликового типа повысить их срок службы в 1,8 раза по сравнению с заводскими.



# СРАВНИТЕЛЬНАЯ ОЦЕНКА СВОЙСТВ СМЕСЕЙ НА ЖИДКОМ СТЕКЛЕ С ФУРФУРИЛОКСИПРОПИЛЦИКЛОКАРБОНАТАМИ

Берлизева Т. В., Пономаренко О. И., Лихолет М. А.  
(г. Харьков, НТУ «ХПИ»)

Целью данной работы является исследование связующих на жидком стекле (ЖС) с добавкой фурфурилоксипропилциклокарбонатов для получения отливок с более качественной поверхностью.

В качестве универсальной добавки для холоднотвердеющей смеси на жидком стекле (ЖС) использовался фурфурилоксипропилциклокарбонат (ФОПЦК) на основе сырья растительного происхождения в литейном производстве.

В работах [1, 2] были исследованы смеси с ФОПЦК на основе кварцевого песка на прочность на сжатие, газопроницаемость, газотворность и выбиваемость. Данные экспериментов подтвердили экономичность и целесообразность их использования. Однако, смеси с ФОПЦК на хромитовом наполнителе еще не исследовались.

В работе для сравнительной оценки механических, гидравлических и технологических свойств смесей на хромитовых песках использовались стандартные методики исследования физико-механических свойств смесей: измерение газопроницаемости – по ГОСТ 23409.6 – 78; определение газотворной способности в соответствии с ГОСТ 23409.12 – 78; осыпаемости смеси – по ГОСТ 23409.9 – 78; определение выбиваемости ГОСТ 23402.9 – 78 [3-5].

Анализ данных показывает, что осыпаемость и газопроницаемость смесей на основе хромитового песка ниже, чем в смесях на основе других наполнителей. Прочность и выбиваемость смесей на основе хромитового песка значительно лучше, чем в смесях на основе других наполнителей, что позволяет получить качественные отливки. Считаем, что осыпаемость – менее 0,2%, газопроницаемость более 400, газотворность равная 11,7 см<sup>3</sup>/г и выбиваемость ≤ 2,0 МПа позволяет получить отливки с более качественной поверхностью.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Берлизева, Т. В. Использование холоднотвердеющих смесей на жидком стекле с применением циклокарбонатов / Т.В. Берлизева // Вестник НТУ «ХПИ». № 42 (1015). – 2013. – С. 21-26.
2. Берлизева, Т. В. Моделирование и оптимизация свойств холоднотвердеющих смесей на основе жидкого стекла и фурфурилоксипропилциклокарбонатов / Т.В. Берлизева, О.И. Пономаренко // Литейное производство. – № 4. – 2014. – с. 21-23.
3. ГОСТ 23409.9-78. Смеси формовочные и стержневые. Метод определения осыпаемости. – Введен 01.01.1980
4. ГОСТ 23409.5-78. Пески формовочные, смеси формовочные и стержневые. Метод определения влаги. – Введен 01.01.1980
5. ГОСТ 23409.12-78. Смеси формовочные и стержневые. Метод определения газотворности. – Введен 01.01.1980

## ДВУХКОМПОНЕНТНОЕ ВНУТРИФОРМЕННОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ

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

Невысокий объем производства высокопрочного чугуна в Украине в значительной мере является следствием применения устаревших технологий модифицирования расплава магниевыми лигатурами в открытых ковшах, а также отсутствием по приемлемой цене шихтовых материалов. Для повышения эффективности ковшового модифицирования применяют дополнительное внутриформенное графитизирующее модифицирование [1]. Отличие качественного и количественного фазового состава лигатур влияет на кинетику их растворения и степень перехода активных модифицирующих элементов в расплав чугуна. Лигатуры одной марки, но различных производителей, значительно отличаются степенью окисленности активных модифицирующих элементов и в различной степени эффективны [2]. Использование сфероидизирующего и дополнительного графитизирующего внутриформенного модифицирования позволяет расширить область управления структурообразованием высокопрочного чугуна и снизить требования к качеству применяемых модификаторов.

Результаты исследований послужили основой для разработки и внедрения технологии получения отливки из высокопрочного чугуна марки ВЧ 400-15. Применение внутриформенного модифицирования предотвращает образование эвтектического цементита, способствует увеличению количества феррита в металлической основе чугуна и, по сравнению с ковшовым модифицированием, обеспечивает снижение расхода модификатора в 1,5-2,2 раза. Применение двухкомпонентного внутриформенного модифицирования магниевой лигатурой КМг-9 и силикобарием позволило стабилизировать структуру и обеспечить получение заданных механических свойств  $\sigma_{\text{в}} \geq 400$  МПа;  $\delta \geq 15$  % в литом состоянии без проведения термической обработки (графитизирующего отжига).

### ЛИТЕРАТУРА

1. Бубликов, В. Б. Повышение уровня модифицирования высокопрочного чугуна / В.Б. Бубликов, Д.Н. Берчук. – *Металлургия машиностроения*, 2006. - № 5. - 31-35 с.
2. Бубликов, В. Б. Влияние фазового состава FeSiMg лигатур на формирование структуры отливок из высокопрочного чугуна / В.Б. Бубликов, Ю.Д. Бачинский, В.П. Латенко, Д.Н. Берчук[и др.] - *Процессы литья*, 2012. - № 1. - 11-20 с.

# УЛУЧШЕНИЕ ОТДЕЛИМОСТИ ШЛАКОВОЙ КОРКИ ПРИ НАПЛАВКЕ ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ САМОЗАЩИТНОЙ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ

Бойко И. А., Бондаренко А. Г. (г. Краматорск, ДГМА)

При восстановлении и упрочнении крупного прессового инструмента самозащитной порошковой проволокой ПП-40Х12В4К2Ф, наплавка которого выполняется с подогревом, актуальным является разработка и создание таких шлаковых систем, использование которых позволяет достигнуть легкой отделимости шлаковой корки при высоких температурах. В работе [1] показано, что введение диоксида циркония в состав порошковой проволоки для наплавки под флюсом АН-348А позволяет достигнуть гарантированного самоотделения шлаковой корки.

Отделимость шлаковой корки при наплавке высокохромистых сталей типа Х12 еще более затруднена ввиду наличия прочных связей между шлаком и окисными пленками на поверхности наплавленного слоя, особенно оксидов хрома. Известно [2], что введение в состав шлака, образующегося при наплавке под флюсом АН-348А, 3,63% диоксида циркония позволяет снизить термический коэффициент линейного расширения шлака с 15,5 до 11,5  $\frac{\text{мкм}}{^{\circ}\text{C} \cdot \text{мм}}$  при температуре 650  $^{\circ}\text{C}$ , а при температуре 200  $^{\circ}\text{C}$  с 11 до 9  $\frac{\text{мкм}}{^{\circ}\text{C} \cdot \text{мм}}$ .

В качестве исследуемой композиции шлаковой системы выбрана комбинация минералов: мрамор – плавиковый шпат – рутиловый концентрат – диоксид циркония.

Исследовано [3], что при повышенном содержании мрамора в газошлакообразующей части шихты увеличивается тугоплавкость сердечника порошковой проволоки. Кроме того, при повышении  $\text{CaCO}_3$  возрастает поток окислителя газовой фазы. Избыток кислорода приводит к тому, что реакционная зона переходит с поверхности раздела фаз в глубь металла [4].

Анализ предварительных наплавов показал, что введение диоксида циркония в известные шлаковые системы повышает отделимость при высоких температурах, однако снижение основности шлака приводит к тому, что уменьшается его кроющая способность – одно из наиболее важных характеристик шлакового покрытия. В таких случаях шлак собирается в отдельные сгустки, не укрывая валик полностью, а лишь частично. Это приводит к повышению вероятности образования пор, кроме того снижается химическая однородность наплавленного металла. Из этого следует, что оптимизацию состава шлакообразующей части следует проводить как по отделимости, так и по кроющей способности шлака.

Для исследований влияния состава композиции  $\text{CaF}_2 - \text{TiO}_2 - \text{ZrO}_2$  на отделимость шлаковой корки при повышенных температурах и кроющую способность было изготовлено 10 составов порошковых проволок. Содержание шлакообразующих компонентов принято постоянным для всех составов прово-

лок на уровне 22% от массы наполнителя, состав которого рассчитывался при усредненных значениях коэффициентов перехода на состав стали 40X12B4K2Ф.

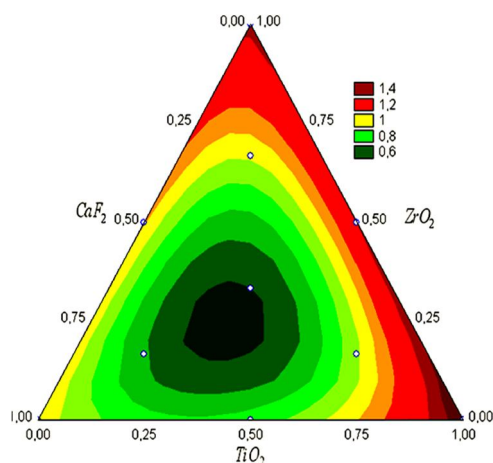


Рис. 1. Значения отделимости шлаковой корки в зависимости от сочетания компонентов системы  $CaF_2 - TiO_2 - ZrO_2$

Область оптимальных значений отделимости соответствует соотношению исследуемых компонентов: плавиковый шпат: 40-60%, рутил: 25-40%, диоксид циркония: 15-35 %.



а)



б)

а – без  $ZrO_2$  в наполнителе; б – содержание  $ZrO_2$  в наполнителе 3 %

Рис. 2. Поверхность валика после отделения шлаковой корки

## ЛИТЕРАТУРА

1. Рябцев, И. И. Улучшение отделимости шлаковой корки при повышенных температурах при дуговой наплавке порошковыми проволоками под флюсом / И. И. Рябцев, Д. Д. Мищенко, И. А. Рябцев, Л. А. Жданов //Международный научно-технический семинар «Современные сварочные флюсы и опыт их применения в промышленности» – Запорожье : 29 августа – 1 сентября 2005 г. – С. 32–35.
2. Рябцев, И. И. Улучшение отделимости шлаковой корки при дуговой наплавке под флюсом/Сварочное производство 2008 №2
3. Походня, И. К. Сварка порошковой проволокой / И. К. Походня, А. М. Суптель, В. Н. Шлепаков. - Киев: Наукова думка, 1972. - 223 с.
4. Ерохин, А. А. Кинетика металлургических процессов дуговой сварки / А. А. Ерохин. – М.: Машиностроение, 1964, 252 с.

# ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ВНУТРИФОРМЕННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

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

Высокопрочный чугун (ВЧ) с шаровидным графитом является прогрессивным материалом, обеспечивающим создание высокоэффективных литых конструкций деталей для машиностроения. Несмотря на замедление темпов развития мировой экономики, выпуск отливок из ВЧ ежегодно увеличивается и в технологически развитых странах превышает постоянно снижающийся выпуск отливок из серого чугуна. В последнее время наметилась тенденция перехода технологий высокопрочного чугуна в ранг высоких наукоёмких литейных технологий. Создание прогрессивных технологий, обеспечивающих повышение качества литых изделий при одновременном снижении производственных затрат, происходит на основе развития научных представлений о строении реальных расплавов, их модифицировании, методах управления кристаллизацией, фазовыми превращениями, структурообразованием, технологическими, физико-механическими, служебными свойствами.

Основным структуро- и свойствообразующим фактором в технологиях ВЧ является модифицирование, которое обеспечивает создание условий для образования сферокристаллов графита, предотвращение образования структурно-свободного цементита, оказывает решающее влияние на стабильность получения заданных структуры и свойств литых изделий. Повышение степени перехода магния, обеспечивающего сфероидизацию графитных включений, и ряда других модифицирующих элементов, предотвращающих образование отбела, достигается путем применения высокоэффективных модификаторов, изоляции процесса модифицирования от воздушной атмосферы и созданием условий для регулирования кинетики растворения модифицирующих сплавов в расплаве чугуна. Максимальная эффективность модифицирования может быть достигнута при вводе модификаторов в предкристаллизационном периоде с последующей фиксацией эффекта модифицирования быстрой кристаллизацией. Из современных методов получения ВЧ предельно короткое время между модифицированием и началом кристаллизации обеспечивает модифицирующая обработка расплава в литейной форме, в результате которой оптимизируются структурообразование и свойства изделий из ВЧ и снижаются производственные расходы.

Цель работы – определение оптимальных параметров внутриформенного модифицирования для получения качественных отливок из ВЧ.

В традиционных технологиях внутриформенного модифицирования создаются условия, обеспечивающие относительно равномерный переход магния в чугун на протяжении всего времени заливки формы, что описывается возрастающей линейной функцией, характерной для слоевого межфазного взаимодействия, когда скорость растворения лимитируется поверхностью частиц модификатора в пределах реакционного слоя.

Основной недостаток слоевого взаимодействия в том, что первые наиболее холодные порции расплава с минимальным содержанием магния поступают в полости отливок, а последние, наиболее горячие с максимальным содержанием магния, остаются в литниковой системе. Поэтому первые порции выходящего из реактора расплава могут быть недостаточно модифицированными, что создает риск получения бракованных отливок как по форме графита так и по образованию структурно-свободного цементита.

Создание в проточном реакторе условий для объемного характера взаимодействия обеспечивает высокий уровень насыщения расплава магнием и графитизирующими элементами уже в начальный момент заливки, и первые порции расплава с высоким содержанием модифицирующих элементов идут в отливки, а последние, с низким, заполняют литниковую систему. Выбор и применение оптимального для конкретных условий вида межфазного взаимодействия – один из главных факторов при разработке высоко-эффективных управляемых процессов модифицирования в предкристаллизационном периоде.

Теоретически обоснована и экспериментально подтверждена целесообразность применения центробежных проточных реакторов для интенсификации процесса внутриформенного модифицирования ферросилиций-магниевыми лигатурами. В центробежных реакторах частицы лигатуры с плотностью в два раза меньше плотности жидкого чугуна сепарируются в центральной части реактора вдоль оси вращения. Интенсивное перемешивание твердой фазы способствует выравниванию температуры и концентраций в объеме реактора, ускоряет ход тепло-массообменных процессов и повышает эффективность модифицирования. По сравнению с прямоточным, модифицирование в центробежном реакторе позволяет увеличить заполнение объема реактора твердой фазой с 50 до 70-75 % и повысить степень перехода магния из лигатуры в металл отливок более чем на

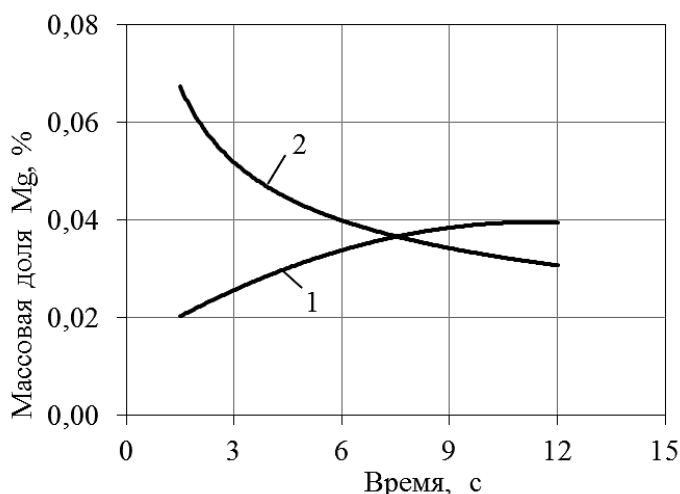


Рис. 1. Кинетика перехода Mg с лигатуры ФСМг7 в чугун при модифицировании в прямоточном (1) и центробежном (2) реакторах

30 % (рис. 1), что обеспечивает увеличение выхода годного литья, снижение расхода магниесодержащей лигатуры, оптимизацию структурообразования и повышение свойств литых изделий из высокопрочного чугуна.

На основе результатов исследования разработаны высокоэффективные ресурсосберегающие технологии получения из высокопрочного чугуна специальных корпусов, коленчатых валов, ступиц, втулок, шестерен, балансиров, кронштейнов, опор, анкеров и других литых изделий.

## ОСОБЛИВОСТІ ПЕМ-ІДЕНТИФІКАЦІЇ Mn-ПОДІБНИХ ФАЗ В СПЛАВАХ СИСТЕМИ Fe–Mo–Cr–C

Веліканова Т. А., Карпець М. В., Котко А. В., Баланецький С. О.  
(м. Київ, ІПМ НАНУ), Заславський О. М. (м. Київ, НУБіП)

Методом високотемпературної рентгенівської дифрактометрії в спінінгованих (швидкість охолодження вихідного розплаву  $\sim 10^6$  K/c) стрічках системи Fe–Mo–Cr–C однозначно ідентифіковано наноструктурні фази типу  $\alpha$ - та  $\beta$ -поліморфних модифікацій мангану —  $\chi$ -фаза  $I\bar{4}3m$ , 58 атомів в елементарній комірці,  $a=0,9061$  нм, ОКР  $\sim 20$  нм та  $\pi$ -фаза  $P4_132$ , 20 атомів в елементарній комірці,  $a=0,6355$  нм, ОКР  $\sim 60$  нм, відповідно [1, 2].

ПЕМ-методом у вказаних матеріалах можлива неоднозначна ідентифікація Mn-подібних фаз внаслідок практично ідентичних наборів міжплощинних відстаней в їх кристалічних структурах (а відтак і точкових картин електронної дифракції), нанодисперсності, а також появи додаткових рефлексів.

В даній роботі ПЕМ та ВР ПЕМ-дослідження спінінгованих стрічок складу  $Fe_{51,9}Mo_{11,1}Cr_{26,3}C_{10,7}$  % ат. проводили на апаратних комплексах JEM–100CXII (рис. 1 а-в) та JEM–4000EX (рис. 1 з-е).

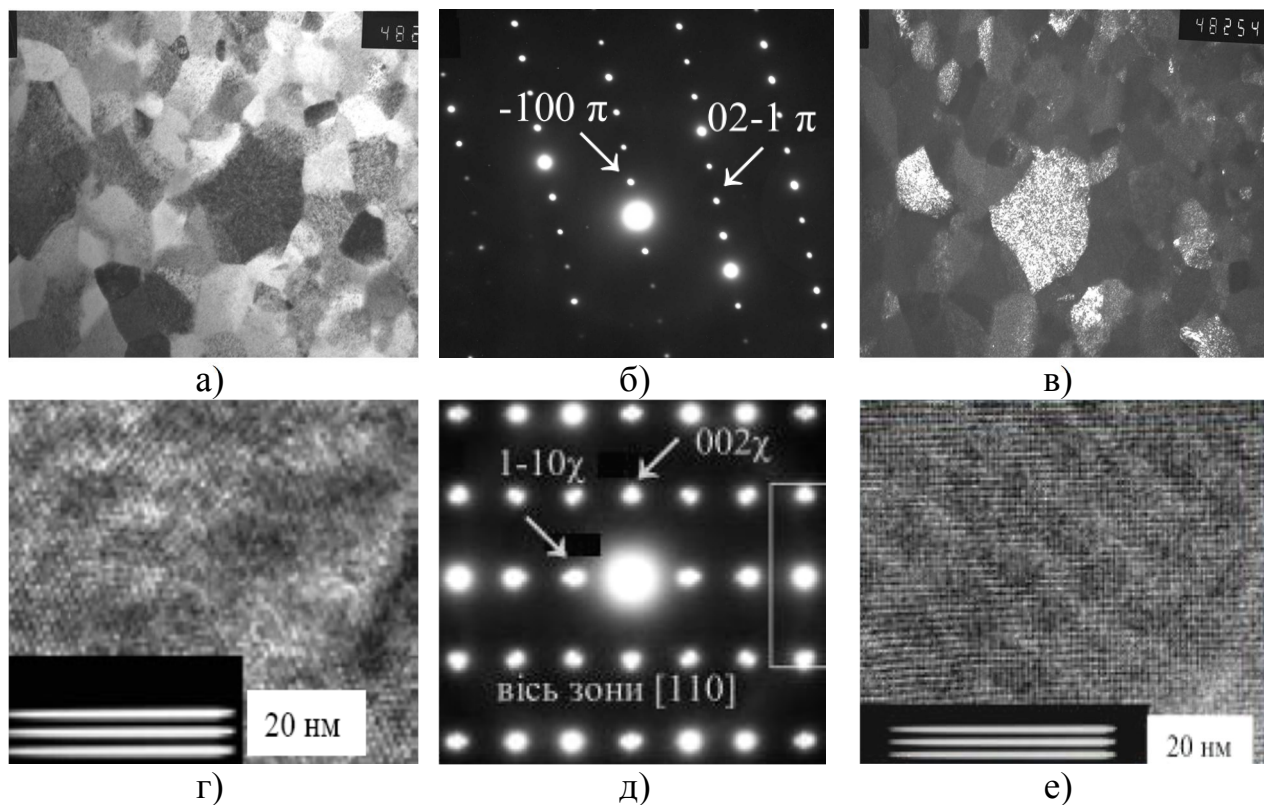


Рис. 1. Картини електронної дифракції  $\pi$ -фази (а-в,  $U=100$  кВ; з,  $U=400$  кВ) та  $\chi$ -фази (д, е,  $U=400$  кВ) в спінінгованій стрічці складу  $Fe_{51,9}Mo_{11,1}Cr_{26,3}C_{10,7}$  товщиною 30 мкм у вихідному стані: світле поле,  $\times 48\,000$  (а); мікродифракція (б, д); темне поле в будь-якому сильному рефлексі,  $\times 48\,000$  (в); пряме ВР ПЕМ-зображення структури  $\pi$ -фази (з) та  $\chi$ -фази (е)

Від деяких ділянок зразка картини мікродифракції за міжплощинними відстанями та відповідними кутами між кристалографічними напрямками з однаковою вірогідністю можна проіндиціювати в рефлексах як  $\chi$ -, так і  $\pi$ -фази. Відповідні світло-польні та темно-польні зображення не завжди розділяються, тому остаточна ідентифікація фаз є утрудненою.

Від інших ділянок (рис. 1, *e*) картини мікродифракції за між-площинними відстанями та відповідними кутами між кристалографічними напрямками однозначно індиціюються в рефлексах  $\chi$ -фази (рис. 1, *д*).

Від переважної більшості ділянок зразка світле поле представлено добре сформованими поліедрами правильної геометричної форми (рис. 1 *а*) з ознаками перетворення в твердому стані. Відповідні картини мікродифракції (рис. 1 *б*) містять рефлекси (що відповідають міжплощинній відстані 0,63 нм), які є забороненими правилами погасання для структури типу  $\beta$ -Mn ( $\pi$ -фаза), а також не можуть бути проіндиційованими в рефлексах структури типу  $\alpha$ -Mn ( $\chi$ -фаза) за кутами між відповідними кристалографічними напрямками. Їх появу ми пояснюємо явищем подвійної дифракції від сімейства площин  $\{110\}\pi$  і  $\{111\}\pi$ , а відтак і індиціюємо в рефлексах типу (100) примітивної кристалічної ґратки  $\pi$ -фази (рис. 1 *б*). За міжплощиною відстанню ці додаткові рефлекси  $\pi$ -фази близькі до рефлексів типу (110) складної об'ємноцентрованої ґратки  $\chi$ -фази (рис. 1 *д*). Схожа на відпалену поліедрична мікроструктура  $\pi$ -фази в швидкозагартованому сплаві пояснюється її конгруентним способом кристалізації, а також близькістю складу сплаву до складу в точці відкритого максимуму. Контраст в полі зерна  $\pi$ -фази ми пояснюємо протіканням бездифузійного  $\chi \rightleftharpoons \pi$  перетворення когерентних фаз.

Відпал під електронним пучком чи підвищення прискорюючої напруги ПЕМ-дослідження до 400 кВ не призводять до миттєвого перетворення Mn-подібних структурних складових спінінгованого сплаву  $\text{Fe}_{51,9}\text{Mo}_{11,1}\text{Cr}_{26,3}\text{C}_{10,7}$  в інші фази системи Fe–Mo–Cr–C (як це спостерігали в спінінгованих сплавах системи Fe–Mo–C). Цей факт підтверджує дані рентгенівської *insitu* дифрактометрії [1, 2], згідно яких, на відміну від трикомпонентної системи Fe–Mo–C, в чотирикомпонентній системі Fe–Mo–Cr–C обидві Mn-подібні фази є стабільними.

З точки зору структурної спадковості  $\pi$ -фаза в чотирикомпонентній системі Fe–Mo–Cr–C є проміжною чотирикомпонентною фазою, а  $\chi$ -фаза є твердим розчином карбону в трикомпонентній металічній  $\chi_{\text{Fe,Mo,Cr}}$ -фазі.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Великанова, Т. А. Стабільність структури типу  $\beta$ -Mn в швидкозагартованих сплавах системи Fe–Mo–Cr–C при високих температурах / Т. А. Великанова, М. В. Карпець // Порошковая металлургия. – 2011. – № 7/8. – С. 108-117.
2. Великанова, Т.А. Стабільність структури типу  $\alpha$ -Mn у швидкозагартованих сплавах системи Fe–Mo–Cr–C при високих температурах/ Т. А. Великанова, М. В. Карпець, В. В. Купрін // Порошковая металлургия. – 2013. – № 5/6. – С. 118-131.



# ІДЕНТИФІКАЦІЯ R-ФАЗИ В СПЛАВАХ СИСТЕМИ Fe–Mo–Cr–C МЕТОДОМ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОЇ РЕНТГЕНІВСЬКОЇ ДИФРАКТОМЕТРІЇ

Веліканова Т. А., Карпець М. В., Купрін В. В. (м. Київ, ІПМ НАНУ),  
Заславський О. М. (м. Київ, НУБіП)

Отримання високотемпературного R-інтерметаліду ( $R\bar{3}$ , 159 атомів в елементарній комірці), який вмартенситностаріючих сталях є основною зміцнюючою фазою, утруднено за причини багатоатомності його кристалічної структури. Це призводить до кінетичної ускладненості зародження та росту кристалітів R-фази в умовах звичайного металургійного переділу, а також до зниження швидкості дифузії компонентів при їх перерозподілі між фазами при формуванні R-фази в твердому стані.

В даній роботі проведена ідентифікація R-інтерметаліду в порошковому зразку спінінгованих стрічок товщиною 30 мкм хімічного складу Fe<sub>64,9</sub>Mo<sub>19,6</sub>Cr<sub>14,5</sub>C<sub>1,0</sub> % ат. шляхом порівняльного аналізу картин рентгенівської дифракції, одержаних при різних температурах в умовах високотемпературної дифрактометрії (рис. 1). При кімнатній температурі (рис. 1 а) в зразку однозначно ідентифіковано три фази: нанорозмірна типу  $\beta$ -Mn( $\pi$ -фаза,  $P4_132$ , період кристалічної ґратки  $a = 0,6346$  нм, розмір областей когерентного розсіювання  $\sim 55$  нм) та дві текстуровані ОЦК-фази ( $\alpha_1$ -фаза,  $a = 0,2887$  нм, коефіцієнт текстури  $\tau = 0,56$  та  $\alpha_2$ -фаза,  $a = 0,2938$  нм,  $\tau = 0,44$ ) [1]; крім того, дифрактограма містила помітний максимум в околі кута  $2\theta \approx 41^\circ$  (рис. 1 а), що свідчило про наявність в зразку четвертої („невідомої“) фази, але було недостатнім для її ідентифікації.

Вказаний дифракційний максимум існував і на дифрактограмах, одержаних при нагріві в високотемпературній приставці УВД-2000 (ДРОН УМ-1, Cu-K $\alpha$ -випромінювання, графітовий монохроматор на дифрагованому пучку, експозиція в точці 3 с, крок сканування  $0,05^\circ$ ;  $V_{\text{нагріву}} \approx 50$  К/хв, об'єм камерипродувався гелієм з надлишковим тиском  $\sim 20$  КПа), наряду з максимумами інших фаз, принаймні до  $T = 1073$  К. Потім зникав та знов з'являвся при  $T = 1473$  К одночасно з рефlekсами  $\chi$ -( $I\bar{4}3m$ ,  $a = 0,9170$  нм),  $\alpha$ -( $Im\bar{3}m$ ,  $a = 0,2887$  нм) та  $\eta$ -( $Fd\bar{3}m$ ,  $a = 1,1305$  нм) фаз. При подальшому підвищенні температури, наприклад при  $1523$  К (рис. 1 б), інтенсивність максимуму в околі кутів  $2\theta \approx 41^\circ$  різко зростала, до того ж з'являлося два додаткових слабких максимуми в інтервалі  $(43-45)^\circ$  кутів  $2\theta$ .

При  $T = 1573$  К дифрактограма являла собою суперпозицію трьох дифракційних спектрів: набір максимумів ОЦК-фази, гало низької інтенсивності (яке свідчило про часткове підплавлення зразка) та розширений спектр „невідомої“ фази – інтенсивність раніше зафіксованих трьох її максимумів помітно підвищилась та з'явилося ще кілька додаткових рефlekсів. Щоб зберегти стабільну при високих температурах „невідому“ фазу та позбутися гало і високого фону, які частково екранували її дифракційний спектр, підплавлений зразок охолоджували зі швидкістю  $10$  К/с від  $1573$  К до кімнатної температури. Одержана картина рентгенівської дифракції (рис. 1 в) містила максимуми ОЦК-фази, а та-

кож доповнений рефlekсами низької інтенсивності набір максимумів „невідомої” фази, вже достатній для її ідентифікації. Повнопрофільним аналізом одержаної дифрактограми максимуми „невідомої” фази було однозначно проіндиційовано в рефlekсах потрійного R-інтерметаліду ромбічної структури  $R\bar{3}$  в гексагональній установці з періодами кристалічної ґратки  $a = 1,0920$  нм та  $c = 1,9330$  нм.

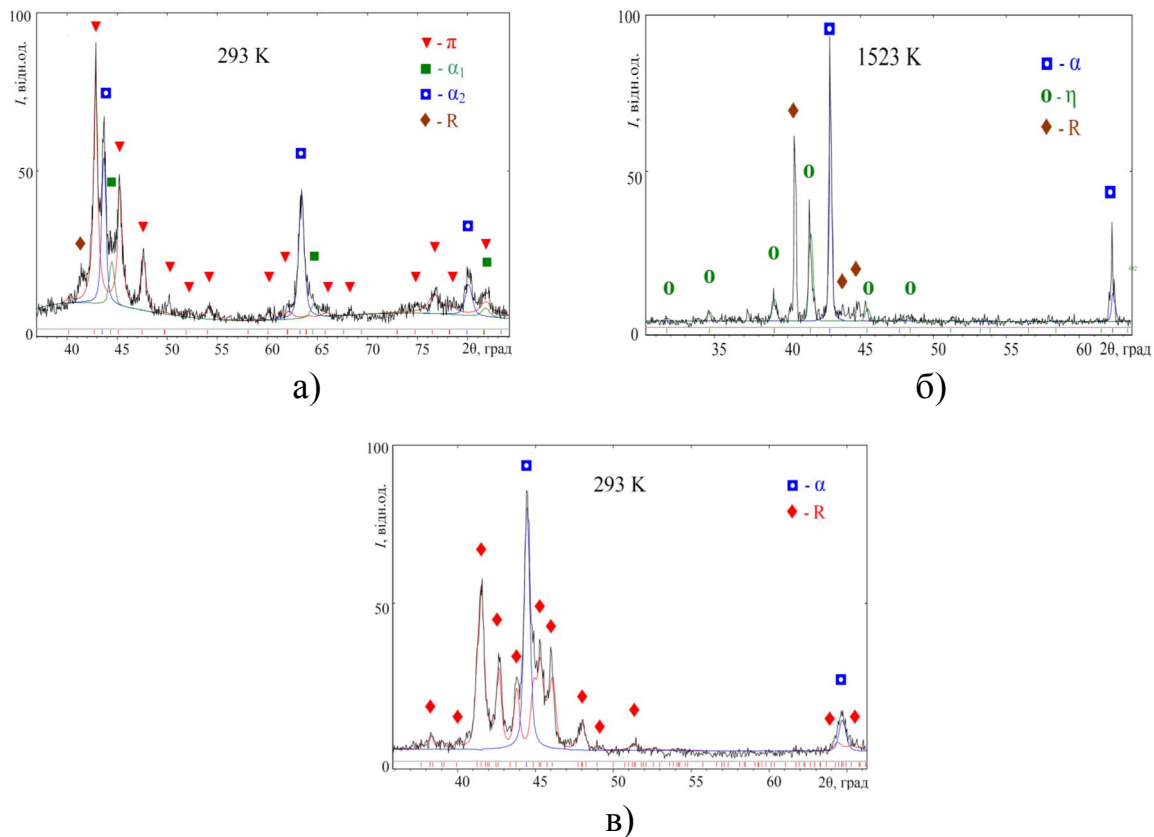


Рис. 1. Повнопрофільний аналіз одержаних при різних температурах в умовах високотемпературної дифракто-метрії картин рентгенівської дифракції порошкового зразка спінінгованих стрічок товщиною 30 мкм хімічного складу  $Fe_{64,9}Mo_{19,6}Cr_{14,5}C_{1,0}$  % ат.: вихідний стан при 293 К (а); зйомка при 1523 К (б); зйомка при 293 К після охолодження від 1573 К (в)

Таким чином, в результаті порівняльного аналізу картин рентгенівської дифракції, одержаних при різних температурах в умовах високо-температурної рентгенівської дифрактометрії, було однозначно встановлено, що дифракційні максимуми на дифрактограмах порошкового зразка спінінгованих стрічок хімічного складу  $Fe_{64,9}Mo_{19,6}Cr_{14,5}C_{1,0}$  % ат. в околі кутів  $2\theta \approx 41^\circ$ , відповідають саме R-фазі, а відтак і остаточно встановлено фазовий склад досліджуваного сплаву при різних температурах.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Великанова, Т.А. Стабільність структури типу  $\alpha$ -Mn у швидкозагартованих сплавах системи Fe–Mo–Cr–C при високих температурах/ Т. А. Великанова, М. В. Карпець, В. В. Купрін // Порошковая металлургия. – 2013. – № 5/6. – С. 118-131.

# КИНЕТИКА РАСТВОРЕНИЯ ГРАФИТОВ, ЖЕЛЕЗА, ФЕРРОХРОМА И МОДИФИКАТОРОВ В ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ РАСПЛАВАХ

Верховлюк А. М. (г. Киев, ФТИМС НАНУ)

В процессах плавки металлических сплавов присутствуют процессы растворения различных добавок. Нами изучалась кинетика растворения углеродистых материалов, стали, феррохрома, модификаторов в расплавах Fe-C, Fe-Si-C и жидких чугунах. Исследование кинетики растворения различных углеродистых материалов показало, что скорость растворения этих материалов в расплавах Fe-(2,84-3,10)%-C при температуре  $1673 \pm 10$  К различается. Для исследований были выбраны графиты марок МПГ-7, МГ-1, ЭГ, силицированный графит, графит с покрытиями на основе диборида циркония и бора, композиции: корундографит, шамотографит, графит-каолин (1:1), графит-каолин (2:1), графит-5%Ti-5%Mo-7%Ni, графит-5%Ti-5%Cu-2%Mo. Причина различных скоростей растворения углеродистых материалов кроется в их макро и микро структуре. Зоны когерентного рассеивания (кристаллиты) составляют несколько десятков нанометров. На макро уровне кристаллиты объединены достаточно хаотически в зерна. При этом в межкристаллитных зонах имеется определенная доля неупорядоченного углерода. К этим элементам структуры графита необходимо добавить пористость. Различие в скорости растворения этих материалов характеризуется тем, что наряду с атомарной кинетикой растворения в расплавах переходят также кристаллиты и зерна. Первые – за счет диспергирования, вторые – за счет механической эрозии, когда расплав проникает в поры и происходит отторжение зерен. Материалы не растворяются, а фактически рассыпаются на структурные составляющие.

Увеличение содержания углерода в расплаве от 2,3% до 3,6% практически не влияет на процесс растворения. Влияние кремния на кинетику растворения представляет особый интерес, так как в обычных чугунах он наряду с углеродом является основным компонентом. Добавка в Fe-3%С расплава до 2% кремния уменьшает скорость растворения приблизительно в полтора раза. Такое снижение параметров растворения происходит за счет уменьшения растворимости углерода в жидком железе при увеличении концентрации в расплаве кремния.

Исследование растворения железа и стали в чугуне показали, что их скорости 2-3 порядка превышают скорости растворения графита. Сопоставление этих параметров опровергает традиционную модель, так как в случае ее справедливости, скорости растворения стали должны быть существенно ниже аналогичных параметров для графита.

Аналогичным образом была изучена кинетика растворения феррохрома и ряда промышленных модификаторов. Результаты подтверждают исходную предпосылку о том, что технические вещества в металлических расплавах растворяются по неатомарному механизму. Определяющим является этап перехода кристаллитов, зерен, блоков растворяемого вещества в расплав, определяя его неравновесное состояние. При этом одновременно происходит и налагается механизм атомарного растворения. Размер структурных блоков, длительность их существования в расплаве зависит от структуры и свойств исходного материала. В этом один из элементов так называемой «наследственности».

Исследование скорости растворения модификаторов ФС75 ( $T_1=1633$  К,  $T_s=1383$  К), ФС65Ва4 ( $T_1=1583$  К,  $T_s=1413$  К), Медьсиликомишметалл ( $T_1=1543$  К,  $T_s=1263$  К), ФС60Ва22 ( $T_1=1423$  К,  $T_s=1153$  К), ФС30РЗМ30 ( $T_1=1393$  К,  $T_s=1143$  К) проводили в жидком чугуна [Fe - (3,7-3,9) % С - (1,8-2,0) % Si - 0,2 % Mn - 0,02 % Ti - 0,05 % P - 0,03 % S] при температуре  $1533 \pm 10$  К. Температуры фазовых переходов модификаторов, в том числе и плавления, определяли методом дифференциально-термического анализа на термоанализаторе “SETARAM”.

В ходе исследования не предполагалось моделирование производственных условий, в которых на практике происходит усвоение модифицирующих добавок жидким металлом в печи, миксере, ковше или литейной форме. Ставилась задача получения относительных характеристик для различных модификаторов в стабилизированных условиях их взаимодействия с расплавом.

Экспериментальные результаты свидетельствуют, что значения скорости растворения для различных модификаторов существенно различаются. Наибольшая разница наблюдается между ФС30РЗМ30 и ФС60Ва22 – в девять раз. По абсолютным значениям скорости растворения модификаторов приближаются к скоростям растворения стального лома и феррохрома.

## ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ МОДИФИКАТОРОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ С ОГНЕУПОРАМИ И РАСПЛАВАМИ

Верховлюк А. М., Железняк А. В., Левченко Ю. Н.  
(г. Киев, ФТИМС НАНУ)

Отливки из алюминиевых сплавов находят все большее использование в различных областях промышленности. В связи с высокими требованиями, предъявляемыми к изделиям из них, поэтому разработка новых методов повышения качества литого металла является чрезвычайно актуальной задачей.

Для этого можно использовать новые специальные наноструктурные и мелкокристаллические модификаторы. При их введении в расплав, они равномерно распределяются в объеме металла и выступают в качестве гетерогенных зародышей, то есть центров кристаллизации.

Одним из условий получения модификаторов в мелкокристаллическом и наноструктурном состояниях, является гомогенность исходного расплава. В процессе их получения возникают сложности относительно выбора огнеупора для плавильного узла, потому что в состав модификатора входят химически активные компоненты. В связи с этим было изучено межфазное взаимодействие в системах огнеупор - расплавы системы Al-Cu-Zr и Al-Cu-Zr-Ni. Исследования проводили методом лежащей капли в вакууме ( $P=1,0 \cdot 10^{-2}$  Па) в интервале температур от 1333 К до 1523 К. При этом подложками служили электродный, мелкозернистый, мелкозернистый плотный графиты, пирографит и алунд. Эксперименты показали, что контактный угол смачивания ( $\theta$ ) для всех систем имеет значение меньше 90 град. при температуре 1453 К, что характеризует о начале взаимодействия в данных системах. Исключение составляет система мелкозернистый плотный графит - Al-Cu-Zr, где  $\theta$  равно 140 град. Последующее повышение температуры (выше 1500 К) приводит к уменьшению этой характеристики. Аналогичные результаты были получены для подложек, которые были изготовлены из плавящихся оксидов. Эти данные позволили выбрать материалы для футеровки и режимы плавки выше представленных сплавов.

Кроме того при разработке технологии модифицирования сплавов необходимо иметь данные об особенностях взаимодействия добавок с ними. В основном такого типа модификаторы являются двойными или сложными системами. Поэтому их растворение в расплаве можно рассматривать, как процесс взаимодействия отдельных компонентов с ним. Поскольку данный процесс протекает на границе раздела фаз, поэтому необходимо учитывать роль поверхностных свойств, особенно жидкой фазы и диффузионного слоя.

Была изучена кинетика растворения мелкокристаллических модификаторов систем Al-Zr, Al-Cu-Zr-Ni и их отдельных составляющих (Cu, Zr, Ti) в расплаве В95 (Al-5,98%Zn-2,42%Mg-1,80%Cu-0,40%Si-0,36%Mn-0,33%Fe-0,15%Cr-0,10%Ti). Эксперименты проводили методом вращающегося диска с равнодоступной поверхностью в атмосфере аргона при температуре 1073 К и скорости вращения 600 об/мин.

Удельная скорость растворения меди, циркония и титана соответственно равна  $18,60 \text{ кг/м}^2 \cdot \text{с}$ ;  $0,17 \text{ кг/м}^2 \cdot \text{с}$ ;  $0,10 \text{ кг/м}^2 \cdot \text{с}$ , а для сплавов Al-Zr, Al-Cu-Zr-Ni –  $17,27 \text{ кг/м}^2 \cdot \text{с}$  и  $13,80 \text{ кг/м}^2 \cdot \text{с}$ .

Таким образом, скорости растворения изученных сплавов близки к скорости растворения чистой меди, то есть на протяжении 10 с они из твердого состояния переходят в жидкое.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИГАРА КРУПНОГО СТАЛЬНОГО ЛИТЬЯ, ПОЛУЧАЕМОГО В ФОРМАХ ИЗ ХТС С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СТАВРОЛИТОВОГО КОНЦЕНТРАТА

Виценко В. В., , Бартель Г. П. (г. Краматорск, ДГМА),  
Городчиков В. Н., Шагов А. И. (г. Краматорск, ПАО «ЭМСС»)

Для получения чистой поверхности крупных стальных отливок и снижения затрат на изготовление разовых литейных ХТС форм используют различные составы связующих и огнеупорных наполнителей облицовочных смесей и противопригарных красок.

В качестве огнеупорного наполнителя применяют кварцевый песок, хромит, хромомагнетит, циркон, дистен-силиманит, шамот, ставролит и др.

Однако при изготовлении крупных стальных отливок нередко образуется трудно удаляемый пригар даже при использовании дорогостоящих огнеупорных наполнителей в составе смеси и красок.

Исследовали образующийся пригар на крупных отливках из стали 20ГСЛ и типа Х14Н5МЛ, получаемых в формах из ХТС по фуран-процессу с использованием ставролитового концентрата.

Получение легко отделяемого или трудно отделяемого пригара на поверхности крупных отливок зависит от ряда факторов: химического и физического состава ставролитового концентрата, условий предварительной подготовки к использованию в формовочной смеси, состава и содержания компонентов связующего, температура заливаемого металла, скорости заполнения формы, конфигурации отливки и др.

Управление процессами спекания ставролита позволяет получать легко отделяемую корочку при охлаждении отливки. За счет различных коэффициентов сжатия остеклованного пригара и материала отливки происходит самоотделение слоя и получение чистой поверхности.

При недостаточной предварительной подготовке ставролитового концентрата к использованию в формовочной смеси возможны также такие дефекты как «складчатость» и «апельсиновая корка».

Применение ставролитового концентрата в качестве огнеупорного наполнителя в формах из ХТС позволяет получать качественные крупные отливки с более низкой себестоимостью и без трудноудаляемого пригара.

## ИССЛЕДОВАНИЕ НАГРЕВА И ПЛАВЛЕНИЯ ЭЛЕКТРОДОВ С ЭКЗОТЕРМИЧЕСКОЙ СМЕСЬЮ В ПОКРЫТИИ ПРИ РЕМОНТНОЙ СВАРКЕ

Власов А. Ф., Куций А. М., Иванов Д. А. (г. Краматорск, ДГМА)

Плавление электрода (покрытия и стержня) происходит за счет теплоты дуги; теплоты химических реакций, протекающих при плавлении покрытия и теплоты, выделяемой при прохождении тока через стержень электрода. Однако, влияние теплоты химических реакций (в основном за счёт окисления металлических составляющих покрытия) на расплавление электрода незначительно [1]. При введении в электродное покрытие оксидов железа и активных элементов-раскислителей протекает экзотермический процесс с выделением дополнительного тепла. Так как любой процесс раскисления является экзотермическим, то определение места его протекания является важным вопросом. В тех случаях, когда при нагреве электродного покрытия и взаимодействии оксидов железа с элементами-раскислителями образуется экзотермическая смесь, экзотермический процесс протекает в покрытии до расплавления электродного стержня [2].

Для определения наличия в исследуемых электродах экзотермической смеси и температур, развиваемых экзотермическими реакциями из электродных покрытий, изготавливались брикеты размером 20x20x20 мм. За счёт газошлакообразующей части покрытия, взятой за основу, при сохранении соотношений между её составляющими, в электродные покрытия с одинаковым количеством в них раскислителей вводилась окалина или железный порошок. Электродные покрытия с окалиной предполагали наличие в них экзотермической смеси, а электродные покрытия с железным порошком – её отсутствие. В центре брикетов производилась засверловка отверстий под вольфрамрений-вольфрамрениевые термопары (ВР-5/20). Термопары соединялись между собой по схеме, обеспечивающей замер разности температур в исследуемых брикетах. Исследуемые брикеты с термопарами укладывались на стальную пластинку и помещались в нагревательную печь типа СУОЛ (с максимальной температурой нагрева, равной 1523К) при температуре 1173К. При этом включалось записывающее устройств светолучевого осциллографа Н-115. Скорость перемещения фотоленты в начальный период составляла 0,5мм/с, а в момент возникновения экзотермической реакции - 10 мм/с.

Температура начала экзотермических реакций в исследуемых электродных покрытиях фиксировалась по показаниям потенциометра типа МР-64 с платинородий-платиновой термопарой ПП-1 и находилась в пределах 1253...1273К. Определение влияния количества экзотермической смеси и толщины покрытия электродов с экзотермической смесью на нагрев изделия и плавление электрода производилось методом калориметрирования.

Для исследований изготавливались электроды с диаметром стержня 5,0мм. Данными электродами на пластины (10x80x120 мм) с хвостовиками, предварительно установленные на теплоизолированную подставку, производилась наплавка валиков на постоянном токе обратной полярности. В качестве источника питания использовался сварочный преобразователь ПС-500 с балластными реостатами типа РБ-300. Наплавка каждого образца производилась в течение 20 с. Время плавления электрода определялось с помощью секундомера. Средние значения сварочного тока и напряжения дуги определялись по самопишущим приборам, а температура нагревания воды - термометром с точностью до 0,05°С. На каждый состав электродов производилось 3–5 замеров. Введение в состав покрытия электродов экзотермической смеси до 53,4% изменяет эффективный к.п.д. нагрева изделия от 0,715 до 0,815 и эффективный к.п.д. нагрева электродного покрытия от 0,28 до 0,415; при этом, изменение носит прямопропорциональный характер. Увеличение количества наплавленного металла ( $q_{н.м}^k = 10,5 \dots 21,0 \text{ г}$ ) и тепловой мощности дуги ( $\frac{\Delta Q_{ид}}{Q_{1д}} = 0 \dots 12 \%$ ) при почти одинаковом количестве шлака на пластине показывает, что дополнительный нагрев пластины происходит в основном за счёт увеличения количества электродного металла за один и тот же промежуток времени и за счет увеличения тепловой мощности дуги. Введение в покрытия электродов экзотермической смеси при одном и том же коэффициенте массы покрытия увеличивает количество расплавляемого стержня ( $q_{р.ст.}^k = 14,0 \dots 19,0 \text{ г}$ ) и покрытия ( $q_{р.п.}^k = 8,5 \dots 11,4 \text{ г}$ ) за счёт повышения тепловой мощности дуги и тепла, выделяющегося при протекании экзотермической реакции.

Увеличение содержания экзотермической смеси в исследуемых электродах, то есть, соответствующего уменьшения содержания газшлакообразующей части покрытия, приводит к снижению затрат тепла на плавление покрытия, так как теплосодержание железа ниже чем шлака, и увеличивается доля тепла, идущего на расплавление стержня, а также на разогрев капель.

Проведенные исследования показывают, что введение в покрытие экзотермической смеси увеличивает скорость расплавления электрода за счет: увеличения тепловой мощности дуги; тепла, выделяющегося при протекании экзотермической реакции; снижения затрат на плавление покрытия и улучшения технологических характеристик дуги.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Карпенко, В. М. Показатели плавления сварочных электродов с экзотермической смесью в покрытии / В. М. Карпенко, А. Ф. Власов, Г. Б. Билык // Сварочное производство. - 1980. - №9. - С. 23 - 25. ISSN 0491 – 6441.
2. Власов, А. Ф. Экспериментальное определение экзотермического процесса, протекающего при нагреве и плавлении электродов./ А. Ф. Власов, В. М. Карпенко, А. И. Леценко. - Вісник ДДМА, №2(4), 2006. - С.65-68.



## ЭКСПЛУАТАЦИЯ ГАЗОВОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ПЕЧИ ДЛЯ ТО СТАЛЬНОГО ЛИТЬЯ С ФУТЕРОВКОЙ ИЗ КЕРАМОВОЛОКНИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ

Головня А. Б., Пономаренко О. И. (г. Харьков, НТУ «ХПИ»)

При изготовлении и ремонте термических и нагревательных печей футеровка печи является самым дорогим элементом ее конструкции.

Как правило, футеровка печи состоит из двух основных частей: теплоизоляционного слоя, его назначение – не выпускать тепло из нагретой зоны и теплозащитного слоя для защиты от воздействия тепла, исходящего из нагретой зоны.

Конструкция и состав слоев зависит от назначения печи.

Например, в термических печах для экономии энергоносителей и сокращения времени процессов ТО желательно теплозащитный слой выполнять из материалов с низкой теплоаккумулирующей способностью из, так называемых, малоинерционных огнеупорных материалов. В кузнечных нагревательных печах мелкосерийного производства малоинерционные материалы желательно применять, в основном, для теплоизоляционного слоя, так как часто в процессековки требуется неоднократный нагрев заготовок. В данных случаях, аккумулированное тепло в теплозащитном слое позволяет быстрее компенсировать потери тепла внутри печи в периоды загрузки-выгрузки и кантовки заготовок.

Низкая теплопроводность огнеупорных материалов достигается за счет низкой теплопроводности и теплоемкости воздуха, заключенного в структуре огнеупорного материала. Изоляционные материалы с порами 0,0001 мм имеют самую низкую теплопроводность, их теплоизоляционная способность достигается благодаря большому числу небольших пор в массе керамической оболочки.

Таким требованиям отвечает футеровка, выполненная из керамического волокна.

В процессе пятилетней эксплуатации газовой термической печи для ТО стального литья с грузоподъемностью 40 т., оснащенной футеровкой из керамического волокна, наблюдалась экономия не только энергетических затрат, но и затрат, связанных с выполнением текущих и капитальных ремонтов.

Теплозащитный слой футеровки выполнен из волокнистых матов марки LYTX 512 1425, теплоизоляционный слой из волокнистых матов марки LYTX 312.

Химический состав LYTX 512 1425:  $\text{Al}_2\text{O}_3$  – 38...40%,  $\text{SiO}_2$  – 43...45%,  $\text{ZrO}_2$  – 15...17%,  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  – 0,1%,  $\text{TiO}_2$  – 0,1%. Удельный вес – 128 кг/м<sup>3</sup>.

Химический состав LYTX 312:  $\text{Al}_2\text{O}_3$  – 45...46%,  $\text{SiO}_2$  – 51...52%. Удельный вес – 213 кг/м<sup>3</sup>.

## ТРЕБОВАНИЯ К МАТЕРИАЛАМ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ШТАМПОВОГО ИНСТРУМЕНТА

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

Повышение стойкости инструмента холодного деформирования металла, наплавленного порошковой проволокой, обеспечивается при соблюдении следующих условий: оболочка должна быть из недефицитной стали; в составе шихты не должно быть большого количества дефицитных легирующих элементов; твердость наплавленного металла после отжига не выше 30 HRC, после закалки и отпуска от 560 °С не ниже 62 HRC и после отпуска от 650 °С не ниже 54 HRC; количество избыточной карбидной фазы в структуре должно обеспечивать максимальное сочетание износостойкости и ударной вязкости; ударная вязкость не менее 0,25-0,30 МДж/м<sup>2</sup>; сопротивление усталостному разрушению не менее 10<sup>6</sup> циклов; теплостойкость не ниже 450 °С; износостойкость наплавленного инструмента не ниже цельного из легированной стали.

Твердость – важнейший фактор при определении режущих свойств инструментального материала. Твердость материала инструмента должна быть выше твердости обрабатываемого материала, для инструментальной стали после термообработки – в пределах 60-65 HRC. Однако, для надежной работы инструмента важна прочность не только режущей части, но и не режущих элементов инструмента (державок, корпусов, хвостовиков и т.д.).

Износостойкость инструментального материала характеризуется сопротивляемостью истиранию от действия сил трения в процессе резки на передних и задних поверхностях инструмента. Следовательно, с повышением сопротивляемости истиранию повышаются режущие свойства и возрастает стойкость инструмента.

Твердость и прочность инструмента зависят от его рабочей температуры. Сохранение достаточной жесткости и режущих свойств при высоких температурах характеризуется теплостойкостью. С повышением температуры твердость и прочность материала уменьшаются, что приводит к снижению стойкости режущего инструмента. Стойкость инструментальных сталей повышается при добавлении в их состав хрома, ванадия и особенно вольфрама.

Наиболее высокая однородность распределения элементов в наплавленном металле и эффективное легирование достигается при наплавке сплошной легированной проволокой под обычным плавным флюсом. Однако производство легированной и высоколегированной проволоки для наплавки, которая обеспечила бы необходимый состав наплавленного металла, затрудняется сложностью технологии ее изготовления, а также стоит она весьма дорого, поэтому актуальной задачей является разработка экономнолегированной порошковой проволоки, обеспечивающей повышение эксплуатационной стойкости наплавленного металла штампового инструмента после термообработки.

## МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОМАССОБМЕННЫХ ПРОЦЕССОВ В КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ СЛЯБОВОЙ МНЛЗ

Гресс А. В. (г. Днепродзержинск, ДГТУ), Исаев О. Б. (г. Ухань, УУНТ),  
Чеботарева О. А. (г. Днепродзержинск, ДГТУ)

Известно, что скорость затвердевания зависит как от термического сопротивления области контакта заготовки с кристаллизатором, так и от подвода теплоты со стороны жидкой фазы. Вдобавок, в местах интенсивного воздействия струи жидкого металла на твердую оболочку возможно ее размывание, что может привести к прорыву стали. Поэтому полученное распределение толщины затвердевшей оболочки по периметру кристаллизатора необходимо рассматривать с учетом и теплофизических и гидродинамических процессов, происходящих при затвердевании заготовки. Особенное значение это приобретает в случае использования аргона для продувки металла в кристаллизаторе.

Поскольку решение поставленной задачи в реальных условиях и с помощью физического моделирования достаточно сложное, нами разработана сопряженная трехмерная математическая модель расчета полей скоростей расплава в объеме кристаллизатора слябовой МНЛЗ. Данная модель построена на основе общего подхода к описанию многофазных систем, изложенного в работе [1].

Численно поставленная задача решалась в естественных переменных методом расщепления по физическим факторам. Адекватность модели проверялась посредством сравнения результатов численных расчетов с данными холодного моделирования и данными промышленных экспериментов.

В результате численных экспериментов определены температурные и скоростные поля в исследуемой области.

В качестве примера на рис. 1 приведено трехмерное поле скоростей в вертикальном кристаллизаторе слябовой МНЛЗ сечением 2300x300 мм при скорости разливки 0,9 м/мин. Расстояние от мениска металла до оси разгрузочных окон погружного стакана составляет 150 мм, угол наклона выходных сопел - 15 градусов вниз к горизонтали.

Установлено, что толщина корки металла в пределах кристаллизатора неравномерная и зависит от конфигурации потока металла из сопел погружного стакана. В частности, в торцах кристаллизатора и в районе погружного стакана создаются замкнутые гидродинамические вихри, приводящие в первом случае к локальному росту скорости кристаллизации, а во втором – к ее замедлению и появлению опасности прорыва оболочки слитка.

Предварительные численные эксперименты подтвердили, что подача в струю металла инертного газа приводит к существенному изменению гидродинамической и тепловой обстановки в кристаллизаторе слябовой МНЛЗ. В верхней части кристаллизатора создается устойчивая зона вращения металла, направленная по его свободной поверхности от оси кристаллизатора к стенкам и далее вниз, что из-за увеличения скорости и температуры жидкого металла приводит к соответствующему локальному уменьшению скорости нарастания оболочки слитка.

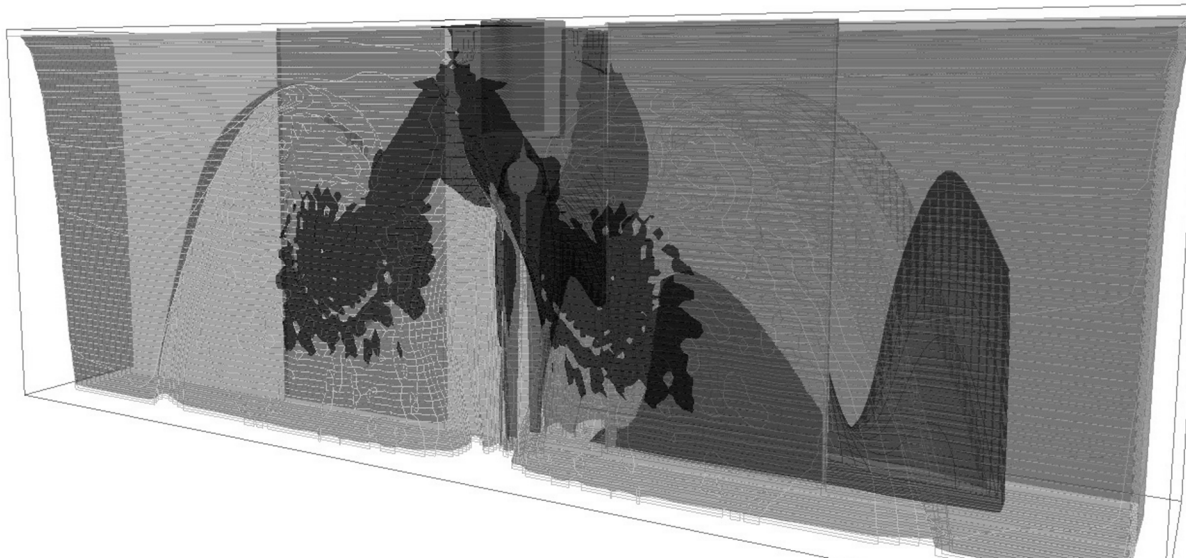


Рис 1. Трехмерное поле скоростей и температур в кристаллизаторе слябовой МНЛЗ

Вместе с тем, в результате роста теплоотдачи от объема металла его суммарная энтальпия снижается, что позволяет повысить скорость вытягивания заготовки на 8%.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Огурцов, А. П. Математичне моделювання теплофізичних процесів у багатофазних середовищах/ А. П.Огурцов, С. Є.Самохвалов. –К.: Наукова думка, 2001. – 409 с.

## **ЧИСЛЕННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ТЕПЛОМАССОБМЕННЫХ ПРОЦЕССОВ В КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ СЛЯБОВОЙ МНЛЗ С ВВОДОМ ИННОКУЛЯТОРОВ**

Гресс А. В. (г. Днепродзержинск, ДГТУ), Исаев О. Б. (г. Ухань, УУНТ),  
Чеботарева О. А. (г. Днепродзержинск, ДГТУ)

Одним из прогрессивных способов непрерывной разливки, позволяющих решить проблему получения качественной листовой заготовки при одновременном повышении скорости разливки и снижении материальных и энергетических затрат на изготовление металлопродукции, является использование различного вида инокуляторов, подаваемых в кристаллизатор МНЛЗ. В качестве инокуляторов используют металлические материалы, имеющие сходный с разливаемым состав металла. Наряду с достаточно редкими и слабо контролируемые способами ввода инокуляторов (дробь, водоохлаждаемые холодильники, пруты и т.п.) особое внимание заслуживает использование металлической ленты, являющейся побочным продуктом производства листового проката.

При несоблюдении научно обоснованных рекомендаций по технологии ввода инокуляторов и используемому оборудованию получение некачественной продукции практически гарантировано, возможно даже аварийное завершение работы МНЛЗ.

В этом случае весьма высокий интерес представляет математическое моделирование тепломассообменных процессов и гидродинамики в металлургических агрегатах.

Численно поставленная задача решалась в естественных переменных методом расщепления по физическим факторам. Адекватность модели проверялась посредством сравнения результатов численных расчетов с данными холодного моделирования и промышленных экспериментов.

Исследовали тепломассообменные процессы в кристаллизаторе размером 300×2300×900 мм при общей высоте расчетной области 0,6 м. Моделировали разливку стали марки S355, перегретую на входе в кристаллизатор на 15 градусов выше ее температуры ликвидуса. Расстояние от мениска металла до оси разгрузочных окон погружного стакана принято 150 мм, угол наклона выходных сопел - 15 градусов вниз к горизонтали. Скорость разливки принимали 0,9 м/мин. Температуру поверхности заготовки на выходе из кристаллизатора считали равной 1150°C. Металлическая лента имела химический состав, аналогичный марке стали 45. Толщина ленты 1,5 мм, ширина – 400 мм. Расстояние от оси погружного стакана до начала ленты принято равным 200 мм. Скорость ввода инокулятора в показательных расчетах составляла 2,5 м/мин. Использовали расчетную сетку с переменным шагом.

В результате ввода ленты поток жидкого металла раздваивается на два симметричных с постепенным усилением по мере роста глубины его погружения. При этом вертикальный вихрь, находящийся возле погружного стакана, смещается к широкой стенке кристаллизатора, вызывая тем самым некоторое локальное уменьшение скорости кристаллизации. Второй же вихрь, вращаю-

щийся в противоположном направлении, постепенно затухает и перемещается по направлению к узким граням агрегата.

У торцов кристаллизатора возникают параллельные узкой грани вихри, затухающие на глубине около 200 мм. В то же время, у разгрузочного отверстия погружного стакана существенно возрастает мощность вихрей, сопровождающих выход расплава из стакана. Вихри постепенно перемещаются к широким граням, а их место занимают менее интенсивные потоки металла с несколько меньшей температурой. Это приводит к росту скорости кристаллизации корки металла в районе погружного стакана и ее снижению на расстоянии примерно половины ширины ленты.

По мере погружения ленты на глубине около 500 мм у поверхности пластины образуется короткозамкнутый поток, приводящий к уменьшению ее толщины. Одновременно потоки металла в районе оси погружного стакана затухают и меняют направление, что приводит к замедлению скорости кристаллизации. Определено, что подплавление ленты неравномерное, поскольку зависит от силы и направления гидродинамических потоков металла.

При дальнейшей подаче ленты тепловые и гидродинамические потоки стабилизируются.

Результаты расчетов тепловой и гидродинамической картины после стабилизации процесса представлены на рис. 1.

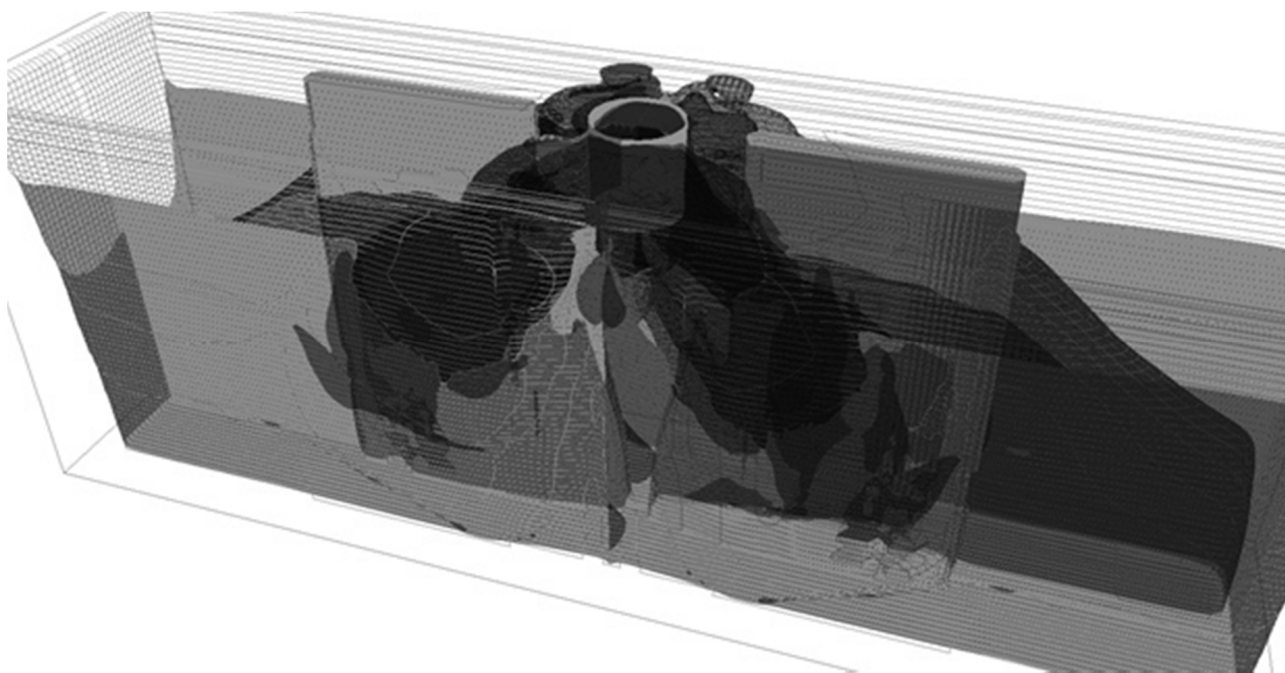


Рис. 1. Тепловые и гидродинамические флуктуации в кристаллизаторе слябовой МНЛЗ при подаче инокуляторов

## ПУТИ СНИЖЕНИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В НАПЛАВЛЕННОМ МЕТАЛЛЕ

Гринь А. Г., Дудинский А. Д., Рубан В. О. (г. Краматорск, ДГМА)

Количество, размер, форма, состав и распределение неметаллических включений, в значительной мере, определяют качество сварных соединений и наплавленного металла. Неметаллические включения могут стать очагами зарождения трещин в наплавленном металле, снижают механические свойства и служебные характеристики наплавки.

В зависимости от происхождения неметаллические включения рассматривают как эндогенные, являющиеся продуктами окислительно-восстановительных реакций в металле сварочной ванны и шве, и экзогенные, внесенные в металл из электродных материалов.

Можно предположить, что формирование неметаллических включений в наплавленном металле состоит из трех различных по своей природе процессов:

- образования эндогенных включений в жидком металле наплавки;
- образование включений экзогенного происхождения из исходных материалов;
- выделение конденсированной фазы на поверхности раздела в двухфазной области при температуре ниже температуры кристаллизации металла наплавки, причем поверхность конденсации может иметь разное происхождение.

Степень загрязненности шихтовых материалов и материала оболочки определяет чистоту наплавленного металла.

Снижение содержания неметаллических включений в металле наплавки или шва можно достичь за счет управления процессом удаления продуктов раскисления и сульфурации, а также предотвращения попадания экзогенных включений, из исходных материалов, используемых при изготовлении порошковых проволок, что актуально при ограниченном времени существования сварочной ванны.

Авторами исследовано взаимосвязь между содержанием неметаллических включений в исходном материале оболочки самозащитной порошковой проволоки и количеством, размерами, формой, составом и распределением включений в наплавленном металле, а также влияние на эти факторы дополнительного тепловложения от экзотермической реакции.

С этой целью изготавливали проволоки с оболочкой из стали 08кп, 65Г, 09Г2 с наполнителем содержащим экзотермическую смесь и без нее.

Исследованием нетравленных микрошлифов наплавленного металла установлено, что металл всех образцов загрязнен преимущественно мелкими сульфидными включениями со средним размером  $d = (1,7...6,2)$  мкм неправильной и угловатой формы, а также пленочного типа. Более крупные включения в наплавке выполненной проволокой с оболочки из кипящей стали, встречаются отдельные оксидные и силикатные неметаллические включения диаметром до 12 мкм.

Средний размер включений всех групп определяли из соотношения (1)

$$d_{\text{ср}} = \sum_{i=1}^n d_i B_i / \sum_{i=1}^{n=1} B_i, \quad (1)$$

где  $n$ -количество размерных интервалов;  $d_i$ -средний размер включений в  $i$ -м размерном интервале, мкм;  $B_i$  – уровень загрязненности металла включениями размером  $d_i$ ;

Введение экзотермической смеси способствует повышению скорости плавления сердечника проволоки, за счет чего существенно уменьшается попадание материала наполнителя в сварочную ванну минуя стадию капли. Достигнуто снижение общей загрязненности наплавленного металла в 1,5 раза.

Общая загрязненность включениями определялась по выражению (2)

$$B_{\text{об}} = \sum_{i=1}^{n=1} B_i. \quad (2)$$

Преобладание включений меньших размеров в наплавленном металле, в сравнении с исходными материалами объясняется высокой интенсивностью перемешивания металла и шлака в сварочной ванне, шлак захватывает крупные включения и выносит их на поверхность раздела металл-шлак с последующим переходом неметаллических включений в шлаковую фазу. Чем больше размер включений, тем легче выносятся они на поверхность раздела. Мелкие включения, всплывающие на поверхность сварочной ванны, частично захватываются шлаком, а остальные по причине перемешивания жидкого металла – снова попадают в не закристаллизовавшиеся слои металла.

Таким образом, комплексное применение оболочки из раскисленной стали и экзотермической смеси в шихте порошковой проволоки позволяет влиять на содержание неметаллических включений экзогенного происхождения в наплавленном металле.



# РОЗРАХУНОК КІНЕТИЧНИХ ПАРАМЕТРІВ КРИСТАЛІЗАЦІЇ СПЛАВІВ ТИПУ ТВЕРДОГО РОЗЧИНУ НА ОСНОВІ ДАНИХ ТЕРМІЧНОГО АНАЛІЗУ

Доній О. М., Кулініч А. А. (м. Київ, НТУУ «КПІ»)

В роботі [1] в рамках динамічної теорії твердіння металевих виливок запропоновані математичні моделі кристалізації чистих металів та бінарних сплавів з евтектикою, що призначені для інтерпретації теплових ефектів на кривих охолодження. Особливістю цих моделей є зручність розрахунків на комп'ютері і їх відносна простота, яка досягається тим, що розглядається випадок затвердіння тіла, у якого градієнтом температур по його об'єму можна знехтувати. Але математичних моделей кристалізації сплавів на основі твердого розчину на даний час так і не розроблено.

Метою даної роботи є поширення динамічної теорії твердіння металевих виливок на бінарні сплави на основі твердого розчину та побудова відповідної математичної моделі кристалізації, зручної для інтерпретації кривих охолодження при проведенні комп'ютерного термічного аналізу.

Як відомо, у випадку малої величини градієнту температур по перетину системи величина критерію Біо мала ( $Bi \ll 1$ ) і можна перейти до аналізу рівняння теплового балансу для усього виливка в цілому [1].

Рівняння теплового балансу представляється як

$$\frac{dQ}{dt} = \frac{dQ_C}{dt} + \frac{dQ_L}{dt}, \quad (1)$$

де  $\frac{dQ}{dt}$  - зміна кількості теплоти в металі через виділення її в навколишнє середовище;  $\frac{dQ_L}{dt}$  - зміна кількості теплоти, що виділяється в результаті утворення твердої фази;  $\frac{dQ_C}{dt}$  - зміна кількості теплоти при зміні температури металу.

Кількість теплоти, що виділяється в результаті утворення твердої фази та кількість теплоти при зміні температури металу описуються відомими калориметричними співвідношеннями

$$dQ_L = Ldm(t), \quad dQ_C = -cm_0dT(t), \quad (2)$$

де  $c$ ,  $L$ ,  $m_0$  – відповідно, питома теплоємність, питома прихована теплота кристалізації та загальна маса металу, який досліджується;  $m(t)$  - маса металу, який затвердів до моменту часу  $t$ ;  $T(t)$  – температура зразка, яка фіксується за допомогою термічного аналізу.

Як правило, для спрощення математичної постановки задачі вважається, що  $c$ ,  $L$  є постійними величинами. При розрахунках параметрів кристалізації (а саме кількості утвореної твердої фази  $V(t)$  та швидкості її зростання  $V'(t)$  по

кривій охолодження для сплавів на основі алюмінію, значення питомої теплоємності можна вибрати на рівні  $1100 \text{ Дж} \cdot \text{кг}^{-1} \cdot \text{К}^{-1}$  і використовувати як сталу величину. Проте прихована теплота кристалізації ( $L$ ) суттєво залежить від складу сплаву [2]. Враховуючи це, потрібно побудувати залежність питомої теплоти кристалізації ( $L$ ) від складу сплаву ( $C_a$ ):  $L = f(C_a)$ .

Більшості ліній ліквідус бінарних сплавів із евтектикою (які являють собою основу багатьох ливарних сплавів) можна апроксимувати прямою і тому залежність  $L = f(C_a)$  можна отримати маючи значення  $L$  для чистого металу та для евтектичного складу відповідного сплаву. Наприклад, для системи Al-Mg отримуємо

$$L = 395 - 2,39C_a, \text{ [кДж} \cdot \text{кг}^{-1}\text{]}, \quad (3)$$

де  $C_a$  – вимірюється у масових відсотках.

Враховуючи те, що в термічному аналізі вимірюються лише температура та час то потрібно виразити питому теплоту кристалізації через температуру. Для цього використаємо апроксимацію (також лінійну) лінії ліквідус:

$$C_a = 168,8 - 0,181T, \quad (4)$$

де  $T$  – вимірюється у градусах К. Підставляючи (4) в (3) остаточно отримаємо

$$L = -8,4 + 0,433T, \text{ [кДж} \cdot \text{кг}^{-1}\text{]}. \quad (5)$$

Як показує аналіз подвійних діаграм стану основних груп ливарних сплавів при малому інтервалі кристалізації концентрація другого компоненту в рідині змінюється у незначному діапазоні. Тоді при дослідженні кристалізації розплавів з допомогою комп'ютерного термічного аналізу по кривій охолодження потрібно визначити температуру ліквідус, за якою обчислити значення теплоти кристалізації ( $L_{\%}$ ) для відповідного сплаву за рівнянням (5) (або аналогічному для конкретного сплаву) і далі використовувати формули для визначення кількості твердої фази, що отримані для чистого металу [3]:

$$V(t) = \frac{c}{L_{\%}} \left\{ T(t) - T_{кр} + k_1 \cdot \int_{t_{кр}}^t [T(\xi) - T_{кр}] d\xi + k_2 \int_{t_{кр}}^t [T^4(\xi) - T_{кр}^4] d\xi \right\}, \quad (6)$$

$$V(t) = \frac{m(t)}{m_0}, \quad k_1 = \frac{fS}{cm_0}, \quad k_2 = \frac{\sigma \varepsilon S}{cm_0}. \quad (7)$$

де  $T_{кр} = T(t_{кр})$  – температура початку кристалізації;  $t_{кр}$  – часова точка початку кристалізації;  $f$  – коефіцієнт тепловіддачі;  $S$  – площа поверхні, з якої відбувається відвід тепла в навколишнє середовище;  $\varepsilon$  - ступінь чорноти поверхні охолодження;  $\sigma = 5,56 \cdot 10^{-8} \text{ Дж} \cdot \text{м}^{-2} \cdot \text{К}^{-4}$  – стала Стефана–Больцмана.

Для сплавів із великим інтервалом кристалізації потрібно в рівнянні, що зв'язує температуру зразка, який твердіє, із параметрами кристалізації ввести лінійну апроксимацію залежності прихованої теплоти кристалізації від складу розплаву:

$$L = A + B \cdot T(t), \quad (8)$$

де  $A$  та  $B$  – коефіцієнти, що розраховуються для кожної групи сплавів окремо.

Тоді, враховуючи калориметричні співвідношення (2) та рівняння повного тепловідводу, яке описує зміну кількості теплоти в металі через виділення її в навколишнє середовище за рахунок конвекції та випромінювання, задача розрахунку теплового балансу (1) приймає вигляд:

$$\frac{dV(t)}{dt} = \frac{c}{A + B \cdot T(t)} \left\{ \frac{dT(t)}{dt} + k_1 [T(t) - T_c] + k_2 [T^4(t) - T_c^4] \right\}, \quad (9)$$

$$V(t_{кр}) = 0, \quad (10)$$

де (10) є початковою умовою.

Розв'язуючи задачу (9) – (10) шляхом безпосереднього інтегрування отримуємо вираз для обчислення кількості твердої фази при кристалізації подвійного сплаву типу твердого розчину

$$V(t) = \frac{c}{B} \ln [T(t) - T_{кр}] + k_1 \int_{t_{кр}}^t \frac{c [T(\xi) - T_c] d\xi}{A + B \cdot T(\xi)} + k_2 \int_{t_{кр}}^t \frac{c [T^4(\xi) - T_c^4] dt}{A + B \cdot T(\xi)}. \quad (11)$$

Коефіцієнти  $k_1$ ,  $k_2$  та момент часу початку кристалізації  $t_{кр}$  визначаються безпосередньо по кривій охолодження за методикою, яка запропонована в [3].

Таким чином, за допомогою даних математичних моделей по результатам термічного аналізу можна установити кінетичні параметри кристалізації бінарних сплавів типу твердого розчину, а саме відносну кількість твердої фази  $V(t)$  і швидкість її росту  $V'(t)$ .

## ЛІТЕРАТУРА

1. Бялик, О. М. *Вопросы динамической теории затвердевания металлических отливок* / О.М.Бялик, Ю.Л. Ментковский.- Киев: Вища школа, 1983. - 111 с.
2. Баландин Г. Ф. *Основы формирования отливки* / Г. Ф. Баландин.- М.: Машиностроение, 1976. – ч. 1, 328 с.
3. Бялік, О. М. *Прогнозування властивостей металів і сплавів методом комп'ютерного термічного аналізу* / О.М.Бялік, О.М.Доній, Л.В.Голуб.- Препринт. – Київ. – Політехніка. - 2005. – 114 с.

## ИЗ ОПЫТА ВЫПЛАВКИ ТЯЖЕЛОВЕСНЫХ МЕДНО-МАГНИЕВЫХ ЛИГАТУР ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

Дорошенко В. С. (г. Киев, ФТИМС НАНУ)

Недостатками применения модификаторов типа ЖКМК (ТУ14-5-39-74) – легковесных сплавов - для ковшевой сфероидизирующей обработки чугуна является склонность их к всплыванию со значительными газовыделениями в открытом ковше при выгорании магния, а также склонность к шлакованию этих модификаторов при температуре чугуна ниже 1440 °С. Также имеет недостатки автоклавный способ ковшевого модифицирования чугуна – случаи неоднородности металла по степени сфероидизации графита, значительную продолжительность обработки и разлива чугуна небольшими ковшами, помещаемыми в автоклавы.

При разработке состава и технологии применения лигатуры было изучено влияние элементов (%): 0,2-1,5 Mn; 0,03-1,5 Cu; 0,02-0,05 Sn на микроструктуру (количество и форму включений графита, содержание перлита) и механические свойства ЧШГ химического состава (%): 3,4-3,7 C; 2,4-2,8 Si; 0,01-0,015 S; 0,025-0,1 P; 0,03-0,05 Mg; Fe - остальное. Установлено, что Mn, Cu и Sn улучшают форму включений графита, Cu эффективнее, чем Sn, способствует увеличению количества зародышей графита, что стимулирует графитизацию металла в жидком состоянии, тем самым понижая дефицит питания отливки и возможность образования усадочных дефектов. Содержание Mn выше 0,5 % уменьшает количество зародышей графита. Перлитную структуру ЧШГ обеспечивает содержание 1 % Cu или 0,08 % Sn, либо 0,4 % Mn и 0,6 % Cu [1]. Медь способствует улучшению механических свойств ЧШГ, при содержании 1,5 % Cu получен ЧШГ марки ВЧ700-2в отливках без термообработки. Марганец и олово оказывают меньшее влияние на механические свойства ЧШГ, чем медь, т. к. добавка марганца приводит к укрупнению зерна перлита, а добавка олова – к его микроликвации по границам зерен [1].

Лигатуру изготавливали в литейном цехе ее применения путем расплавления катодной меди М1к (ГОСТ 546-88) в индукционной печи с последующим перегревом до 1160-1200 °С. Затем в тигель добавляли кусковой металлический магний Mg95 (ГОСТ 804-93) - вводили через зеркало металла, присыпанное слоем древесного угля или графитовой стружки толщиной 20-30 мм. Количество магния рассчитывали из потребности содержания его в лигатуре при усвоении в расплаве меди 90-95 %. После усвоения магния лигатуру разливали в плоские чугунные изложницы.

Медно-магниевая лигатура состава 95 % Cu и 5 % Mg имеет температуру плавления до 900 °С, что позволяет ей легко растворяться в чугуне при модифицировании, не требуется ее мелкого дробления [2].

Кроме того, изготавливали лигатуру следующего состава (%): 60 Cu; 5 Mg; 10 ФС30РЗМ30 (ТУ 14-5-138-81); 15 ферромарганца ФМн75 (ГОСТ 4755-91),

10 стальной обрести. При выплавку этой лигатуры в шихту добавляли медь и сталь, после расплавления в металл – ферромарганец, модификатор с РЗМ, а перед разливкой – магний [2]. Эта комплексная лигатура экономит медь, за счет добавок РЗМ повышает надежность сфероидизации графита путем связывания элементов-демодификаторов, неконтролируемых по химическому составу в шихте чугуна.

Модифицирование чугуна лигатурами в количестве 1,5-1,7 % производят в открытом ковше. Лигатуры имеют удельный вес, близкий к чугуну (в отличие от широко применяемых кремниевых составов). Это затрудняет их всплывание на поверхность чугуна при модифицировании. Усвоение Mg составляет свыше 70 %. Для модифицирования не требуется высокий перегрев чугуна. Разливку в формы можно вести при температуре ниже 1300 °С, что применимо для толсто-стенных отливок без применения прибылей [2]. Процесс модифицирования сопровождается весьма незначительными выделениями газов, что существенно улучшает условия труда. В большинстве случаев ускоряется процесс модифицирования и разливки металла, повышается производительность плавильных участков, не требуется мелкого дробления модификаторов, их пригрузки в ковше, специальных закрытых ковшей.

Лигатуры на основе меди внедрены на ряде машиностроительных предприятий СНГ, в том числе для получения отливок без прибылей в вакуумируемых песчаных формах, включая использование способа [3].

## ЛИТЕРАТУРА

1. Гербер, В. С. Сфероидизирующие лигатуры на основе меди в производстве высокопрочного чугуна / В. С. Гербер, В. С. Дорошенко, Б. С. Микита // Тяжелое машиностроение. – 1992. - № 6. - С. 29 - 30.
2. Гербер, В. С. Применение безавтоклавной технологии модифицирования чугуна с шаровидным графитом / В. С. Гербер, В. С. Дорошенко // Информационный сборник. - М.: ЦНИИСтроймаш, 1990. - вып. 2 - С. 13-14.
3. А. с. 1694316 СССР: МКИ В22С 9/02. Способ изготовления отливок из чугуна с шаровидным графитом / В. С. Дорошенко, Н. И. Шейко. - Оpubл. 1991, Бюл. 44.

## ОТЛИВКИ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА МАЛОЙ МЕТАЛЛОЕМКОСТИ

Дорошенко В. С. (г. Киев, ФТИМС НАНУ)

В части металлоемкости отливок отечественные цеха по ряду отраслей машиностроения еще сильно отстают от предприятий развитых государств. Применение литья из ВЧ способствует производству деталей малой металлоемкости, особенно в технологическом сочетании методов точного литья с получением высокопрочных сплавов. В мировом выпуске отливок в 2013 г. - 103,2 млн. т. доля ВЧ - 25 %, почти в 2,5 раза превышает объем стального литья (Mod. Casting №12-2014). Проводя обзор информации по теме оптимизации литых конструкций, процессов их получения и автоматизированных методов проектирования, заслуживает внимания традиция Американского общества литейщиков, на сайте которого, начиная с 2008 по 2015 гг., представлены галереи конкурса «Отливка года», где примерно треть образцов - отливки из ВЧ. Среди этих отливок 2013-15 г.г. (рис. 1), в разном масштабе показаны 300 т плита (а), подрамник для транспортного средства (б), передняя опора двигателя тяжелого грузовика (в), деталь для горнодобывающего оборудования (г), деталь трактора (д), деталь по ЛГМ-процессу для тяжелых грузовиков (е), корпус для гидравлики (ё), устройство для косилок (ж), корпус подшипника для привода вентилятора трактора (з), кронштейн для сельхоз. промышленности (и), деталь трактора (к), тройник системы пожаротушения (л), зажим для бетонных изделий (м), кронштейн из аустенизированного ВЧ (н). На двух последних фото показаны стальные сварные детали и их замена на отливки из ВЧ (о, п).

Примеры конкурсных отливок из ВЧ дополняют информацию для анализа и идентификация базовых литых конструкций транспорта (автотракторного, ж/д), трубопроводов, нефтехимической промышленности, горно-обогачительного комплекса для разработки многоуровневой структуры определения и прогнозирования эксплуатационных характеристик базовых литых конструкций из ВЧ для этих отраслей.

Параметрические признаки для оптимизации процессов получения точных отливок малой металлоемкости с прогнозируемыми свойствами будут сопоставлены с базой данных высокопрочных материалов, что позволит адаптировать компьютерные методы определения и прогнозирования эксплуатационных свойств базовых литых деталей для автоматизированных систем проектирования отливок малой металлоемкости. Планируется изготовление опытных образцов таких отливок по оптимизированным технологическим процессам формообразования и определение технико-экономических показателей нового класса литых конструкций малой металлоемкости.



Рис. 1. Отливки из ВЧ в галерее «Отливка года» 2013-15 г.г.  
[www.afsinc.org](http://www.afsinc.org)

## САМОРАЗРУШАЮЩИЕСЯ ПОСЛЕ ВЫПОЛНЕНИЯ СВОИХ ФУНКЦИЙ МАТЕРИАЛЫ В ЛИТЕЙНЫХ ПРОЦЕССАХ

Дорошенко В. С. (г. Киев, ФТИМС НАНУ)

В концепциях экологии будущего прогнозируют широкое использование материалов, саморазрушающихся после выполнения своих функций. Способ литья по ледяным моделям (ЛМ), продукты таяния которых впитываются в поры песка формы, является примером создания литья по разовым моделям без органических материалов в соответствии с такой эко-идеей, отмеченной в работе [1]. Эта криотехнология при самопроизвольным таянии льда в песке формы с температурой выше 0 °С приближает процесс литья к безвредному обмену веществ с окружающей средой. Научной школой проф. Шинского О. И. получены десятки патентов по такой криотехнологии формовки, начиная с а. с. 1121089 СССР (1984) на разовую модель, основу которой составляет лед. Агрегатные переходы воды при такой формовке (из жидкого в твердое при замораживании модели, опять в жидкое – таяние ЛМ при освобождении полости литейной формы, а затем испарение при сушке увлажненной песчаной формы) в какой-то мере наследуют кругооборот воды в природе. Для ряда процессов с ЛМ вода на 30...90 % и формовочная смесь на 80...90 % (за вычетом смеси для образования оболочки при фильтрации – увлажнении) могут использоваться многократно.

Формовку отработывали на примере сыпучих смесей, виброуплотняемых аналогично сухому песку при ЛГМ и приготовленных замешиванием сухого песка с порошками таких кристаллогидратов, как гипс и (или) цемент (пат. 79719 UA). Сухой смеси давали опору на полутвердое покрытие ЛМ, в котором произошло схватывания такого связующего в виде порошка слоем до 3 мм. Это покрытие наносили на ЛМ как порошковую краску, оно удерживается на ЛМ электрмолекулярными силами (пат. 82026 и 88304 UA) за счет положительного электрзаряда на поверхности льда, возникающего вблизи его температуры плавления, и отрицательного заряда, свойственного минеральным частицам. Нанесение порошка обычно чередовали с распылением в контакте с ЛМ аэрозоля как жидкостно-воздушной дисперсии. В состав такой дисперсии и ЛМ желательно добавление известных материалов - ускорителей схватывания и твердения указанных кристаллогидратов. После нанесения покрытия на ЛМ ее помещали в контейнерную опоку и засыпали сухой смесью (пат. 81726 UA), типовый состав которой приведен в пат. 83891 UA, а методика по ее гранулометрической оптимизации - в пат. 83018 UA. Затем формовочный материал виброуплотняли, он обжимал и уплотнял покрытие ЛМ. Сочетание практически одновременного протекания трех операций (плавление ЛМ, удаление фильтрацией ее расплава в поры формы и твердение песчаной оболочки на глубину фильтрации) дает преимущество, по сравнению с традиционным ЛВМ, в том, что, удаляясь из полости формы, разовая модель своим расплавом отверждает песчаную оболочку. Наиболее экономична самопроизвольная фильтрация, обусловленная сорбционными и капиллярными



силами, хотя отработан и ее принудительный вариант с вакуумированием песчаной формы, а для ускорения схватывания и твердения формы с гипсом возможен ее нагрев до 40...46 °С, а с цементом - до 80...100 °С (пат. 91197 UA).

Смеси с кристаллогидратами затвердевают вследствие гидратации; гипс, цемент и др. в составе таких песчаных смесей от теплового воздействия отливки дегидратируются и могут вновь твердеть при увлажнении, что позволяет применять оборотные кристаллогидратные смеси с обновлением их свежими материалами до 10 % [2]. Это созвучно с идеей саморазрушения после выполнения своих функций материалов. В этом литейном процессе таким образом разрушается как лед, так и формовочная смесь. Кстати, с такой же точки зрения можно рассматривать и твердение расплава металла в отливке как его разрушение при «самопроизвольном» остывании в форме до температуры воздуха в цехе. Для льда, формовочной смеси и металлического расплава создают технологические условия (окружающей среды), приводящие к разрушению-трансформации этих материалов (по состоянию «монолитности-текучести»). В частности, функция удаления льда фильтрацией приводит к твердению смеси, в полости из которой твердеет металл, теплом разрушая эту смесь, при этом ЛМ передает свою объемную конфигурацию отливке. Блоки («кусты») ЛМ для отработки описанных процессов формовки показаны ниже.



## ЛИТЕРАТУРА

1. Дорошенко, В. С. Криотехнология литья по ледяным моделям/ В. С. Дорошенко // Литейное производство. - 2013. - № 3. - С. 16 – 20.
2. Гамов, Е. С. Расчет освежения оборотных кристаллогидратных самоотвердеющих смесей / Е. С.Гамов // Литейное производство. – 1978. – № 2. – С. 16 - 17.

## ФИЛЬТРАЦИОННАЯ ФОРМОВКА ПО ЛЕДЯНЫМ МОДЕЛЯМ

Дорошенко В. С., Клименко С. И. (г. Киев, ФТИМС НАНУ)

Поиск экологически безвредных процессов литья неизбежно приводит к применению льда, в частности, для разовых литейных моделей. В концепции экономии материалов ледяную модель (ЛМ) в идеальном случае представляли как пустотелую стеклянную елочную игрушку, а песчаную оболочковую форму (ОФ) вокруг нее – как яичную скорлупу [1], над такой формой, содержащей продукты таяния льда, после заливки металла будут витать лишь пары воды как над чашкой чая.

Разработка способов нанесения порошковых облицовок или присыпок на модель путем чередования обсыпания модели с увлажнением этих покрытий распылением вокруг них аэрозоля как жидкостно-воздушной дисперсии, позволила покрыть модель полутвердым порошковым слоем. В простейшем варианте он состоял из смесей мелкого формовочного песка, маршалита или дистенсиллиманита с гипсом и портландцементом и после увлажнения успевал схватываться до начала расплавления модели. При засыпке в контейнер с моделью сухая смесь опиралась на такое покрытие и модель, покрытие продолжало твердеть, а модель начинала таять.

Перенос влаги (массы) от талой модели в формовочном материале вследствие наличия неоднородности температурного поля и поля давления носит градиентный характер, описываемый уравнением Фика:  $j = -D \text{grad} C$ , где коэффициент  $D$  имеет смысл суммарной массопроводности реального капиллярно-пористого материала,  $C$  - массосодержание рассматриваемого компонента (вода, лед, пар) в порах материала литейной формы.

В процессе формовки при фильтрации сквозь песчаную среду жидких композиций замечали, что вода или другой низкомолекулярный растворитель легко проникает из полости формы в песчаную среду (как фильтрат). А крупные частицы и даже молекулы оседают на его поверхности и проникают в поверхностный слой не глубже нескольких миллиметров (как нефильtrat). Эксперименты фильтрационной формовки с моделями, в состав льда которых были введены синие чернила, подтвердили (рис. 1), что практически весь краситель не проник глубже 1...1,5 мм. Фильтрация формирует тонкий поверхностный оболочковый слой, насыщенный, например, жидким стеклом из слабого водного раствора жидкого стекла в составе ЛМ и (или) добавляемой в полость формы сквозь трубчатый выпор жидкой композиции. Такую композицию или ее смесь с талым модельным материалом можно назвать гелеобразующей или связующей, поскольку то же жидкое стекло практически полностью отфильтровывается поверхностным слоем полости формы, смесь которой содержит отвердитель - феррохромовый шлак. Образуется форма с дифференцируемыми характеристиками прочности, более глубокие слои формы просто смачиваются, и можно создать условия для их свободного рассыпания при выбивке формы после остывания отливки. Так создается многократное повышение концентрации примеси (связующего, отвердителя) в тонком оболочковом слое, по сравнению

с ее содержанием в жидкости, фильтрующейся из полости формы, практически при отсутствии примеси в глубинных слоях формы.

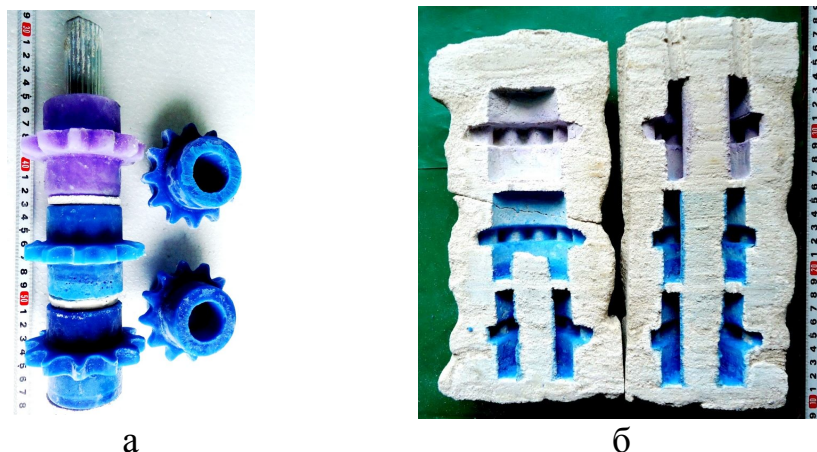


Рис. 1.Формовкапо моделямиз цветного льда отливки «звездочка»: блок из трех моделей и две отдельные модели(а); распиленная трехместная форма(б)

Замечателен неоднократный эксперимент получения формы [2] (рис. 1): три модели на каркасе – алюминиевой трубке разделили гипсопесчаными шайбами и нанесли на них обсыпанием порошковое покрытие состава: гипс - 15 %, портландцемент - 15 %, остальное - песок 2К016; 1-2 обсыпки чередовали с напылением на них водного аэрозоля до начала потемнения. Затем сразу формовали в контейнере подобно ЛГМ-процессу с сухим песком. Только вместо песка засыпали сухую смесь состава: гипс - 10...15 %, портландцемент - 10...15 %, остальное - песок К02. Трубку удалили, отверстие от нее засыпалось смесью. Смесью виброуплотнили, контрлад увлажнили аэрозолем и выстаивали форму 2-3-ю смены. На 1-й смене следующего дня форму распилили, питатели (рис. 1) пропилили позже, планируя их для следующей формовки. Таким способом в форме получили 3 полностью закрытых полости. Способ запатентован, включая и получение полых стержней [2].

Это пример затвердевания сыпучей сухой смеси с порошковыми кристаллогидратными связующими. Порошковое увлажненное покрытие обжимается на модели виброуплотняемой смесью, схватывается и твердеет, модель тает, вода капиллярной фильтрацией впитывается в песок, отверждая слой смеси. Полутвердое покрытие в сумме с внутренним трением покоя смеси успевает удержать стенки формы, ранее опиравшиеся на поверхность модели. Для формовки ОФ по ЛМ запатентованы составы холоднотвердеющих смесей со связующими: жидкое стекло, кристаллогидраты, смолы, лигносульфонаты.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Дорошенко, В.С. Криотехнология литья по ледяным моделям /В.С. Дорошенко // Литейное производство. - 2013. - № 3. - С. 16 – 20.
2. Пат. 91197 UA, МПК В22С 9/02. Спосіб фільтраційного формування / О. Й. Шинський, В. С. Дорошенко. - Опубл. 25.06.2014. - Бюл. № 12.

## АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПЕСЧАНОЙ ФОРМОВКИ

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

Если сегодня принцип производства деталей состоит преимущественно в удалении с заготовки «лишнего» материала, то аддитивная технология (АТ, add - добавлять) использует другой принцип создания объектов – послойный. 3D принтеры «выращивают» объект с нуля, добавляя к нему формирующие слои, поэтому этот процесс и называют АТ [1]. На начало 2015 в 22 странах созданы национальные ассоциации по АТ с объединением в альянс GARPA. В России ВИАМ по АТ из металлопорошков изготовил деталь камеры сгорания авиадвигателя ПД-14. Заявлено, что АТ изготовления деталей селективным лазерным сплавлением в среднем в 10 раз короче, чем литьем по выплавляемым моделям, когда формовку оболочки послойным нанесением материалов на модель с периодами сушки оболочки также можно отнести к простейшим АТ.

Во ФТИМС НАНУ предложен способ АТ формовки [2, 3], включающий послойное насыпание сухой песчаной смеси на модель или в полость стержневого ящика и увлажнение этой смеси путем контакта ее с жидкостно-воздушным аэрозолем как дисперсной системой Ж-Г. Способ основан на принципе создания связующей композиции (аналогично холодно-твердеющей смеси ХТС) из реагентов (связующее - отвердитель) путем введения в песчаную смесь в порошковом виде одного реагента, а в аэрозоль - второго реагента, которые контактируют, схватываются и твердеют. Например, в песчаную смесь вводили полуводный гипс и портландцемент, а в аэрозоль – воду или слабый водный раствор жидкого стекла, или другой ускоритель твердения этих кристаллогидратов. Увлажнение и гидратация кристаллогидратов вызывает связывание этой смеси до монолитной песчаной формы или стержня. Послойная засыпка сухой песчаной смеси состоит в порционном просыпании дозированного количества песка этой смеси сквозь Ж-Г аэрозоль, создаваемый между моделью и дозатором, из которого выполняют засыпку. Дополнительно наносят этот аэрозоль на поверхность каждого слоя песчаной смеси.

В таком варианте формовки в полость опоки на вибростол помещают деревянную модель с разделительным покрытием или разовую модель и размещают эту оснастку под бункер с песчаной смесью и дозатором. Между дозатором и моделью в пространстве оснастки распыляют Ж-Г аэрозоль, сквозь который просыпают порции сухой песчаной смеси в виде воздушно-песчаного Т-Г аэрозоля. Эти две операции повторяют 5-10 раз или до заполнения ХТС оснастки. В первом случае получают оболочковую форму, во втором - послойно получают форму из связанной смеси.

Действующие дозаторы послойной засыпки песка при ЛГМ и ВПФ, как правило, имеют шиббер со многими отверстиями. Величиной сдвига шиббера и длительностью фиксирования его положения регулируют степень количество прошедшего песка. Изменением количества сухого и (или) жидкого компонента получают форму с различной (дифференцированной) прочностью смеси, например, по принципу «чем ближе к модели, тем прочнее смесь». Для

ускорения формовки можно не прекращать распыление аэрозоли при просыпке через нее доз (порций) смеси, распылять из ряда форсунок по периметру оснастки с перемещением рамки и направлением струй в сторону модели и навстречу движения зерен песчаной смеси. Лучше, когда смесь, высыпаясь с дозатора, проходит сквозь Ж-Г аэрозоль, а между подачами частиц слой смеси также покрывается этим аэрозолем. Увлажнение прекращают при потемнении поверхности смеси, возможно подкрашивание Ж-Г аэрозоля.

Разновидности способа включают такие операции: Ж-Г аэрозоль создают из нагретой жидкости; вакуумируют смесь в опоке при контакте ее с Ж-Г аэрозолем или после засыпки опоки; создают направленные потоки Ж-Г дисперсии из ряда форсунок; формообразующую оснастку во время или после засыпания смеси вибрируют; регулируют прочность смеси изменением количества сухой песчаной смеси в слоях и расхода жидкости в Ж-Г аэрозоле.

В варианте способа формовки в поток Ж-Г аэрозоля подают сухую песчаную смесь (например, в виде Т-Г аэрозоля) и образуют общий поток в виде дисперсной системы Т-Ж-Г, нанося его на поверхность модели. При этом предложено использовать манипулятор с ЧПУ для перемещения форсунок, выпускающих Т-Ж-Г аэрозоль, и с программным управлением всех операций АТ формовки. Так реализуется идея «3Dпринтера» с подвижным в пространстве картриджем, который наносит на подложку (модель) одновременно или попеременно песчаную смесь и жидкость, которые в контакте друг с другом отверждают эту смесь. В варианте способа картридж обладает версией струйного смешивания песчаного и жидкого компонентов в трехфазную Т-Ж-Г дисперсную систему - ХТС, отверждаемую в оснастке. Массоперенос Т-Ж-Г аэрозоля чем-то подобен пескоструйной обработке (отливки) и пульверизации краски, совмещенных в один процесс с непрерывной подачей расходных материалов в одном потоке (струйное смешивание). Расход компонентов трехфазного аэрозоля при нанесении на разовую модель регулировалит по принципу, если смесь обсыпается с поверхности модели или обтекает, то уменьшали подачу либо твердого компонента, либо жидкого, достигая такого состава смеси, который удерживался на стенках модели путем налипания или быстрого схватывания.

Усреднение смачивания формовочной смеси и фильтрации в нее жидкости стимулируют нагреванием жидкости, вибрацией и вакуумированием формы, капиллярным переносом в гидрофильной песчаной среде. Способ [3] опробован на гипсопесчаной смеси, но рекомендован для смесей с известными связующими композициями, пригодными для струйного смешивания.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Дорошенко, В. С. 3D технологии изготовления отливок как примеры аддитивного производства/ В. С. Дорошенко // *Металл и литье Украины* – 2014.- №12. – С. 4– 9.
2. Дорошенко, В. С. О послойном печатании песчаной формы с дифференцированной прочностью/ В. С. Дорошенко // *Литейное пр-во.* - 2015. - № 4. - С. 19 - 25.
3. Пат. 99422 UA, МПК В22С 9/02. Спосіб формування / В. С. Дорошенко, В. О. Шинський. - Опубл. 10.06.2015. - Бюл. №11.

# КОМПЬЮТЕРНОЕ ПРОЕКТИРОВАНИЕ ОТЛИВОК С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕОРИИ МИНИМАЛЬНЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ

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

При разработке автоматизированных систем конструирования литых деталей для литья по газифицируемым моделям (ЛГМ) в вакуумируемой песчаной форме учитывали следующие условия литейного процесса. С одной стороны, материал пенопластовой модели является мелкочаеистой пеной, в которой воздух «упакован» в тонкие полистирольные оболочки, а заливаемый на модель металл (как в сосуд из песка, заполненный этой пеной) газифицирует эти оболочки и замещает модель. С другой стороны, сухой песок при вибрации в процессе формовки по свойствам подобен «псевдожидкости», которая обтекает модель. Тогда литейную модель можно рассматривать как конструкцию для воздействия двух текучих сред: одна – расплав металла, замещающий модель изнутри, вторая – песчаная среда, при формовке (и выбивке) обтекающая ее поверхность снаружи. Сопротивление трения текучей среды о твердую поверхность пропорционально площади этой поверхности. Отсюда наилучшие условия заполнения формы металлом и песчаной смеси вокруг модели будут при применении минимальной поверхности (МП) деталей модели [1, 2]. Теория МП - одна из классических и в то же время развивающихся областей математики - на стыке геометрии, топологии и вариационного исчисления. Наглядной реализацией МП служит мыльная пленка, она затягивает контуры различной конфигурации и принимает форму, соответствующую минимуму потенциальной энергии (энергии поверхностного натяжения), которая прямо пропорциональна ее площади.

Разовые модели с МП взаимодействуют с песком с минимальной энергией трения, при формовке в контейнере их любое положение дает четкий отпечаток на хорошо уплотненном вокруг них песке, а отсутствие угловатости улучшает заполняемость формы металлом. Принцип МП также эффективен для конструирования литниковых систем и прибылей, для которых важна минимальная теплоотдача от металла в песчаную среду. Для этого литниковые каналы рекомендуют делать круглыми в сечении, а прибыли шарообразными с учетом опускания в них металла при питании отливки [3] или коническими. Наличие МП в конструкции отливки предотвращает ее затрудненную усадку при охлаждении.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Дорошенко, В. С. Минимальные поверхности литых конструкций // *Мат-лы Междунар. н.-практ. конф. «Литейное пр-во: технологии, мат-лы, оборудование, экономика и экология».* 12-14.12.2011. - К.: ФТИМС НАНУ. - С. 94-96.
2. Патент 82028 України, МПК В22С 7/02. Ливарна модель / О. Й.Шинський, В. С. Дорошенко. - Опубл. 25.07.2013, Бюл. 14.
3. Буровский, Н. И. Экзотермический обогрев прибылей при литье по газ. моделям / Н. И.Буровский, В. С.Дорошенко, Н. В. Бабич // *Процессы литья – 2014.* - № 5. – С. 48-53.

# О ЛИТЬЕ КОНСТРУКЦИЙ МАЛОЙ МЕТАЛЛОЕМКОСТИ С ПРИМЕНЕНИЕМ ПЕСЧАНОЙ ФОРМОВКИ ИЗ СУХИХ ДИСПЕРСНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ

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

Создание основ автоматизированного конструирования литых деталей малой металлоемкости на принципах сочетания технологий точного литья и выплавки высокопрочных сплавов позволит повысить размерную точность литых конструкций до уровня 5-7 квалитетов (допуск 1,6-4 мм), против традиционных при литье в песчаные формы 9-11 квалитетов (6,4-12мм) по ГОСТ Р 53464-2009 (26645-85), и снизит массу литых изделий в 1,5-1,8 раза[1].

Анализ и обобщение литературных данных о теоретических основах технологии песчаного формообразования из сухих дисперсных наполнителей, упрочняемых, преимущественно, физическими способами, свидетельствует об актуальности применения такой технологии для достижения указанной цели. Необходимость и возможность совершенствования существующих и создания новых технологических процессов такого вида объясняется их значительным потенциалом для ресурсосбережения и улучшения экологической обстановки в литейных цехах. Упрочнение вакуумированием формовочных смесей или применение неорганических модельно-формовочных материалов для оболочковых форм по разовым моделям во многих случаях открывают возможности регулирования режимов кристаллизации и охлаждения отливок. Задачу создания и патентования таких способовформообразования, их опытно-промышленное опробование в реальном производстве следует сочетать с широкой публикацией для разъяснения их преимуществ и популяризации.

Для развития таких способовформообразования необходимо было решить следующие научные и технологические задачи:

- создать теоретические основы и технологии литья из железоуглеродистых и цветных сплавов в вакуумируемых песчаных формах с дифференцированными теплофизическими характеристиками для управления структурой и свойствами отливок [2, 3];

- на основе анализа конструкцийприроды, как их представляет современное естествознание, и представления о формообразовании отливки в виде процессов воздействиятаких двух текучих сред, как заливаемый металл, замещающийлитейную модель изнутри, и подвижная песчаная среда, обтекающая поверхность модели снаружи сучетом оптимальноеее заполнения песком литейной формы, а также возможностей математического и компьютерного моделирования разработать легковесные ячеистые ресурсосберегающие конструкции литых металлоизделий по аналогам строения твердого вещества, отдельных биологических структур и наноматериалов с моделированием их из серийных деталей [4, 5];

- для улучшения экологических условий литейного производства с учетом ужесточения экологических норм создать теоретические основы и технологии формообразования для литья из железоуглеродистых и цветных сплавов по мо-

но-, многослойным и армированным разовым моделям, получаемым с помощью криотехнологии без или с минимальным использованием органических модельно-формовочных материалов;

- создать процессы песчаного формообразования, сочетающие криотехнологию с последними достижениями физико-химии в области холодно-твердеющих смесей, включая оригинальные процессы образования связующих композиций и уплотнения песка без связующего перепадом давления на его поверхности и в толще песчаной среды, 3D деформирования с компьютерным управлением, а также методами взаимодействий различных дисперсных фаз с агрегатными переходами, струйного смешивания путем совмещения двух двухфазных дисперсных систем в одну трехфазную [6] с получением дифференцированной прочности формы, термокомпактирования удаляемой модельной оснастки и отходов из пенополистирола;

- усовершенствовать способы, оснастку, оборудование для формообразования с вакуумированием песчаной среды и процессов с удержанием металла на поверхности вакуумируемой песчаной формы путем присасывания, для литья по газифицируемой пленке на валковых кристаллизаторах при непрерывном получении полосы, в том числе металлическим и другими покрытиями, для производства разовых моделей на установках непрерывного действия, для регулируемого высыпания сухих дисперсных материалов из формы со скоростью ниже скорости витания мелких частиц без пылеобразования, а также конструкции формовочно-заливочных модулей на базе ленточного и карусельного конвейера для получения фасонных и непрерывно-литых отливок, принципиальные схемы конструкций «мягких» кристаллизаторов и проходного оборудования из семи единиц для конвейеров непрерывного действия порегенерации оборотных формовочных смесей с методикой расчета вакуумных систем литейных цехов различной мощности, схемами и примерами.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Шинский, О. И. Снижение металлоемкости литейной продукции – основа развития отрасли / О. И. Шинский // Оборудование и инструмент для профессионалов. - 2011. - № 1. - С. 78–79.
2. Дорошенко, В. С. Регулирование охлаждения отливки в вакуумируемой форме фильтрацией хладагентов и движением частиц песка / В. С. Дорошенко // Литейное производство. - 2013. - № 10. - С. 32 - 37.
3. Дорошенко, В. С. Вакуумирование песчаной формы при литье по газифицируемым моделям / В. С. Дорошенко, В. О. Шинский // Литейное производство. - 2014. - № 8. - С. 33-38.
4. Дорошенко, В. С. Способы получения каркасных и ячеистых литых материалов и деталей по газиф. моделям / В. С. Дорошенко // Литейное производство. - 2008. - № 9. - С. 28-32.
5. Дорошенко, В. С. Математическое проектирование каркасно-ячеистых отливок / В. С. Дорошенко // Литейное производство. - 2013. - № 2. - С. 9 - 12.
6. Дорошенко, В. С. О послойном печатании песчаной формы с дифференцированной прочностью / В. С. Дорошенко // Литейное производство. - 2015. - № 4. - С. 19 - 25.



## О РАЗМЕРНОЙ ТОЧНОСТИ ОТЛИВОК, ПОЛУЧАЕМЫХ ПО ЛЕДЯНЫМ МОДЕЛЯМ

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

В зарубежных публикациях литье по ледяным моделям (ЛМ) часто описано при изготовлении протезов. Это связано с высокой текучестью водной композиции ЛМ, по сравнению с традиционными воскообразными составами, и высокой точностью отливок, часто с применением быстрого прототипирования (RP) при изготовлении модели или пресс-формы для нее, в т.ч. по результатам компьютерного сканирования места протезирования. В США (University of Missouri-Rolla) проведен анализ точности отливок стоматологической дуги (рис. 1 а) для установки имплантатов, полученной по ЛМ, по сравнению с литьем (ЛВМ) по выплавляемым полимерным моделям, выполненным тремя видами RP [1]. Также во ФТИМС НАНУ сравнили размеры пенопластовых моделей (ПМ), ЛМ и отливок суппорта (скобы) дискового тормоза (рис. 1 б).

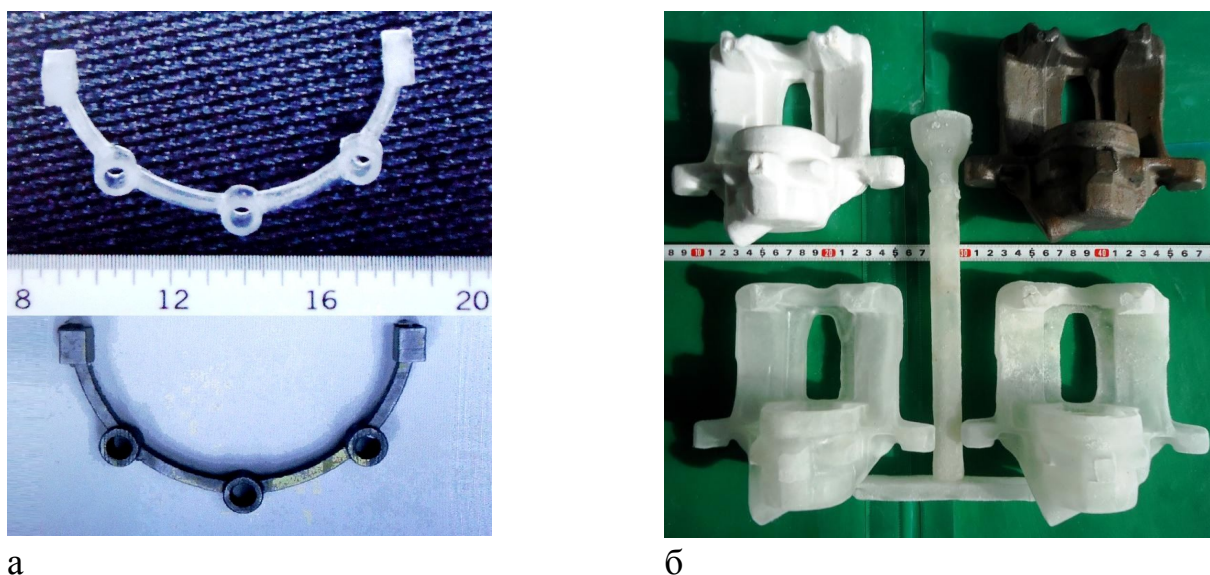


Рис. 1. Модели и отливки: а - ЛМ и отливка дуги; б – ПМ, отливка суппорта и блок ЛМ с литниковой системой

Отмечено [1], что применение традиционных воскообразных моделей связано с газовыделениями и затратами на вентиляцию, а оболочковая форма может треснуть из-за расширения воска при нагреве. Преимущества ЛМ: (1) вместо расширения, лед сжимается при плавлении, предотвращая трещины формы; (2) ЛМ обеспечивает экологическую безопасность литья; (3) вода легко доступна и более экономична, чем воскообразные составы.

ЛМ замораживали в индивидуально изготовленной методом RP силиконовой форме. При формовке песчаной оболочки по ЛМ увеличили дозу отвердителя для сокращения времени гелеобразования связующего до начала таяния модели.

Обмеры показали, что различия в размерах металлических отливок по ЛМ (рис. 1 а) и по моделям, выполненным с помощью RP процессов, составляют от -0,030 мм до 0,076 мм и находятся в пределах стандарта литья "нормальной толерантности"  $\pm 0,007$  дюйма для ЛВМ, как определено институтом (The Investment Casting Institute, 1980). Сравнимые отливки по моделям, выполненным такими методами RP: стереолитографии (SLA), плавления и осаждения (FDM) и ThermoJet показали расширение, а отливки по ЛМ – усадку и имели лучшее качество финишной поверхности, чем отливки по моделям FDM. Размерные допуски всех отливок подпадают в пределы  $\pm 0,18$  мм, а большинство из них находятся в пределах  $\pm 0,076$  мм. На отливках по ЛМ есть шероховатость поверхности в пределах от 3,2 до 3,4 мкм, что сопоставимо с размером частиц алюмосиликатной оболочки и с шероховатостью поверхности металлических отливок по моделям FDM. Исследование размерной точности и шероховатости поверхности отливок, по ЛМ по сравнению с отливками из других RP моделей показало, что литье по ЛМ есть устойчивым процессом для промышленного применения [1].

Обмеры отливки суппорта из ВЧ 500-2 (ДСТУ 3925-99) и оснастки показали, что ширина на уровне отверстия (рис. 1 б) полости алюминиевой пресс-формы составляет (мм)  $121,0 \pm 0,1$ ; ПМ -  $120,5 \pm 0,3$ ; ЛМ -  $120,7 \pm 0,2$ ; отливки по ПМ -  $119,0 \pm 0,6$ ; отливки по ЛМ -  $119,3 \pm 0,4$ . Это соответствует 4-5 классу точности допусков на линейные размеры отливок по ГОСТ 26645-85.

Литье по ПМ выполняли в вакуумируемую песчаную форму методом ЛГМ, а по ЛМ – в песчано-цементную форму, получаемую из сухой виброуплотненной смеси, упрочняемой увлажнением методом фильтрации талого материала ЛМ.

## ЛИТЕРАТУРА

*1. Huang C., Leu M. C., Richards V. L. Investment Casting With Ice Patterns and Comparison With Other Types of Rapid Prototyping Patterns // Shape Casting Int. Symposium, Feb. 25, 2007. Orlando, Florida. Edited by Paul N. Crepeau Murat Tiryakioğlu John Campbell, published by TMS. - 2007. - P. 267 - 274.*

# ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОТЛИВОК ИЗ ЛИТЕЙНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Si-Cu С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ ЖЕЛЕЗА

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

Наиболее вредной примесью в доэвтектических алюминиевых сплавах системы Al-Si является железо, образующее соединения различного состава ( $\text{FeAl}_3$ ,  $\text{Al}_2\text{SiFe}$ ,  $\text{Al}_4\text{Si}_2\text{Fe}$ ,  $\text{Al}_5\text{SiFe}$  и др.) [1]. Все железосодержащие фазы при обычных температурах кристаллизации сплавов имеют грубокристаллическое строение и поэтому оказывают сильное влияние на снижение механических свойств, в особенности пластичности. Например, в доэвтектических силуминах железо образует с компонентами сплава тройную промежуточную фазу  $\beta(\text{AlFeSi})$ , кристаллизующуюся в форме грубых иглообразных выделений, резко снижающих пластические свойства сплавов.

Основными источниками насыщения алюминиевых расплавов железом являются чугуны тигли раздаточных и плавильных печей, заливочные ковши, переплавляемый алюминиевый лом, содержащий стальные вкладыши и элементы кремния, не удаленные перед плавкой.

В сплавах системы Al-Si эвтектический кремний и железосодержащие фазы имеют ковалентный тип межатомных связей, что обуславливает их направленность при кристаллизации. Для уменьшения анизотропии силовых полей валентных электронов в образующемся зародыше при кристаллизации необходимо изменить характер межатомного взаимодействия.

Один из возможных вариантов изменения формы и размеров включений фаз с ковалентным типом межатомных связей - введение в расплав примесей, атомы которых, растворяясь в растущем кристалле, ослабляют ковалентную составляющую связи между его атомами, и тем самым уменьшают ориентирующее действие кристалла на соприкасающуюся с ним жидкую фазу.

Если в отношении изменения формы включений эвтектического кремния этот вопрос успешно решен, то применительно к модифицированию железосодержащей фазы имеются существенные трудности в его практической реализации. Поэтому задача связанная с разработкой технологических решений направленных на устранение вредного влияния железа в алюминиевых литейных сплавах является актуальной.

В табл. 1 приведены результаты испытаний по определению механических свойств металла отливок из сплава АК5М, полученного с применением комбинированной технологии газодинамического воздействия и модифицирования в сравнении с соответствующими свойствами литого металла, полученного по традиционной технологии литья в кокиль.

В результате применения указанной технологии удалось измельчить и сфероидизировать железосодержащие фазы, повысить уровень механических

свойств на 15-20%, количество брака отливок по рыхлотам и газовым раковинам сократить на 28 %.

Таблица 1

Механические свойства металла отливок из сплава АК5М

№ образца		$\sigma_{\sigma}$ , МПа	НВ (МПа)	$\delta$ , %
1	до обработки	165,3	510	2,0
2		163,6	500	1,9
3		165,1	500	1,9
4	после обработки	195,3	512	2,30
5		193,8	508	2,29
6		194,2	511	2,31

**ЛИТЕРАТУРА**

1. Ларионов, Г. В. Вторичный алюминий / Г. В. Ларионов. - М.: Металлургия, 1967.-271 с.
2. Немененок, Б. М. Теория и практика комплексного модифицирования силуминов / Б. М. Немененок. – Мн.: Технопринт, 1999. – 272 с.

## АМОΡФНЫЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ СПЛАВЫ КАК НОВЫЙ КЛАСС МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ

Древаль Л. А. (ФРГ, г. Фрайберг, ТУ «Горная Академия» Фрайберга; г. Краматорск, ДГМА), Агравал П. Г., Турчанин М. А. (г. Краматорск, ДГМА)

Традиционные объемные аморфные сплавы, как правило, имеют существенный недостаток. Обладая очень высокими показателями прочности, они, в тоже время, являются очень хрупкими. Поиски решений данной проблемы постепенно привели к идее создания так называемых аморфных высокоэнтропийных сплавов (АВЭС). АВЭС можно рассматривать как результат пересечения двух направлений исследований, а именно пластичных аморфных сплавов и высокоэнтропийных сплавов.

Первые исследовательские работы показали, что АВЭС обладают не только более высокой склонностью к аморфизации, но и повышенной пластичностью по сравнению с традиционными аморфными сплавами, что стимулировало дальнейшие исследования в этой области [1]. Предполагается, что высокая склонность к аморфизации АВЭС обуславливается не столько высокой энтропией смешения, сколько энтальпией смешения и разницей размеров атомов элементов (так называемый, эмпирический параметр разницы атомных размеров  $\delta$ ), входящих в состав АВЭС. При одинаковых значениях энтропии смешения для ВЭС и АВЭС, получение последних возможно при значительных отрицательных величинах энтальпии смешения ( $-50 \dots -20$  кДж/моль для АВЭС и  $-15 \dots 5$  кДж/моль для ВЭС) и больших значениях параметра  $\delta$  (6–18 для АВЭС и 0–6 для ВЭС) [2, 3]. При этом большие абсолютные значения энтальпий смешения АВЭС приводят к значительному отрицательному вкладу в полную энергию Гиббса жидкой фазы и, как следствие, к ее стабилизации и высокой склонности к аморфизации АВЭС. В тоже время наличие в жидких сплавах большого количества разноразмерных атомов с большой разницей размеров повышает вязкость расплава, понижая вероятность равновесного распределения компонентов в нем на стадии охлаждения и, таким образом, повышая его способность к аморфизации. АВЭС демонстрируют ряд уникальных свойств, отличающих их от традиционных объемных аморфных сплавов. К таким свойствам относятся исключительные деформируемость, упругость и способность к термопластическому формоизменению ряда АВЭС, содержащих редкоземельные металлы. Все это обуславливает перспективность исследований и разработки АВЭС.

### ЛИТЕРАТУРА

1. *Microstructure and electrochemical properties of high entropy alloys – a comparison with type-304 stainless steel* / Y.Y. Chen, T. Duval, U.D. Hung, J.W. Yeh, H.C. Shih // *Corr. Sci.* – 2005. – V. 47. – P. 2257–2279.
2. *Alloy Designs of High-Entropy Crystalline and Bulk Glassy Alloys by Evaluating Mixing Enthalpy and Delta Parameter for Quinary to Decimal Equi-Atomic Alloys* / A. Takeuchi, K. Amiya, T. Wada et al. // *Mater. Trans.* – 2014. – V. 55. – P. 165–170.
3. *Guo S. Phase stability in high entropy alloys: Formation of solid-solution phase or amorphous phase* / S. Guo, C.T. Liu. // *Progr. Mater. Sci.: Mater. Int.* – 2011. – V. 21. – P. 433–446.

## МЕХАНИЧЕСКИЕ И РАБОЧИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ

Древаль Л. А. (ФРГ, г. Фрайберг, ТУ «Горная Академия» Фрайберга;  
г. Краматорск, ДГМА), Агравал П. Г., Турчанин М. А. (г. Краматорск, ДГМА)

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) стали интересными в виду своих высоких механических и рабочих свойств. Огромное число работ, опубликованных в последнее время, направлены именно на изучение этих свойств и их взаимосвязи с микроструктурой ВЭС (типом фазы, набором фаз, механизмом их образования) [1, 2]. Данная информация требует систематизации и обобщения для лучшего понимания и разработки данного класса материалов.

Для ВЭС можно говорить о следующей закономерности. Как правило, ВЭС, имеющие ОЦК структуру (ОЦК-ВЭС), характеризуются более высокими показателями твердости, прочности, износостойкости по сравнению с ВЭС с ГЦК структурой (ГЦК-ВЭС), при этом показатели износостойкости оказываются на уровне показателей для серого чугуна и нержавеющей сталей, а по прочности отдельные сплавы не уступают инконелям. В тоже время ГЦК-ВЭС характеризуются более высокими пластичностью (для отдельных представителей пластическая деформация может достигать 50 %), деформационным упрочнением и сопротивлением усталости по сравнению с ОЦК-ВЭС. При этом основным механизмом упрочнения для ВЭС является твердорастворное упрочнение, наряду с которым возможно дополнительное упрочнение за счет формирования нанокристаллических упорядоченных структур, за счет формирования наноразмерных спинодальных структур. Все это дает возможность регулировать свойства ВЭС за счет введения микродобавок, позволяющих изменять микроструктуру сплава и механизм упрочнения, добиваясь наилучшего соотношения пластических и прочностных свойств.

Все ВЭС характеризуются прекрасной устойчивостью к рекристаллизации и разупрочнению при нагреве. Предполагается, что данные свойства обусловлены сравнительно низкой диффузией в ВЭС, связанной с наличием большого числа атомов разнородных металлов. Результатом чего становится замедленные рост и укрупнение зерн в микроструктуре сплава при нагреве. Даже выше температуры начала рекристаллизации для ВЭС не наблюдается резкого падения в показателях механических и прочностных свойств.

Ряд ВЭС по своим магнитно-мягким свойствам сопоставим с ферритами. Сплавы ВЭС на основе системы Co–Cr–Cu–Fe–Ni по своим антикоррозионным свойствам не уступают коррозионностойким сталям. Тонкие пленки на основе системы Al–Co–Cr–Cu–Fe–Ni по своим антиадгезионным свойствам близки к тефлону.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Murty B.S., *High-entropy alloys* / B.S. Murty, J.W. Yeh, S. Ranganathan // 1<sup>st</sup> Ed. – Butterworth-Heinemann, London, 2014. – 218 pp.
2. *Microstructures and properties of high-entropy alloys* / Y. Zhang, T.T. Zuo, Z. Tang et al. // *Progr. Mater. Sci.* – 2014. – V. 61. – P. 1–93.

## ОСНОВНЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ

Древаль Л. А. (ФРГ, г. Фрайберг, ТУ «Горная Академия» Фрайберга;  
г. Краматорск, ДГМА), Агравал П. Г., Турчанин М. А. (г. Краматорск, ДГМА)

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) – это новый класс материалов, запатентованный в 2002 году Ин-Вей Ех в Тайване [1]. Главная идея патента заключается в создании многокомпонентных материалов на базе металлических систем, содержащих более пяти основных компонентов, смешанных в приблизительно равных пропорциях. Результаты многих экспериментальных работ показывают, что ВЭС обладают высокими механическими и рабочими свойствами [2]. Для ВЭС не существует ограничений в выборе метода их получения. За последние двенадцать лет концепция ВЭС была значительно расширена исследовательскими группами из разных стран мира [2]. Интерес к данной теме растет с каждым годом.

Исследования в области этих новых материалов можно условно разделить на три основных направления. Первое направление касается критериев формирования ВЭС. Второе направление адресуется к кристаллическому строению и микроструктуре и их взаимосвязи со свойствами материалов. Оба эти направления сравнительно хорошо изучены и развиты. Третье направление связано с разработкой ВЭС и созданием соответствующих баз данных в рамках CALPHAD-метода. Это направление является сравнительно новым. Взаимосвязь между этими тремя направлениями исследований является невероятно важной. Критерии дают ответ на вопрос: «Где следует искать новые ВЭС» (новые компоненты, новые системы), позволяя исключить метод проб и ошибок при поиске новых материалов. Результаты второго направления, содной стороны, позволяют проверить предложенные критерии. С другой стороны, эти результаты показывают, что эквиатомные ВЭС – это всего лишь отправная точка в дальнейшей разработке материалов. Для получения идеальной комбинации пластичности и прочности в будущем материале исходный эквиатомный ВЭС может быть изменен путем небольших модификаций его состава, что приводит к смене фаз или появлению новых фаз в его структуре и, как следствие, к изменениям в свойствах сплава. На этапе корректировки состава ВЭС, CALPHAD-метод (третье направление) начинает играть главную роль. Следует подчеркнуть, что применение данного метода является весьма эффективным, так как позволяет прояснить характер фазовых превращений в сплавах, спрогнозировать типы и составы фаз, и таким образом, сократить число экспериментальных исследований. В настоящее время создание термодинамических баз данных для ВЭС является наиболее востребованным направлением исследований.

### ЛИТЕРАТУРА

1. US 2002/0159917 A1, *Int. Cl. C22C 30/00. High-entropy multielemental alloys* / J.-W. Yeh // – No. 09/706,710; *appl. Apr. 29, 2002; pub. Oct. 31. 2002, Patent publication application.*
2. Murty B.S. *High-entropy alloys* / B.S. Murty, J.W. Yeh, S. Ranganathan // 1<sup>st</sup> Ed. – Butterworth-Heinemann, London, 2014. – 218 pp.

## РЕШЕНИЕ ПРОБЛЕМЫ ВОССТАНОВЛЕНИЯ И УПРОЧНЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ ТИПА ТЕЛ ВРАЩЕНИЯ

Дьяченко И. О. (г. Краматорск, ДГМА)

Наблюдения нескольких последних лет и производственная практика показывают, что большинство деталей машин при проведении ремонтных работ выбраковывается, что приводит к увеличению себестоимости изделий, в то время как восстановление изношенных деталей экономически целесообразно, так как позволяет экономить материальные и энергетические ресурсы.

Наиболее распространенными способами являются такие виды наплавки как плазменная с применением в качестве наплавочных материалов порошков, порошковых проволок и лент, а также дуговая наплавка в среде углекислого газа [1-2].

Однако в процессе дуговой наплавки в углекислом газе наблюдается интенсивное разбрызгивание жидкого металла, приводящее к налипанию брызг на мундштук и засорению сопла горелки. При плазменной наплавке с использованием порошков наблюдается высокий расход газов, низкий коэффициент использования порошка, особенно при восстановлении деталей малых диаметров. Более эффективным методом восстановления являются плазменно-дуговые методы с использованием порошковых проволок и лент, однако и эти методы имеют ряд существенных недостатков, например, в следствии высоких температур наблюдается значительное выгорание легирующих компонентов шихты наплавочных материалов, что часто приводит к экономической нецелесообразности применяемых данных процессов.

Поэтому в последнее время все большее применение при восстановлении и упрочнении деталей машин находит способ электроконтактной наплавки. Возможность вести процесс в режиме спекания и припекания порошков позволяет с помощью относительно недорогих, общедоступных наплавочных материалов получить высокие эксплуатационные характеристики наплавленного слоя.

Сущность предлагаемого способа заключается в том, что при помещении порошка в оболочку исключается его контакт с электродом, следовательно, стойкость электрода должна повыситься. Наличие металлической оболочки позволит увеличить количество компонентов с высоким электрическим сопротивлением, так как в этом случае ток протекает по оболочке и нагревает ее до температуры перехода в пластическое состояние; при определенном усилии, прилагаемом к электроду, происходит соединение оболочки с основным металлом, а порошковый материал нагревается теплом, поступающим от оболочки [3].

Установлено, что данный способ имеет следующие преимущества:

- повышенные физико–механические свойства наплавленного слоя в результате снижения пористости;
- обеспечивается увеличение прочности сцепления покрытия с основой;
- предотвращение окисления порошкового материала;



– обеспечение благоприятного напряженного состояния;  
– стабилизация толщины наплавленного слоя благодаря точной дозировке порошкового материала [4].

Порошковую проволоку прокатывают между валками, в процессе прокатки производят спекание порошкообразного сердечника импульсами электрического тока. У полученной порошковой ленты с помощью устройства срезают одну кромку до появления в сечении порошкового материала сердечника и подают подготовленную таким образом порошковую ленту в зону контакта детали с электродом, производят нагрев контактируемых поверхностей с помощью импульсов электрического тока, подаваемых источником питания [5].

Установлено, что при наплавке порошковой проволокой с обрезкой кромок и оплавлением оболочки происходит более качественное сплавление одного витка с последующим, за счет обрезки кромок [6].

Лабораторные исследования показали, что при наплавке данным методом полностью обеспечивается качественное покрытие. Наплавку производили на пальцах шарнирных деталей, работающих в пыльных условиях и применяющихся в автомобильной промышленности.

Промышленные испытания показали, что данная технология позволяет восстанавливать изношенные детали и упрочнять наплавленные, а при наплавке испытана в условиях предприятий Украины показала высокие технико-экономические показатели.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Сидоров, А. И. Восстановление деталей машин напылением и наплавкой / А. И. Сидоров. – М. : Машиностроение, 1987. – 192 с.
2. Макаренко, Н. А. Управление качеством биметаллического инструмента через газонасыщенность наплавленного металла / Н. А. Макаренко, А. А. Богуцкий // Перспективы, технологии, материалы и оборудование в литейном производстве. Тез. докл. междунар. науч.-техн. конф. - Краматорск: ДГМА. - 2008.- С.32
3. Пат. 1332673 Україна, В23К11/06. Способ электроконтактной наплавки / Карпенко В.М., Катренко В.Т., Пресняков В.А.; заявитель: Краматорский индустриальный институт. – № 3986286 ; заявл. 09.12.85 ; зарегестр. 22.04.87.
4. Волков, Д. А. Электроконтактная наплавка порошковых материалов в металлической оболочке сегментообразного сечения / Д. А. Волков, В. Т. Катренко // Сварочное производство и технический прогресс : материалы региональной научно-практической конференции. – Николаев : УГМТУ им. адмирала Макарова, 2008 – С. 80.
5. Пресняков, В. А. Особенности нагрева порошкового материала в металлической оболочке / В.А. Пресняков, А.Д. Кошевой / Вістник Донбаської державної машинобудівної академії. Збірник наукових праць. – ДДМА, Краматорськ, №2 (19)-2010.- С. 235-239
6. Пресняков, В. А. Электроконтактная наплавка порошковой проволокой с оплавлением оболочки / В. А. Пресняков, А. А. Безгин / Сборник тезисов 3 международной научно – технической конференции «Сварочное производство в машиностроении: перспективы развития»-Краматорск:ДГМА, 2012г.-С. 48-49

## ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ОХЛАЖДЕНИЯ МАССИВНЫХ СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ

Дьяченко Ю. Г. (г. Краматорск, ДГМА)

Известно, что для повышения эксплуатационной стойкости валков следует обеспечить их достаточную прокаливаемость, чтобы получить необходимую толщину активного слоя с требуемым уровнем твердости. Кроме закаленного слоя одной из важных характеристик, отвечающих за стойкость валков, является уровень остаточных напряжений [ 1 ]. Получение оптимального сочетания этих характеристик с использованием традиционных режимов термической обработки является сложной задачей: нормализация обеспечивает низкий уровень остаточных напряжений при малой толщине упрочненного слоя; закалка в жидких средах, а также закалка с применением нагрева токами высокой частоты способствует получению требуемых прочностных характеристик, но при этом в валке формируются повышенные остаточные напряжения, которые могут вызвать разрушение изделия даже до начала эксплуатации [ 2 ... 3 ].

Данную проблему позволяет решить использование высокоскоростной закалки, которая позволяет получить высокую твердость поверхностного слоя при сохранении мягкой сердцевины массивных стальных изделий, путем применения спреерного охлаждения [4]. Ее суть состоит в подаче на поверхность нагретого валка охладителя посредством специальных душирующих форсунок. В качестве охладителя могут применяться вода, воздух или водовоздушная смесь [5].

К преимуществам спреерной закалки относятся: возможность достижения высоких скоростей охлаждения, контроль его интенсивности, включая разную интенсивность охлаждения бочки и шеек валков, отсутствие закалочных баков, которые требуют принудительной циркуляции (барботажа) охлаждающей среды для устранения эффекта «паровой рубашки», увеличение твердости поверхности и глубины закаленного слоя, отсутствие деформации и трещин на поверхности изделия, высокая производительность и отсутствие загрязнения окружающей среды. А также применение технологического процесса спреерного охлаждения направлено на снижение энергозатрат при нагреве изделия до температуры закалки за счет нагрева не всего объема, а лишь поверхностного (закаливаемого) слоя стального изделия, что удешевляет себестоимость выпускаемой продукции в 1,5...2 раза [6].

Несмотря на очевидные преимущества, возможность использования спреерного охлаждения для термической обработки крупногабаритных изделий в настоящее время недостаточно изучена.

Цель настоящей работы – разработка конструкции стенда охлаждающего устройства для исследования процессов термического упрочнения массивных стальных изделий.

Для достижения поставленной цели была разработана конструкция стенда. Данное спреерное устройство предназначено для подачи охлаждающей водовоздушной смеси на стальное изделие. Принцип работы заключается в том,

что вода с помощью водяного электронасоса, который соединен с резервуаром воды через систему патрубков высокого давления, подается на форсунку. Над резервуаром установлена форсунка с возможностью поперечного и продольного перемещения её относительно резервуара. На форсунке через систему патрубков подается вода под регулируемым давлением. Следует отметить, что данный принцип работы устройства не обеспечивает струйного, душирующего охлаждения и может быть использовано только для охлаждения под слоем жидкого хладагента. Поэтому для проведения технологического процесса спреерного охлаждения водовоздушной смесью в теле форсунки предусмотрено технологическое отверстие для подвода воздуха переменного давления. Вода с помощью электронасоса подается из резервуара через систему патрубков на форсунку, где смешивается с воздухом и водовоздушная смесь через выходное сопло направляется на поверхность охлаждаемого изделия.

На основании проведенных испытаний стенда спреерного охлаждения можно заключить, что:

- охлаждающая способность водовоздушной смеси зависит от соотношения давления воды и воздуха;
- расход воды пропорционален корню квадратному от давления, поэтому при изменении давления изменяется и расход;
- на поверхность активного охлаждения значительное влияние оказывает расстояние от форсунки до охлаждаемой поверхности. Выбор оптимального расстояния зависит от конструкции форсунки и соотношения расхода воды и воздуха.

Таким образом, на основании результатов полученных при опробовании стенда для охлаждения стальных изделий можно заключить, что данное устройство может успешно использоваться для исследования процессов охлаждения массивных стальных изделий.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Гостев, К. А. Влияние напряжений в прокатных валках на их эксплуатационную надежность / К. А. Гостев // *Сталь*. – 2008. – № 11. – С. 78 – 87.
2. Астафьев, А. А. Термическая обработка валков прокатных станков / А. А. Астафьев, Г. Н. Алешечкина, В. Я. Моница. М.: НИИинформтяжмаш, 1976. – С.37.
3. Адамова, Н. А. Напряженно- деформированное состояние деталей при регулируемом охлаждении / Н. А. Адамова, Н. В. Власова, В. Г. Сорокин // *МиТОМ*. 1991. № 4. – С. 29 – 30.
4. Вороненко, Б. И. Составы и термическая обработка современных валковых сталей / Б. И. Вороненко // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1995. – № 11. – С. 17 – 23.
5. Плескач, Б. В. Рациональное проектирование валков прокатных станков / Б. В. Плескач, А. М. Вейнов // *Прогрессивные технологии и системы машиностроения. Международный сборник научных трудов*. – Донецк: ДонНТУ, 2006. – Вып. 31. – С. 237 – 245.
6. Осколкова, Т. Н. Спреерное охлаждение твердого сплава при закалке / Т. Н. Осколкова // *Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований*. – 2011. – №10. – С. 76 – 77.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ЖИДКОГО АЛЮМИНИЯ С БЕЛЫМ ЧУГУНОМ

Жижченко С. С., Тренкина М. В., Турчанин М. А., Корсун В. А.  
(г. Краматорск, ДГМА)

Информация об особенностях взаимодействия алюминия со сплавами на основе железа важна для плавки качественных литейных сплавов на основе алюминия, получения из них композиционных отливок, армированных стальными вставками, и для алитирования изделий из чугуна и стали.

В работе [1] впервые были изучены скорости растворения стали и серого чугуна в алюминии. Было показано, что на границе сталь–жидкий алюминий образуются твердые реакционные слои, и происходит интенсивное растворение стали. Реакционная зона сталь–алюминий состоит из двух слоев. К границе с алюминием прилегает тонкий слой  $FeAl_3$ , толщина которого не превышает 10 мкм. На границе со сталью находится очень развитый слой  $Fe_2Al_5$ , который формирует «языкоподобную» структуру.

Контактные слои на границе чугун–алюминий носят более сложный характер. На поверхности раздела первоначально формируется наружный двухфазный слой, состоящий из алюминия и  $FeAl_3$ . Под этим слоем образуется узкая реакционная зона, состоящая из  $Fe_2Al_5$ . Скорость проникновения реакционной зоны в чугун в 2,5 раза меньше средней скорости растворения стальных образцов.

В настоящей работе изучение взаимодействия образцов белого чугуна диаметром 5 мм с алюминием было выполнено методом погружения и изотермической выдержки при 700°C. Время выдержки составило 2, 4 и 6 ч. Микроструктура реакционной зоны была изучена методом оптической микроскопии (МИМ-8). Также были исследованы свойства фаз, образующих контактный слой (ПМТ-3).

При выбранных условиях эксперимента средняя скорость растворения образцов составила 0,11 мм/ч, что выше, чем аналогичный показатель для серого чугуна (0,08 мм/ч), и ниже, чем для стали (0,20 мм/ч).

Контактный слой образован интерметаллическими фазами, на что указывает их высокая микротвердость 10...11 МПа. Морфология возникающей реакционной зоны близка к морфологии внутренней реакционной зоны, образующейся при взаимодействии алюминия с серым чугуном.

Таким образом, стойкость белого чугуна по отношению к жидкому алюминию является промежуточной между стойкостями стали и серого чугуна, использование плавильного и литейного инструмента из которого является предпочтительным при плавке алюминия и его сплавов.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Горбачева, В. И. Исследование влияния содержания железа на образование железосодержащих фаз в литейных алюминиевых сплавах / В. И. Горбачева, А. В. Терентьева, М. А. Турчанин, Л. А. Древаль // *Литье и металлургия*. – 2013. – Т. 73, №4. – С. 74–81.

## **ПРОМЫШЛЕННЫЕ ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ ПАО «ЭМСС»**

Ефимов М. В., Козлов А. Н., Городчиков В. Н., Бибик И. В.  
(г. Краматорск, ПАО «ЭМСС»)

Развитие систем инженерного анализа предоставляет металлургам новые возможности, особенно при изготовлении сложных крупных стальных отливок в условиях единичного производства

Качество литой заготовки напрямую зависит от того, насколько точно технолог-литейщик разработает технологию ее изготовления. Оптимизировать технологию получения литых заготовок «опытным путем» можно только при массовом производстве заготовок, когда есть возможность отработать технологию литья на опытных отливках.

Развитие информационных технологий, систем инженерного анализа (Computer Aided Engineering, CAE), предоставило металлургам новые возможности. В последнее время сильно изменились технологии изготовления крупных стальных отливок при единичном производстве. Это позволило внедрить на заводе «Энергомашспецсталь» принципиально новый способ построения литейной технологии гарантированного качества.

Суть новой технологии подготовки производства отливок заключается в создании сквозной системы, где на всем этапе жизненного цикла изделия, в общем информационном пространстве используется единая математическая модель детали, литой заготовки, заливаемой формы и модельного комплекта.

В настоящее время всё большее количество заказчиков предоставляет упрощённые чертежи детали с обязательным приложением 3D модели требуемого изделия. Зачастую это детали очень сложной геометрии, для вычерчивания которых старыми методами требуется очень большое количество разрезов с координатными сетками.

Также для проверки геометрии готовой отливки требуется изготовление десятков шаблонов, которые вовсе не гарантируют точность проверки изделия.

Первоначально информацию о необходимости выполнения работ по данному изделию (в электронном виде) получает технолог-литейщик. Он извлекает математическую модель из базы и дополняет ее необходимыми технологическими элементами, такими как литниково-питающая система, приливы, припуски под механическую обработку и т. п. Для этого он использует пакет объемного проектирования «Solid Works».

Далее объемная модель отливки, из которой непосредственно будет изготавливаться изделие, подвергается исследованию с помощью программ инженерного анализа «LWMFlow» и «MagmaSoft». При помощи этих программ, внедренных на «ЭМСС» еще в 2004 г. и 2013 г., соответственно, моделируются процессы заливки жидкого металла в песчаную форму, остывания, кристаллизации, усадки металла, напряженного состояния и изменения геомет-

рии (коробление), а также учитываются, и подвергаются анализу все конструктивные особенности отливаемого изделия.

Моделирование поведения металла в отливке наглядно показывает специалистам, как будет застывать металл в форме. При этом на экране монитора отражаются все проблемные места в конструкции изделия, в которых возможно появление зон с повышенной концентрацией внутренних напряжений, скопления газа и пр.

Но сквозная система бесполезна, если нет человеческого капитала с высоким уровнем знаний и интеллекта, который может обрабатывать полученные данные. Только опытные специалисты-литейщики благодаря огромным функциональным возможностям используемых программ, понятности и удобству их эксплуатации, а также высокой степени соответствия результатов компьютерного моделирования и практики, могут быстро создать технологию гарантированного качества. Изучить и понять проблемные места в отливке и найти решения по устранению дефектных мест.

Специалисты «ЭМСС» быстро сумели повысить квалификацию технолога-литейщика при существенном увеличении сложности разрабатываемых отливок за счет высокой степени наглядности и удобства анализа процессов литья металлов:

- резко повысить качество проектирования литейных технологий, за счет уменьшения времени анализа промежуточных вариантов и рационального использования производственных ресурсов;

- повысить преемственность проектных решений за счет накопления выверенной базы данных технологий, отливок и оснастки;

- в процессе моделирования увидеть сразу несколько ошибок и исправить их одновременно, что сокращает количество процедур коррекции техпроцесса в 2 раза.

За два года работы по этой схеме снижен уровень исправимых дефектов литья более чем в два раза, брак в 2013 и 2014 отсутствовал, также нет брака за 8 месяцев этого года.

Специалисты «ЭМСС» освоили изготовление модельных комплектов по эскизам, полученным из имеющихся 3D моделей отливок в любом необходимом сечении.

Контроль готовой отливки производится измерительной машиной «FARO Laser Tracker ION». Суть контроля заключается в следующем: полученная пространственная сетка накладывается на математическую модель детали, программа рассчитывает и выдаёт данные разницы между точкой измерения и соответствующей точкой модели.

Технологи анализируют полученные данные и сразу видят отклонения от заданных размеров и, при необходимости, производится доводка изделия до требуемых параметров.

## О НЕРЕКОМЕНДУЕМЫХ ТЕРМИНАХ ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

Захарченко Э. В. (г. Киев, ФТИМС НАНУ)

В 1964 году американский ученый У. Уэндлэндт опубликовал книгу о термических методах анализа, где их классифицировал и обобщил, тем самым внес необходимый порядок и ясность в терминологию. Однако, так как время и наука не стоят на месте, то и в области термического анализа произошли огромные изменения, и на сегодняшний день разработано много новых методов и расширены границы их применения [1].

Научное общение, которое свободно от неопределенности, недопонимания и путаницы, возможно только при условии, что смысл и содержание используемых научных терминов определены и повсеместно приняты [1]. К сожалению, не все отечественные авторы принимают во внимание необходимость использования принятой в мире терминологии в области термического анализа (ТА), а это способствует не только терминологической путанице, но и усилению негативных представлений о нашей науке в целом.

За рубежом в области термического анализа уже в течение многих десятилетий не используются термины «термография» и «термограмма». Термины – заменители: соответственно «термический анализ» (сокращенный термин «термоанализ» не рекомендуется, так как он активно используется в аналитической химии) и «термическая кривая» или просто «кривая».

С целью обеспечения исследователей, работающих в области термического анализа совместимыми терминами и определениями, международный союз чистой и прикладной химии (IUPAC) и его ассоциированная организация международная конфедерация термического анализа и калориметрии (ICTAC), объединяющая 25 национальных ассоциаций, периодически публикуют обобщающую информацию о текущей номенклатуре методов ТА и рекомендации о рабочей терминологии. Ниже по данным IUPAC, ICTAC, справочников и других зарубежных источников [1-5] приводим краткие сведения, касающиеся двух обобщающих терминов ТА:

а) нереконструируемый термин: «Термография». Рекомензуемый термин-заменитель: «Термический анализ». Термический анализ – это исследование взаимоотношения между свойствами образца и его температурой по мере того, как он охлаждается или нагревается контролируемым способом. Существительное «анализ» в этом термине означает не только мониторинг, но и весь экспериментальный процесс, а также процедуру оценки результатов измерения. Обобщающий термин «термический анализ» принят взамен нереконструируемого термина «термография» по причине наличия у последнего по крайней мере двух других значений, главное из которых относится к медицине (получение тепловых изображений; теплография).

Заслуживает отдельного упоминания название такой разновидности ТА как все более широко используемый в литейном производстве и металлургии ме-

тод «термического деривативного анализа» (ТДА), ThermalDerivativeAnalysis. Прилагательное «деривативный» (derivative) относится к математической производной (первой или второй) термической кривой. В методе ТДА производная используется для определения темпа изменения температуры образца в отношении времени и определения конфигуративных (характеристических) точек на графике термической кривой. Деривативный метод получил широкое применение в современном термическом анализе благодаря своей информативности и универсальности. Он позволяет решать самые разнообразные технологические, научные и аналитические задачи.

б) nereкомендуемый термин: «термограмма». Рекомендуемый термин-заменитель: «Термическая кривая» или просто «Кривая». Термин «Термическая кривая» - означает график любой комбинации свойств образца, времени и температуры, полученный посредством ТА. Этот термин широко распространен и представляет сокращение от более правильного термина «термоаналитическая кривая». Результат термоаналитического измерения в целом представляется в виде измеренной кривой. Термин «кривая» (curve) предпочитается термину «термограмма» (thermogram), поскольку последний используется для результатов, полученных медицинской техникой термографии (теплографии).

## ЛИТЕРАТУРА

1. W.Wm.Wendlandt. *Thermal Analysis*. – A Waley – Interscience Publication – 1964, 1974, 1986. – 811p. Русский перевод второго американского издания: У.Уэндлэндт. *Термические методы анализа*. – М.: Мир, 1978. – 515с.
2. *Handbook of Thermal Analysis and Calorimetry. Vol.1: Principles and Practice*. M.E.Brown, editor. Elsevier Science B.V., 1998-677p.
3. T.Lever, P.Heines, J.Rouquerol, E.L.Charsley, P.V.Eckeren, D.J.Burlett. *ICTAC nomenclature of thermal analysis (IUPAC Recommendations 2014)*// *Pure Appl. Chem.* – 2014. 86 (4). – P.545 – 553.
4. J.Rouquerol, T.Lever, P.Haines, P.V.Eckeren, D.Burlett. *Nomenclature of Thermal Analysis (IUPAC Recommendations 2006)*.
5. R.C.Mackenzie. *Nomenclature for Thermal Analysis – IV (Recommendations 1985)* // *Pure Appl.Chem.* – 1985, vol.57, №11. – P.1737-1740.



## ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТПУСКА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МАТЕРИАЛА ДВУХСЛОЙНЫХ ВАЛКОВ

Калашникова А.Ю., Витер Д. А., Иванова Л. Х.  
(г. Днепропетровск, НМетАУ)

Целью работы были определение влияния термической обработки на структуру и свойства рабочего слоя и шеек двухслойных листопркатных валков.

В лабораторных условиях тепловую обработку проводили на установке, включающей муфельную печь и систему автоматики, в промышленных – в камерных печах с выдвижным подом. Режим термической обработки состоял из нагрева со скоростью 25 град/ч до 150 °С, выдержки в течение 10 ч (с двукратным термоциклированием 250 ⇌ 150°С) и окончательного охлаждения со скоростью 25 град/ч до 80 °С. Металлографический анализ проводили на микроскопе модели Neophot 21. Микротвердость структурных составляющих чугуна измеряли на приборе ПМТ-3 по ГОСТ 9450-76. Измерения производили при нагрузке 59 г и увеличении 485. Величину микротвердости определяли по результатам 50 замеров с ошибкой 1...2%. Физико-механические свойства определяли по стандартным методикам. Термостойкость оценивали по удельной протяженности трещин, образующихся в образце размерами 10x10x15 мм после 100 термосмен по режиму: нагрев до 650°С с последующим охлаждением в проточной воде с температурой 20°С на специальной установке. Образцы для исследований структуры и свойств чугуна отбирали при механической обработке валков в торцевой зоне бочки и в шейках.

Структуру бочек валков исследовали, начиная с расстояния 10 мм от литой поверхности до 100 мм. В рабочем слое валков, как в литом состоянии, так и после низкотемпературного отпуска наблюдали редко встречающиеся включения графита, имеющие либо компактную, либо розеточную форму. С удалением в глубь вала количество и размеры розеток графита увеличивались.

Рабочий слой валков в литом и термообработанном состояниях имел структуру грубого конгломерата цементита и продуктов превращения аустенита. Благодаря легированию чугуна 3,7...4,0% никеля превращение аустенита проходило с образованием бейнита и мартенсита. С удалением от поверхности первичная структура чугуна грубела, при превращении аустенита наряду с игольчатыми продуктами появлялся тонкодифференцированный перлит, количество которого постепенно увеличивалось. Микротвердость структурных составляющих термообработанного вала была ниже, чем литого: цементита, бейнита и мартенсита на 3...4%, тонкодифференцированного перлита – на 7%. Начиная с глубины 35...40 мм от поверхности бочки, матрица чугуна становилась уже полностью перлитной, количество цементита уменьшалось. На расстоянии 100 мм от поверхности валики имели структуру серого перлитного чугуна.

Анализ структуры в различных сечениях бочек валков в литом состоянии и после низкотемпературного отпуска показал некоторое снижению микротвердости структурных составляющих, вызванное, по-видимому, процессами отпуска бейнито-мартенситной структуры матрицы.

Нижние шейки исследуемых валков на расстоянии 20 мм от поверхности имели структуру серого перлитного чугуна, содержавшего фосфидную эвтектику в виде небольших изолированных участков. Строение перлита соответствовало баллу ПД0,5 ГОСТ 3443-87. Возле некоторых пластин графита встречались небольшие участки феррита. На глубине 70 мм характер структуры не изменялся. Верхние шейки, в отличие от нижних, на расстоянии 20 мм от поверхности имели структуру половинчатого чугуна. Перлит имел тонкое строение, соответствовавшее баллу ПД0,3. Начиная с глубины 35-40 мм, цементит почти полностью исчезал и шейки приобретали структуру серого перлитного чугуна, в котором изредка встречались изолированные участки фосфидной эвтектики с примыкавшими к ним пластинами цементита. Строение перлита характеризовалось баллом ПД0,5.

Анализ структуры нижних и верхних шеек двухслойных валков в литом и отпущенном состояниях показал, что низкотемпературный отпуск к структурным изменениям не приводил.

Пределы прочности при растяжении и изгибе, а также ударная вязкость на расстоянии 10-30 мм от поверхности бочки термообработанного валка были выше, чем литого. Так, предел прочности при растяжении больше на 3...7%, предел прочности при изгибе – на 2...3%, ударная вязкость – на 4...15%. Показатели этих же свойств на глубине 50-150 мм после отпуска не изменялись.

По сравнению с литым состоянием твердость материала валка после отпуска уменьшалась на расстоянии 5 мм на 8% (с 60 до 55 HRC), 10...20 мм – на 5...7%, 30 мм – на ~4%. Начиная с 40 мм в глубь валка твердость практически не изменялась.

По сечению шеек валков в литом и отпущенном состояниях механические свойства почти не изменялись, только в верхней шейке термообработанного валка на расстоянии 10 мм от поверхности твердость по Бринеллю снижалась по сравнению с литым на 4%.

Влияние низкотемпературного отпуска на характер микроразрушения рабочего слоя валков исследовали путем термоциклирования образцов, вырезанных от валков в литом и отпущенном состояниях. После первых трех термоциклов в образцах от валков до и после отпуска появлялась продольная макротрещина, пересекающая всю площадь шлифа, и микротрещины, не связанные с ней. Микротрещины распространялись по цементиту, иногда пересекая тонкие дендритные ветви. После 100 термоциклов в структуре матрицы происходила некоторая коагуляция выделившихся зерен цементита. В литом чугуне в расположении этих зерен сохранялся направленный характер первоначальной бейнито-мартенситной структуры, в термообработанном – направленность исчезала. Удельная протяженность трещин в образцах от литого валка была  $0,42 \text{ см}^{-1}$ , отпущенных –  $0,36 \text{ см}^{-1}$ .

Выводы. Установлено, что низкотемпературный отпуск двухслойных валков приводил к уменьшению на 3...7% микротвердости структурных составляющих, вызванному процессами отпуска бейнито-мартенситной структуры матрицы, снижению твердости рабочего слоя валков на 7% и повышению пределов прочности и ударной вязкости на 2...15%, а термостойкости – на 14%.

# ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВЫХ ОТЛИВОК, ПОЛУЧАЕМЫХ ЛИТЬЕМ В ВАКУУМИРУЕМЫЕ ФОРМЫ

Калюжный П. Б. (г. Северодонецк, ВНУ им. В. Даля)

Литье в вакуумируемые формы (вакуумно-пленочная формовка и литье по газифицируемым моделям) в настоящее время является одним из эффективных и прогрессивных способов получения высококачественных отливок, и, что немаловажно, обладает высокой экологичностью производства. Все более широкое распространение данная технология находит при производстве деталей из алюминиевых сплавов. Но очень часто при выборе способа изготовления детали предпочтение отдают литью в кокиль, которое позволяет получать отливки с уровнем свойств выше, чем при литье в песчаные формы.

Это обусловлено более высокой скоростью затвердевания и охлаждения, которая оказывает существенное влияние на структуру и качество алюминиевой отливки. Повышение скорости затвердевания способствует измельчению структуры сплава. При этом уменьшается зерно твердого раствора, увеличивается дисперсность эвтектики и вторичных фаз. Некоторые неблагоприятно действующие соединения вообще не образуются или уменьшаются по количеству [1].

Для получения более высоких значений скорости охлаждения отливок в вакуумируемых песчаных формах был предложен следующий способ [2]. Сущность способа заключается в том, что после заливки расплава в форму и образования поверхностной корки металла, восходящим потоком воздуха сухой песок формы приводится в псевдооживленное состояние. При псевдооживлении происходит интенсивное перемешивание песка в объеме формы, что способствует интенсивному теплообмену между отливкой и псевдооживленным слоем.

В ходе опытов было установлено, что начальная скорость охлаждения отливки в псевдооживленном слое может достигать  $50 \div 100$  °C/с, в то время, как скорость охлаждения отливки в неподвижном песке –  $0,1 \div 0,15$  °C/с. Полученные значения скоростей охлаждения отливки в псевдооживленном песчаном слое сопоставимы со скоростями охлаждения в металлических формах.

Таким образом, применение ускоренного охлаждения алюминиевых отливок в псевдооживленном слое песка при литье в вакуумируемые песчаные формы позволит повысить свойства сплава. При этом можно устранить такие недостатки литья в кокиль, как низкая жидкотекучесть и высокий перегрев расплава, затрудненная усадка, вызванная неподатливой формой.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Бураков, С.Л. *Литье в кокиль* / С.Л. Бураков, А.И. Вейник, Н.П. Дубинин и др.; под ред. А.И. Вейника. – М.: Машиностроение, 1980. – 415 с.
2. Патент 97151 Украины, МПК В22D 27/04. Опубл. 10.03.2015, Бюл. №5. *Способ охлаждения отливок в литейной форме* / Калюжный П.Б., Голофаев А.Н., Гутько Ю.И.

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ЛИТОГО ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА FeCoNiMnCr

Карпец М. В., Макаренко Е. С., Горбань В. Ф., Крапивка Н. А., Рокицкая Е. А., Канцыр Е. В. (г. Киев, ИПМ НАНУ), Цебрый Р. И. (г. Тернополь, ТНЭУ)

В последнее время новый класс материалов, именуемых высокоэнтропийными сплавами (ВЭС), привлек к себе много внимания из-за их уникального состава, микроструктуры и контролируемых свойств. Основным отличием этих сплавов является присутствие в них не менее 5 металлических компонентов в примерно эквиатомном соотношении. В исходном состоянии ВЭСы чаще всего представляют собой однофазные твердые растворы, а их эксплуатация в окислительной среде при повышенных температурах существенно влияет на изменение фазового состава. Целью данной работы было исследовать изменение фазового состава в литом сплаве FeCoNiMnCr методом высокотемпературной *in situ* рентгеновской дифрактометрии в окислительной атмосфере.

Эквиатомный сплав FeCoNiMnCr был получен в вакуумно-дуговой печи МИФИ-9. Фазовый состав сплава исследовали методом *in situ* на дифрактометре ДРОН-УМ1 в монохроматическом  $\text{Cu K}\alpha$  излучении с использованием высокотемпературной (ВТ) приставки УВД-2000 в воздушной атмосфере. Обработку данных дифрактометрического эксперимента проводили с использованием программы PowderCell 2.4. При полнопрофильном анализе дифракционных картин проводили учет текстуры по текстурной модели March-Dollase.

На рис. 1 представлены данные ВТ *in situ* рентгеноструктурного анализа сплава FeCoNiMnCr в температурном интервале 293 – 1273 К.

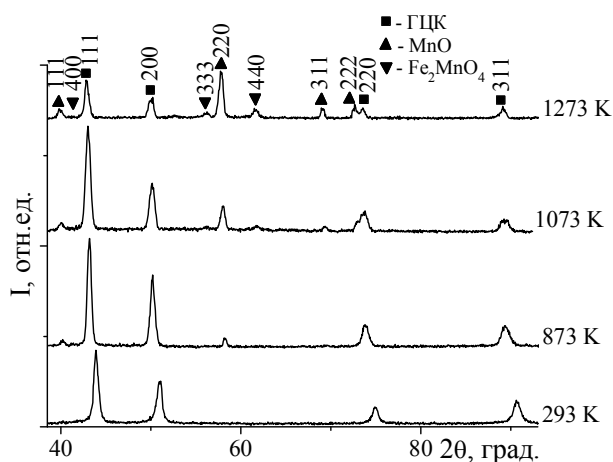


Рис. 1. Полнопрофильный анализ рентгеновских спектров сплава FeCoNiMnCr в условиях ВТ *in situ* дифракции

Из представленных на рис. 1 данных видно, что в исходном состоянии сплав представляет собой однофазный твердый раствор с ГЦК структурой и периодом решетки  $a = 0,3609$  нм (табл. 1). Нагрев образца в высокотемпературной камере до температуры 773 К произвел к увеличению периода решетки фазы с ГЦК структурой и, кроме того, рентгенографически не было зафиксировано

формирование других фаз (табл. 1). Последующий нагрев образца до температуры 873 К привел к образованию первых порций оксида MnO (рис. 1, табл. 1) и незначительному увеличению периода решетки фазы на основе твердого раствора с ГЦК структурой. Формирование оксида MnO скорее всего можно объяснить большим химическим сродством Mn по отношению к кислороду в сравнении с другими элементами сплава. При температурах 1073 и 1273 К кроме вышеупомянутых фаз фиксируется сложный кубический оксид Fe<sub>2</sub>MnO<sub>4</sub>.

Таблица 1

Температура съемки, структура, количество фазы (масс. %), период решетки (нм) и коэффициент текстуры сплава FeCoCrNiMn

Температура съемки, К	Структура	Количество фазы, масс.%	Период решетки, нм	Коэффициент текстуры
293	ГЦК	100	0,3609	(0,72) <sub>200</sub>
773	ГЦК	100	0,3633	-
873	ГЦК	83	0,3639	(0,71) <sub>200</sub>
	MnO	17	0,4489	-
1073	ГЦК	70	0,3631	-
	MnO	17	0,4488	(0,46) <sub>111</sub>
	Fe <sub>2</sub> MnO <sub>4</sub>	13	0,8493	-
1273	ГЦК	32	0,3634	-
	MnO	57	0,4491	-
	Fe <sub>2</sub> MnO <sub>4</sub>	11	0,8615	-
293 К, охлаждение после 1273 К	ГЦК	15	0,3576	-
	MnO	27	0,4447	-
	Fe <sub>2</sub> MnO <sub>4</sub>	58	0,8511	-

После охлаждения образца в камере до комнатной температуры, период решетки фазы на основе твердого раствора с ГЦК структурой значительно уменьшился ( $a = 0,3576$  нм), а количество этого твердого раствора уменьшилось практически вдвое в сравнении с результатами, полученными при 1273 К. Периоды решеток оксидов также уменьшились. Основной причиной такого перераспределения количества фаз в оксидах является постепенное охлаждение от 1273 К до комнатной температуры с дальнейшим протеканием процесса окисления. После ВТ рентгеновской дифрактометрии с поверхности образца механически была снята оксидная пленка. Рентгеноструктурным анализом установлено, что сплав – однофазный с ГЦК кристаллической решеткой (период решетки  $a = 0,3596$  нм). В сравнении с исходным состоянием образца, период решетки ГЦК твердого раствора уменьшился, что связано с протеканием процессов перераспределения атомов в кристаллической решетке, а также снижением внутренних напряжений.

Таким образом, методом ВТ рентгеновской дифрактометрии в литом сплаве FeCoNiMnCr изучено изменение фазового состава в окислительной атмосфере, а также установлено следующую его эволюцию: ГЦК → ГЦК + MnO (873 К) → ГЦК + MnO + Fe<sub>2</sub>MnO<sub>4</sub> ( $\geq 1073$  К).

## ТЕОРЕТИЧНІ ОСНОВИ ОТРИМАННЯ НОВИХ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИХ КОМПОНЕНТІВ ДЛЯ ЛИВАРНИХ СТРИЖНІВ

Кеуш Д. В., Лютий Р. В., Гурія І. М. (м. Київ, НТУУ «КПІ»)

Особливе місце серед неорганічних зв'язувальних компонентів (ЗК) займають фосфати, які широко застосовуються в багатьох галузях, але в ливарному виробництві – дуже обмежено [1, 2]. Ці сполуки добре досліджені, і показано, що вони можуть забезпечувати високі показники міцності в системах, які складаються із власно фосфатного ЗК і вогнетривкого наповнювача. Даний ефект дослідники [3, 4] пов'язують із особливостями кристалічної будови фосфатів (зв'язувальний компонент) і силікатів (вогнетривкий наповнювач). Зокрема, відмічаються близькі значення іонних радіусів (за Паулінгом) основних структуроутворювальних елементів ( $\text{Si}^{4+} - 0,038$  нм;  $\text{P}^{5+} - 0,034$  нм), а також подібність кристалічних структур тетраєдрів фосфат-іона  $\text{PO}_4^{3-}$  і силікат-іона  $\text{SiO}_4^{2-}$ .

Розглядаючи фосфатні ЗК, автори [1, 3] рекомендують звернути основну увагу на їхню власну склеювальну, або зв'язувальну здатність. Вона залежить від наступних характеристик:

- співвідношення іонних радіусів катіона  $r_k$  (металу, фосфат якого утворюється в суміші) і аніона  $r_a$  (цим аніоном є  $\text{PO}_4^{3-}$ );
- величина сили поля катіона  $\frac{n_e}{r_k^2}$  – співвідношення кількості валентних електронів до квадрату іонного радіусу металу;
- координаційне число катіона.

Останній показник (координаційне число) не дає змоги класифікувати фосфатні ЗК, оскільки це дискретна величина і для більшості елементів складає 4, 6 або 8. Різниця ж іонних радіусів і сили поля у різних елементів є більш значною. Вказується також, якщо співвідношення  $\frac{r_k}{r_a}$  лежить у межах 0,12...0,25, системи характеризуються найкращою зв'язувальною здатністю.

З викладених теоретичних міркувань, фосфати з високим зв'язувальним потенціалом утворюють Fe, Mg, Al і Cr (табл. 1). Саме вони і знайшли застосування в ливарному виробництві: на основі Fe- і Mg- затверджувачів існують відомі холоднотвердні суміші, а Al і Cr використовують для приготування алюмофосфатного та алюмохромфосфатного ЗК. Зараз вони є дефіцитними, а затверджувачі для цих сумішей – досить дорогими, або неякісними. Інші катіони для фосфатних ЗК не вивчалися.

Аналізуючи сировинну базу, стає очевидним, що найбільш поширеними в ливарному виробництві є неорганічні сполуки Na, K, Ca. До того ж, вони мають низьку вартість. З іншого боку, цікавим є розроблення ЗК на основі оксидів Si і Zr, тобто безпосередньо із вогнетривких наповнювачів. Розглянемо теоретично зв'язувальний потенціал фосфатів перелічених елементів.

Розрахунок атомно-кристалічних характеристик

Катіон	Іонний радіус $r_k$ , нм	Сила поля катіона, $\frac{n_e}{r_k^2}$	$\frac{r_k}{r_a}$ (аніон – $\text{PO}_4^{3-}$ )	Координаційне число катіона
Літературні дані [3]				
$\text{B}^{3+}$	0,025	17,24	0,08	4
$\text{Al}^{3+}$	0,057	9,23	0,19	4, 6
$\text{Cr}^{3+}$	0,064	7,3	0,21	6
$\text{Fe}^{3+}$	0,067	6,68	0,22	4, 6, 8
$\text{Mg}^{2+}$	0,074	3,65	0,24	4, 6, 8
$\text{Zn}^{2+}$	0,083	1,92	0,27	4
Розрахунки за дослідями авторів				
$\text{K}^+$	0,133	0,57	0,44	4
$\text{Na}^+$	0,098	1,04	0,33	4
$\text{Ca}^{2+}$	0,106	1,78	0,35	4, 6, 8
$\text{Zr}^{4+}$	0,082	5,95	0,27	8
$\text{Si}^{4+}$	0,039	26,3	0,13	4

Результати проведених розрахунків (див. табл. 1) показують, що отримання фосфатів K, Na і Ca, з точки зору забезпечення високого зв'язувального потенціалу, є недоцільним. Сила поля катіонів низька, а великий атомний радіус цих елементів не дає змоги отримати міцні фосфати. В реальності це виражається в хімічному запереченні можливості синтезу фосфатів K, Na або Ca. Оксиди або гідроксиди цих елементів вступають в бурхливу взаємодію з ортофосфорною кислотою ( $\text{H}_3\text{PO}_4$ ), утворюючи пухку спучену структуру, яка характеризується низькою міцністю. Але якщо застосувати неорганічні солі ( $\text{NaCl}$ ,  $\text{NaNO}_3$ ,  $\text{Na}_2\text{CO}_3$ ,  $\text{KCl}$ ,  $\text{KBr}$ ,  $\text{CaCl}_2$ ,  $\text{Ca}(\text{NO}_3)_2$  та деякі інші), які при нормальній температурі з  $\text{H}_3\text{PO}_4$  не взаємодіють – можна підібрати температурні умови зміцнення стрижнів, при яких утворяться фосфати.

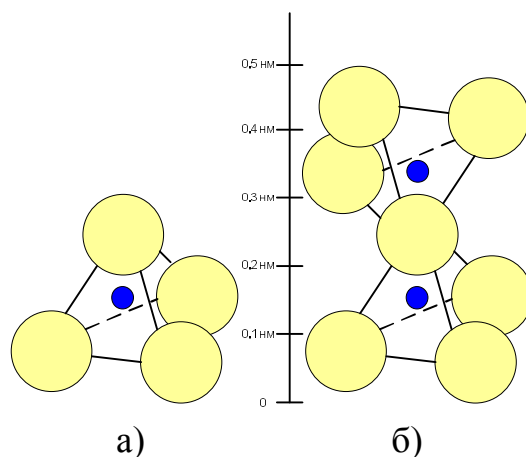
Фосфат цирконію має задовільні кристалічні показники (див. табл. 1), незважаючи на відносно великий іонний радіус цього елемента. Теоретично, зв'язувальна здатність цього фосфату знаходиться на рівні відповідних солей Fe та Mg. Основою для його отримання може бути  $\text{ZrO}_2 \cdot \text{SiO}_2$  (вогнетривкий наповнювач циркон). При нормальних умовах він з  $\text{H}_3\text{PO}_4$  не взаємодіє, але температуру зміцнення стрижнів можливо визначити експериментально.

Найкращими показниками характеризується фосфат кремнію. Маючи велику силу поля при малому іонному радіусі,  $\text{Si}^{4+}$  не тільки здатен утворити міцну фосфорну сіль, а й вона буде мати найкращу адгезію до кварцового наповнювача в силу подібності їх кристалічних структур.  $\text{SiO}_2$  з  $\text{H}_3\text{PO}_4$  при нормальних умовах не взаємодіють, але температуру зміцнення стрижнів в оснащенні також можна визначити експериментально.

Проведений аналіз можна вважати справедливим лише в тому разі, якщо утворені зв'язувальні солі мають структуру ортофосфатів.

Натомість зміцнення стрижневих сумішей, в яких ЗК утворюється при взаємодії ( $\text{H}_3\text{PO}_4 + \text{SiO}_2$ ); ( $\text{H}_3\text{PO}_4 + \text{ZrO}_2 \cdot \text{SiO}_2$ ); ( $\text{H}_3\text{PO}_4 +$  неорганічні солі Na, K або Ca), необхідно здійснювати при нагріванні. Якщо це нагрівання вище  $200^\circ\text{C}$ , ортофосфорна кислота, введена до складу суміші, має перетворитись на пірофосфорну  $\text{H}_4\text{P}_2\text{O}_7$ . В такому разі зв'язувальними солями будуть вже пірофосфати відповідних елементів –  $\text{SiP}_2\text{O}_7$ ;  $\text{ZrP}_2\text{O}_7$ ;  $\text{Na}_4\text{P}_2\text{O}_7$ ;  $\text{K}_4\text{P}_2\text{O}_7$ ;  $\text{Ca}_2\text{P}_2\text{O}_7$ .

Атомно-кристалічні особливості будови таких сполук досі не розглянуті, тому що в досліджених раніше системах спостерігалось утворення виключно ортофосфатів. Аніон пірофосфорної кислоти (рис. 1, б) має схожі елементи з аніоном ортофосфорної кислоти (рис. 1, а).



а – фосфат-іон  $\text{PO}_4^{3-}$ ; б – пірофосфат-іон  $\text{P}_2\text{O}_7^{4-}$

Рис. 1. Будова аніонів орто- і пірофосфорної кислот

За наведеною схемою можна визначити, що пірофосфат-іон має радіус приблизно 0,50 нм. Тоді співвідношення  $\frac{r_k}{r_a}$  для фосфату Zr буде не 0,27, як вказано в табл. 1, а 0,164, для фосфатів Na – 0,196; K – 0,266; Ca – 0,212. Всі отримані значення близькі до рекомендованих меж (0,12...0,25).

Таким чином, утворення фосфатів одновалентних металів, кальцію, а також Si і Zr є шляхом отримання принципово нових неорганічних зв'язувальних компонентів для стрижневих сумішей. При цьому формування їх властивостей повністю узгоджується із існуючими науковими уявленнями.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Судакас, Л.Г. Фосфатные вяжущие системы. – СПб: РИА «Квинтет», 2008. – 260 с.
2. Болдин, А. Н. Литейные формовочные материалы. Формовочные, стержневые смеси и покрытия: Справочник /А.Н.Болдин, Н.И.Давыдов, С.С.Жуковский. – М.: Машиностроение, 2006. – 507 с.
3. Фокин, В.И. Влияние клеящей способности металлофосфатных связующих на прочность смесей /В.И.Фокин, Н.В. Багрова и др.// Литейное производство, 1998. – №9. – С.17...18.
4. Гамов, Е.С. Модифицирование формовочных песков и регенерация отработанных ХТС металлофосфатами / Феррифосфатные ХТС и технология получения на их основе высококачественных отливок / Е.С.Гамов.– Липецк, 1987. – С.30.



# ДОСЛІДЖЕННЯ СПОСОБІВ УПРАВЛІННЯ МАКРОСТРУКТУРОЮ МЕТАЛЕВОГО ВИЛИВКА ШЛЯХОМ ДІЇ НА НЬОГО В ПРОЦЕСІ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ЕЛЕКТРИЧНОГО СТРУМУ

Кобзева А. І., Стороженко Т. І., Романьонук Є. О.  
(м. Дніпродзержинськ, ДДТУ)

На сьогоднішній день з ефективних напрямків у рішенні проблеми гарантованого підвищення споживчих властивостей виливків при одночасному зниженні енергетичних і матеріальних витрат на їх виготовлення є розробка нових методів лиття, оснований на використанні зовнішніх впливів на рідкий метал і метал, що кристалізується на всіх етапах формування структури й властивостей литих виробів.

Одним з перспективних способів дії на структуру і властивості ливарних сплавів є обробка розплаву електричним струмом в процесі кристалізації[1]. Для проведення досліджень була розроблена установка, за допомогою якої на розплав, що кристалізується в формі, можна подавати електричний струм заданої щільністю та скважності. Параметри струму, як окремі так і всі одночасно, можна змінювати і варіювати. В лабораторних умовах була випробувана технологія отримання дослідної партії виливків металевого сплаву, що включає обробку електричним струмом в процесі кристалізації.



Рис. 1. Фото ливарної форми з підключеними до неї електродами

У роботі досліджували дію електричного струму на кристалізацію і властивості ливарних сплавів[2]. Були проведені експерименти з вивчення макроструктури чавуну під впливом електричного струму прямої полярності з заданою щільністю та частотою. Плавку чавуну марки СЧ 20 виробляли в печі Таммана. Для заливання металу було сконструйовано спеціальну форму. Форма призначається одночасно для відливання двох циліндричних виливків, на один

з яких діяли електричним струмом різної скважності, щільності та полярності. Для аналізу особливостей мікроструктури матеріалу виливків були зроблені шліфи. Проведено аналіз особливостей структури та властивостей матеріалу виливків. Отримали, що оброблені розплави після затвердіння мають більш дрібнозернисту структуру.

Визначено, що при кристалізації розплаву під дією струму змінюється структура зливків. В результаті проведення структурного порівняльного аналізу зразків встановлено розходження у їх структурі. Електричний струм впливає на орієнтацію зерен і розподіл лікватів.

Як показав аналіз мікроструктури зразків отриманого сплаву на кристалізацію металу, електричний струм чинить модифікувальну дію. Подрібнюється первинне зерно металевої основи. Оброблений електричним струмом сплав має вищі ливарні технологічні властивості, має кращу здатність заповнювати форму і кристалізується з меншою усадкою.

Електричний струм надає ефективний вплив на його рух, процеси тепломасопереносу, а також дозволяє управляти структурою і властивостями литих виробів. Одночасно струм додатково прогріває вилівок і стабілізує температурне поле за часом і воб'ємі, так як внутрішнім джерелом енергії. Це істотно знижує можливість утворення дефектів при литті (особливо таких як недолив), запобігання появи яких особливо важливо при литті тонкостінних деталей.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Огурцов, А. П. *Непрерывное литье стали* / А. П. Огурцов, А. В. Гресс. – Днепропетровск: Системные технологии, 2002. – 675 с.
2. *Специальные способы литья [Текст] : справочник* / В. А. Ефимов,, Г. А. Анисович, В. Н. Бабич [и др.] ; под общ.ред. В. А. Ефимов. — М. : Машиностроение, 1991. - 436 с.

## ПЛАЗМЕННО-ДУГОВОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕДНОЙ ПЛИТЫ КРИСТАЛЛИЗАТОРА МНЛЗ

Кожемякин В. Г., Шаповалов В. А., Бурнашев В. Р., Биктагиров Ф. К.  
(г. Киев, ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ)

При непрерывной разливке стали формирование слитков происходит в кристаллизаторах МНЛЗ, изготовленных из медных панелей (плит), которые эксплуатируются в напряженных температурных условиях и подвергаются механическому абразивному износу. Результаты анализа условий работы кристаллизаторов показывают, что максимальная величина теплового потока имеет место в верхней их части (на расстоянии 50-100 мм от уровня мениска), а максимальное истирающее воздействие – в углах и в нижней части. Недостатком медных плит кристаллизаторов является их низкие прочностные свойства при рабочих температурах (~400°C) [1]. Вследствие этого медные стенки кристаллизатора довольно быстро выходят из строя, что приводит к значительным материальным потерям.

Эффективным способом увеличения износостойкости медных плит является упрочнение их поверхностного слоя путем легирования элементами, повышающими жаропрочность меди. Такое легирование может осуществляться способом плазменно-дугового рафинирования поверхности (ПДРП). Данный способ был разработан в ИЭС им. Е.О. Патона и внедрен на некоторых заводах Украины и за рубежом. Технология ПДРП предназначена для безотходного удаления дефектов поверхностного слоя плоских и цилиндрических слитков, которая предусматривает расплавление плазменной дугой отдельных участков поверхностного слоя на необходимую глубину.

В процессе легирования медных плит методом ПДРП на их поверхности наводится жидкая металлическая ванна путем расплавления на заданную глубину основы и присадочного материала. Технология ПДРП позволяет легировать металл и изменять содержание легирующих элементов на различных участках поверхностного слоя и изменять износостойкость в необходимых местах рабочей поверхности медной плиты кристаллизатора.

Основными требованиями выбора элементов для легирования медных плит кристаллизаторов МНЛЗ является то, что они должны существенно повышать прочность меди при рабочих температурах (300-400°C) и практически не снижать теплопроводность меди. Из металлов, которые наиболее повышают температуру рекристаллизации, являются металлы IVА группы - Zr, Hf, Ti ( $t_{\text{H}}^{\text{P}}=450\dots550^{\circ}\text{C}$ ). Из анализа литературных данных [2] можно сделать вывод, что для повышения температуры рекристаллизации при минимальном снижении теплопроводности из указанных легирующих элементов наиболее приемлемым является гафний.

Эксперименты по легированию поверхностного слоя гафнием проводились на изготовленных моделях медных плит кристаллизаторов МНЛЗ разме-

рами 135×120×70 на плазменно-дуговой установке ОБ-1957. В результате проведенных экспериментов были получены легированные гафнием медные образцы. Исследования качества наплавки показали, что в зоне сплавления металл плотный, трещин, пор и других дефектов не обнаружено. Величина легированного слоя составила 4...5 мм. Изменение концентрации легирующего элемента по длине медных плит с увеличением ее к нижней их части привело к повышению механические свойства меди в этой зоне. Об этом свидетельствует увеличение твердости поверхностного слоя к нижней части медной плиты в 4 раза. Легирование меди гафнием в количестве 0,077-0,11 % масс. позволило повысить стойкость к истиранию относительно чистой меди в несколько раз. При этом электропроводность меди уменьшилась всего на 5...8%, что косвенно свидетельствует о незначительном снижении теплопроводности.

Таким образом, плазменно-дуговая технология легирования поверхностного слоя гафнием позволяет повысить износостойкость меди при сохранении ее теплопроводности на высоком уровне.

## ЛИТЕРАТУРА

1. <http://www.nbt08.ru/menu/bronze/mnb/primkrist>
2. Осинцев, О.Е. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки: справочник/ О.Е. Осинцев, В.Н. Федоров. - М.: – Машиностроение, 2004. – 336 с.

## **ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ НАПРАВЛЯЮЩИХ УЗЛОВ МОЩНЫХ ГИДРАВЛИЧЕСКИХ ПРЕССОВ**

Корчак Е. С., Ковалёва О. А., Щербаков Д. И. (г. Краматорск, ДГМА)

Направляющие узлы мощных ковочных гидравлических прессов работают в тяжелых условиях, воспринимая в пределах каждого машинного цикла факторы технологического процесса – рабочие усилия, тепловое воздействие от обрабатываемой заготовки, пыль, окалина. В среднем температура нагретой заготовки составляет 1100...1200°C, а вызванный этим нагрев колонн – 400...450°C. Вследствие температурного расширения колонн зазор в направляющих изменяется, что требует соответствующей компенсации. При этом эксцентричное приложение технологического усилия приводит к перекосам подвижной поперечины, вызывая неравномерное распределение зазора по высоте (длине) направляющего узла. Указанные факторы вызывают значительный износ деталей направляющих узлов, приводя к изменению базовых (исходных) зазоров и нарушению режимов смазки. В связи с этим важным является создание направляющих узлов повышенной износостойкости.

Поставленная задача решается путем введения в направляющие узлы элементов из композиционных материалов на основе политетрафторэтилена (ПТФЭ) в сочетании с традиционными бронзовыми деталями. Вязкоупругие свойства, сочетание высокой химической и термической стойкости с самым низким и стабильным среди полимеров коэффициентом трения позволяет эксплуатировать ПТФЭ в кузнечно-прессовом производстве и делает его перспективным полимером триботехнического назначения. Вместе с тем пониженные механические свойства, хладотекучесть, малая теплопроводность, высокая скорость изнашивания, малая стойкость к истиранию, возрастание коэффициента трения при увеличении скорости скольжения существенно ограничивает использование ПТФЭ в чистом виде и обуславливают необходимость улучшения его свойств путем сочетания с деталями из других антифрикционных материалов, главным образом на базе меди и графита. На практике данная идея реализуется путем создания направляющих в виде наборного пакета из разъемных поочередно чередующихся колец (втулок) из бронзы и ПТФЭ. Элементы из бронзы непосредственно не контактируют с колоннами. Они служат, прежде всего, для повышения жесткости направляющего узла и отведения тепла от ПТФЭ элементов. При этом эти элементы имеют форму, позволяющую им легко скользить по сопрягаемым поверхностям бронзовых колец (втулок) для компенсации температурного расширения колонн и перекосов подвижной поперечины, устраняя заклинивание. Для усиления антифрикционных свойств в состав бронзовых элементов могут быть добавлены включения графита различной дисперсности. Система смазки циркуляционного типа с присутствием в баке мелко рубленой медной проволоки для гарантированного создания режима избирательного переноса при контакте ПТФЭ со сталью, т.е. антифрикционного элемента направляющего узла с колонной ковочного пресса.

## АРМОВАНІ ГІПСОКРЕМНЕЗЕМИСТІ СУМІШІ ДЛЯ ЛИТТЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ВИТОПЛЮЮТЬСЯ

Кочешков А. С. (м. Київ, НТУУ «КПІ»)

Сьогодні ливарні виробництва, особливо ті, що не входять до складу машинобудівних підприємств в якості підлеглих структур, стали самостійними та самі обирають номенклатуру продукції з орієнтацією на ринкові потреби.

До факторів, що утруднюють процес стабілізації та розвитку ливарних технологій слід віднести нестачу високоякісних вихідних матеріалів, в тому числі формувальних та стрижневих.

В ливарному виробництві виділяють наступні інноваційні тенденції:

- зменшення маси виливків;
- інтенсифікація промислового маркетингу;
- прискорення розвитку технологій, що являються перспективними для використання в малому та середньому бізнесі;
- ефективне використання потенціалу комп'ютерних технологій [1].

Для ливарного виробництва завжди були актуальними проблеми підвищення якості виливків та зниження їх дефектів. Для отримання точних виливків із сплавів кольорових металів використовуються гіпс кремнеземисті формувальні суміші.

Відомо, що для кожного сплаву, враховуючи метод виготовлення ливарної форми, підбирають формувальні суміші з комплексом необхідних технологічних і термомеханічних властивостей. Кінцева мета – отримання високоякісних, точних виливків з найменшими енергетичними та матеріальними затратами. Формувальна суміш в загальному вигляді – це комплекс матеріалів, які підібрані в установленому співвідношенні у відповідності до параметрів властивостей, що висуваються [2].

Гіпс є найпоширенішим мінералом в природі із групи сульфатів. Як мінерал він безкольоровий або білого, іноді жовтуватого чи навіть бурого кольору. У природі гіпс зустрічається головним чином у вигляді двоводного сульфату кальцію – дводіграту  $\text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ , відомого під назвою гіпсового каменю.

Наповнювачами для лиття за моделями, що витоплюються є кристалічний кварц ( $\text{SiO}_2$ ), аморфний плавлений кварц ( $\text{SiO}_2$ ), білий електрокорунд ( $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ), оксид магнію (магнезит) ( $\text{MgO}$ ), дистен-силімоніт ( $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ ), циркон ( $\text{ZrO}_2 \cdot \text{SiO}_2$ ), високоглиноземистий шамот ( $3 \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ ).

Хороша текучість сумішей і точність відтворення відбитка роблять можливим отримання форм за будь-якими складними моделями. Висока міцність формувального матеріалу в нагрітому (до температури  $750 \dots 800^\circ\text{C}$ ) стані дозволяє виробляти виливки тонкостінних деталей [3].

Для контролю гіпс кремнеземистих формувальних сумішей, використовували стандартні методики.

Для описання об'єкту дослідження зручно користуватися кібернетичною системою, яка в нашому випадку має наступний вигляд.



Рис. 1. Схема досліджуваної системи, де вхідні фактори (параметри):

- $V_n$  – витрати наповнювача, мас. ч.;
- $V_{зв}$  – витрати зв'язувального компоненту, мас. ч.;
- $V_v$  – витрати води, мас. ч.;
- $V_{доб}$  – витрати технологічної добавки, мас. ч.;

контрольовані фактори:

- $M_{ш.з.ф.}$  – швидкість заповнення форми, м/с;
- $M_{t\text{ сум.}}$  – температура сушки, °С;
- $M_{ф.з.}$  – форма зразка;
- $M_{суш.}$  – тривалість сушки, год.

$E$  – очікуваний результат (міцність, текучість, час тужавіння, обсипаємість, міцність після термічної обробки, тощо).

Вибір матеріалів для проведення досліджень обумовлений наступним. Кварцовий пісок, як крупнозернистий матеріал відносно пилоподібних складових суміші, рекомендовано вводити для покращення вогнетривкості суміші, і особливо газопроникності. Передбачений вміст наповнювача зі спеціальними добавками - 70...80 мас. ч.

Високоміцний гіпс, як в'язучий матеріал, дає високу точність відбитку, низьку обсипаємість, високі показники міцності та ін. Передбачений вміст гіпсу 20...30 мас. ч., вода 35...45% понад сухі компоненти [3].

Результатом роботи стало визначення властивостей гіпсокремнеземистих формувальних сумішей, до складу яких входять гіпс, кварцовий пісок, технологічні добавки. На основі отриманих даних оптимізовано склад формувальної суміші.

Досліджено вплив вмісту комбінованого наповнювача на міцність, текучість, обсипаємість, газопроникність, що має забезпечити зменшення браку виливків з вини ливарної форми.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Воронин, Ю.Ф. Комплексное решение вопросов повышения качества литых заготовок / Ю.Ф.Воронин, В.А.Камаев // *Литейное производство*. – 2005. – №2. – С. 76
2. Бречко, А.А. Формовочные и стержневые смеси с заданными свойствами / А.А.Бречко, Г.Ф.Великанов. – М.: Машиностроение, 1982. – 231 с.
3. Кестнер, О.Е. Точное литье цветных сплавов в гипсовые и керамические формы / О.Е.Кестнер, В. К.Бараданьянц, Л.А.Лапидовская, О. Б.Лотарева. – М.: Машиностроение, 1968. – 290 с.

# ИНДУКТИВНЫЙ ПОДХОД К РАЗБИЕНИЮ ВЫБОРОК НЕПРЕРЫВНО-ДИСКРЕТНЫХ СИГНАЛОВ ПРИ МОНИТОРИНГЕ ПЛАВКИ ПУТЕМ ИДЕНТИФИКАЦИИ КРИВЫХ ОХЛАЖДЕНИЯ МЕТАЛЛА

Кравченко В. П., Дорошенко В. С. (г. Киев, ФТИМС НАНУ),  
Кравченко Е. В. (г. Киев, МНУЦИТСМОН и НАНУ)

Известно, что изменение химического состава расплава металла сопровождается соответствующим изменением формы кривой его охлаждения. Идентификация формы этой кривой при затвердевании образцов металла дает возможность оценить состав металла, что позволяет выполнять коррекцию его выплавки и металлургической обработки, а также прогнозировать во времени показатели его структуры и свойств в полученных отливках.

Пусть имеется некоторая экспериментально снятая эталонная кривая охлаждения  $u = F(t)$  для определенного сплава металла, а также полученная любым способом осреднения дискретных замеров параметра  $u$  на отрезке времени  $[t_{лик}, t_{эвт}]$ , кривая охлаждения исследуемого расплава металла  $u_1 = f_1(t)$ . Здесь  $t_{лик}$  - время, при котором снята температура ликвидуса, а  $t_{эвт}$  - время, при котором снята температура конца затвердевания (эвтектики). Рассматривали задачу сравнения составляющих этих двух сплавов посредством идентификации их кривых охлаждения. Площадь криволинейной трапеции, которая ограничена первой кривой  $u = F(t)$ , на отрезке  $[t_{лик}, t_{эвт}]$  запишется так

$$S = \left| \int_{t_{лик}}^{t_{эвт}} F(t) \cdot dt \right|, \quad (1)$$

а площадь криволинейной трапеции, которая ограничена кривой  $u_1 = f_1(t)$ , на отрезке  $[t_{лик}, t_{эвт}]$  будет равна

$$S_1 = \left| \int_{t_{лик}}^{t_{эвт}} f_1(t) \cdot dt \right|. \quad (2)$$

Обозначим площадь разницы между площадями этих трапеций через  $r$ , и запишем выражение:

$$r = |S - S_1| = \left| \int_{t_{лик}}^{t_{эвт}} |F(t) - f_1(t)| \cdot dt \right|. \quad (3)$$



В таком случае величину  $\varepsilon$  степени близости текущей кривой  $f_1(t)$  и эталонной кривой  $F(t)$  определяем по формуле

$$\varepsilon = \frac{r}{S} \cdot 100\% . \quad (4)$$

Таким образом, чем меньше будет величина  $\varepsilon$ , тем подобнее будут эталонная и текущая кривые. Тогда химический состав исследуемого сплава может быть определен путем сравнения с известным расплавом, когда минимальное значение величины  $\varepsilon$  будет идентифицировать текущий расплав, в сравнении с эталонным образцом и его химическим составом. Путем использования соответствующих добавок в текущий расплав можно уменьшать величину параметра  $\varepsilon$  и приближать характеристики обоих сплавов.

## СТРОЕНИЕ СПЛАВОВ ЧАСТИЧНОЙ СИСТЕМЫ Ru–HfRu–HfRh–Rh, ОТОЖЖЕННЫХ ПРИ СУБСОЛИДУСНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Крикля Л. С., Корниенко К. Е., Хоружая В. Г. (г. Киев, ИПМ НАНУ)

Исследование физико-химического взаимодействия переходных металлов IV группы Периодической системы элементов (в частности, гафния) с тугоплавкими металлами группы платины (Ru, Rh, Os, Ir), отражением которого служат диаграммы состояния, открывает возможности расширения представления о факторах, способствующих появлению промежуточных фаз определенной стехиометрии и реализации равновесий с их участием в двойных, тройных и более сложных системах. Данные, полученные в процессе исследования, позволяют более целенаправленно проводить поиск таких фаз в новых многокомпонентных системах, а также расширяют и углубляют научные основы разработки перспективных функциональных материалов. В качестве объекта исследования тройная система Hf-Ru-Rh была выбрана по причине потенциальных возможностей практического применения металлических сплавов, содержащих рутений или родий, в частности, в качестве катализаторов, жаропрочных конструкционных материалов, при производстве термопар и износостойких электрических контактов, а также наличие у некоторых из них сверхпроводящих свойств (в частности, за счет присутствия фазы Hf<sub>2</sub>Rh) и высокой способности к поглощению водорода [1, 2].

Тройные соединения в системе Hf–Ru–Rh не обнаружены. Существование непрерывного ряда твердых растворов на основе изоструктурных бинарных фаз HfRu и HfRh (структура типа CsCl) позволило триангулировать тройную систему Hf-Ru-Rh на две частичные. Структура и фазовый состав сплавов в области, богатой гафнием (частичная система Hf-HfRu-HfRh), и характер фазовых равновесий при субсолидусных температурах представлены нами в статье [3]. Строение ограничивающих двойных систем Hf-Ru, Hf-Rh и Ru-Rh принято по данным работ [4-6].

Для настоящего исследования сплавы 17 составов были приготовлены из компонентов дуговой плавкой и изучены в отожженном при субсолидусных температурах состоянии (на 10–50 °С ниже температур их солидуса) методами микроструктурного (МСА), рентгеновского фазового (РФА), дифференциального термического (ДТА) и локального рентгеноспектрального (ЛРСА) анализов. Температуры начала плавления сплавов определяли на отожженных или гомогенизированных образцах двумя независимыми методами – ДТА и Пирани-Альтертума.

На основании полученных экспериментальных данных впервые построена проекция поверхности солидуса частичной системы Ru–HfRu–HfRh–Rh на концентрационный треугольник. Установлено, что в фазовых равновесиях принимают участие твердые растворы на основе рутения и родия, ε- и θ-фазы на основе HfRh<sub>3</sub> (структура типа AuCu<sub>3</sub>) и Hf<sub>3</sub>Rh<sub>5</sub> (Ge<sub>3</sub>Rh<sub>5</sub>-тип) соответственно, а также непрерывный ряд твердых растворов между изоструктурными (типа

CsCl) фазами на основе соединения HfRu и высокотемпературной модификации соединения HfRh ( $\delta$ -фаза). Составляющими поверхности солидуса являются 5 однофазных поверхностей, отвечающих твердым растворам на основе компонентов и фазам на основе двойных соединений, 7 линейчатых поверхностей, ограничивающих двухфазные объемы, и 3 изотермических плоскости,  $\langle Ru \rangle \langle Rh \rangle \epsilon$ ,  $\epsilon \theta \delta$  и  $\langle Ru \rangle \epsilon \delta$ , являющихся составляющими невариантных четырехфазных равновесий с участием жидкой фазы (при температурах 1830, 1810 и 1720 °C соответственно).

Максимальная растворимость рутения в  $\epsilon$ - и  $\theta$ -фазах составляет 43 и 18% (ат.) соответственно. Область гомогенности  $\theta$ -фазы, имея в двойной системе Hf–Rh ширину по гафнию 1% (ат.), с увеличением содержания рутения до 10% (ат.) и более становится практически линейной. Ширина же области  $\epsilon$ -фазы по гафнию, составляя в системе Hf–Rh 8% (ат.), с увеличением содержания рутения равномерно уменьшается. Участие  $\epsilon$ -фазы во всех четырехфазных невариантных равновесиях частичной системы, а также большая протяженность области гомогенности, конгруэнтный способ кристаллизации и устойчивость кристаллической структуры вплоть до комнатных температур свидетельствуют, на наш взгляд, о его достаточно высокой термодинамической стабильности. Литературные сведения об энтальпии образования соединения HfRh<sub>3</sub> представлены нами в работе [3].

Самая высокая температура на поверхности солидуса частичной системы Ru–HfRu–HfRh–Rh отвечает плавлению эквивалентной фазы HfRu (2450 °C), а самая низкая – изотермической плоскости  $\langle Ru \rangle \epsilon \delta$  (1720 °C). На линейчатой поверхности, образованной конодами  $\langle Ru \rangle \epsilon$ , находится складка максимальных температур при ~ 1945 °C.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Beloshevich-Chavor J. *Electronic Structure and Electric Field Gradient Calculations for Hf<sub>2</sub>Rh Intermetallic Compounds* / J. Beloshevich-Chavor, B. Cekich, V. Koteski, A. Umicevich // *Materials Science and Engineering*. – 2007. – Vol. A462. – P. 294–296.
2. Alshareef H.N. *Temperature Dependence of the Work Function of Ruthenium-based Gate Electrodes* / H. N. Alshareef, H. C. Wen, H. F. Luan a. o. // *Thin Solid Films*. – 2006. – Vol. 515. – P. 1294–1298.
3. Крикля, Л. С. *Строение сплавов и диаграмма фазовых равновесий системы Hf–Ru–Rh. I. Поверхность солидуса частичной системы Hf–HfRu–HfRh* / Л. С. Крикля, К. Е. Корниенко, В. Г. Хоружая и др. // *Порошковая металлургия (в печати)*.
4. Еременко, В. Н. *Взаимодействие гафния с рутением и иридием* / В. Н. Еременко, Л. С. Крикля, В. Г. Хоружая, Т. Д. Штена // *Порошковая металлургия*. – 1991. – № 9. – С. 56–62.
5. Еременко, В.Н. *Диаграмма состояния Hf–Rh* / В. Н. Еременко, Т. Д. Штена, Т. А. Великанова и др. // *Металлы*. – 1991. – № 6. – С. 143–149.
6. Paschoal J. O. A. *The Constitution of the Ru–Rh System* / J. O. A. Paschoal, H. Kleykamp, F. Thuemmler // *J. Less-Common Metals*. – 1984. – Vol. 98. – P. 279–284.

## ВПЛИВ Al, Ga, In НА ЕНЕРГЕТИКУ ВЗАЄМОДІЇ КОМПОНЕНТІВ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Ni-Y

Кудін В. Г., Романова Л. О., Шевченко М. О. (м. Київ, ІПМ НАНУ)

Вивчення фізико-хімічних характеристик розплавів, які беруть участь у різних технологічних процесах, є науковою основою створення нових матеріалів із заданими властивостями, в тому числі аморфних, квазікристалічних, магнітних. Методом високотемпературної ізоперіболічної калориметрії вивчені ентальпії змішування розплавів потрійної системи Ni-Al-Y ( $\Delta_m H$ ) уздовж п'яти променевих перерізів при 1770 К. Так як дослідження фізико-хімічних властивостей розплавів потрійних систем є складним експериментальним завданням, зараз розроблено ряд методів, які дозволяють оцінити термодинамічні властивості розплавів потрійних систем з аналогічних даних для подвійних. Використовуючи найбільш достовірні літературні дані для граничних подвійних систем за допомогою методу Редліха-Кістера, який враховує параметри потрійної взаємодії, були розраховані ентальпії змішування розплавів потрійної системи Al-Ni-Y. Встановлено, що експериментально отримані значення ентальпій змішування цих розплавів узгоджуються з розрахованими за методом Редліха-Кістера (мінімум  $\Delta_m H = -55$  кДж/моль).

В літературі відсутні експериментальні дані щодо ентальпій змішування розплавів потрійних систем Ga(In)-Ni-Y. В зв'язку з тим, що Al, Ga, In знаходяться в одній підгрупі, ми розраховували за допомогою методу Редліха-Кістера ентальпії змішування розплавів потрійних систем Ga(In)-Ni-Y. Встановлено, що мінімум  $\Delta_m H$  потрійної системи Ga-Ni-Y припадає на подвійну підсистему Ga-Y (рис. 1), вплив якої є переважаючим. Це можна пояснити найбільшим (за абсолютною величиною) значенням  $\Delta_m H$  серед трьох граничних подвійних підсистем, що обумовлено великою різницею електронегативностей компонентів системи Ga-Y.

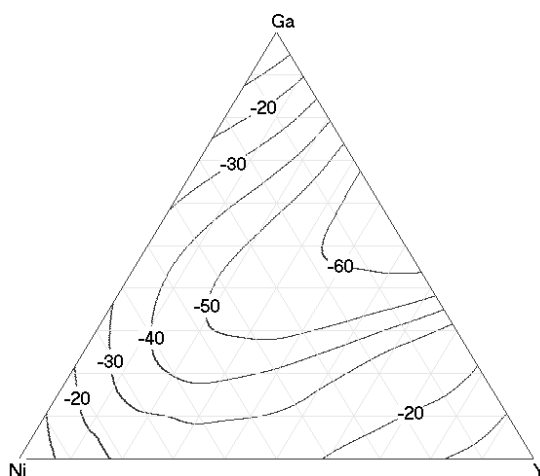


Рис. 1. Ізотерми ентальпії змішування розплавів потрійної системи Ga-Ni-Y при температурі 1770 К

В літературі відсутні експериментальні дані щодо ентальпій змішування розплавів подвійної підсистеми In-Y. Але згідно нашим експериментальним даним для розплавів систем In-PЗМ,  $\Delta_m H$  всіх цих сплавів близькі між собою. Це дало можливість розрахувати аналогічні значення для розплавів системи In-Ni-Y. Як і слід було очікувати, переважаючий вплив в енергетику сплавоутворення має подвійна системи In-Y, тому, що мінімум  $\Delta_m H$  (-41 кДж/моль) припадає саме на неї. Таким чином, вплив металів III-ї підгрупи на енергетику взаємодії в розплавах Ni-Y зростає в ряду In-Al-Ga.

## **ВЛИЯНИЕ ВИДА ПЕРЕПЛАВЛЯЕМОГО МАТЕРИАЛА НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО МЕТАЛЛА**

Кусков Ю. М., Биктагиров Ф. К., Игнатов А. П., Гнатушенко А. В.  
(г. Киев, ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ)

Классический электрошлаковый переплав осуществляется путем плавки в шлаковой ванне расходуемого металлического электрода. Менее распространены электрошлаковые технологии с использованием плавящегося или неплавящегося электрода с дополнительным вводом в шлаковую ванну дискретных присадок или жидкого металла. В последнее время для решения различных задач по выплавке слитков и наплавке находит применение электрошлаковая плавка в токоподводящем кристаллизаторе. Благодаря возможности независимого регулирования технологическими параметрами процесса, такими как температура шлаковой ванны, ее глубина и скорость вращения, данный вид плавки позволяет использовать в качестве переплавляемого материала различные металлические материалы, в том числе и дискретные присадки в дробь, гранул, сечки и им подобных.

Для оценки влияния вида используемого для электрошлаковой плавки в токоподводящем кристаллизаторе материала на характеристики электрошлакового металла были проведена серия экспериментов с дискретной присадкой, переплавляемым электродом, плавящейся в шлаке нетокоподводящей заготовкой и жидким металлом. В кристаллизаторе диаметром 180 мм переплавлялся один тот же материал – высокохромистый чугун в виде электродов и заготовок диаметром 100 и 130 мм, дробь диаметром 0,8-2,0 мм, полученной распылением жидкой струи чугуна на воздухе, и выплавленного в индукционной печи металла. Технология плавки предусматривала жидкий старт с использованием шлака АНФ-29, выплавленного в графитовом тигле. Энергетические показатели электрошлакового процесса во всех опытах поддерживался на одном уровне.

Исследования полученных слитков показали, что по сравнению с переплавом электрода и заготовки использование для плавки дискретной присадки позволяет более чем в два раза уменьшить величину зерна в металле, изменить форму карбидов на более глобулярную при уменьшении их размеров, а также получать более тонкую карбидную эвтектику. Существенных структурных различий при переплаве электрода и заготовки обнаружено не было. При этом следует отметить, что для не находящейся под током заготовки характерна низкая производительность плавки, поэтому для промышленной реализации такая технология малоперспективна.

Что касается экспериментов с жидким металлом, то ввиду технологических затруднений заливки его очень малыми порциями, сопоставимыми с массой дроби, добиться улучшения структуры металла по сравнению с плавкой электрода не удалось.

На основании полученных результатов можно полагать, что в настоящее время для практического применения одним из путей повышения качества слитков, выплаваемых в токоподводящем кристаллизаторе, является использование твердых дискретных присадок.

## ПРИМЕНЕНИЕ CAD-СИСТЕМ ПРИ ПРОЕКТИРОВАНИИ ЛИТЕЙНОЙ ОСНАСТКИ ДЛЯ БЕЗОПОЧНОЙ ФОРМОВКИ

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

В настоящее время использование сырых литейных форм из песчано-бентонитовых смесей является самым распространенным в мире процессом при изготовлении небольших по массе и размерам отливок в условиях любой серийности производства. Одним из перспективных способов формообразования при изготовлении мелкого литья из стали и чугуна является безопочная формовка. На сегодняшний момент актуальным вопросом является разработка и проектирование специализированной модельной оснастки для данного способа формообразования, так как оснастка, применяемая для формовки в опоках, в данном случае не подходит.

В настоящей работе были продемонстрированы возможности современных CAD-систем для проектирования модельной оснастки, применяемой при изготовлении отливок в безопочных формах.

В ходе выполнения работы была разработана технология изготовления отливки «Рама» массой 20 кг из чугуна марки СЧ20. Был проведен анализ технологичности отливки, выбрана плоскость разъема и рассчитана литниково-питающая система. Также были рассчитаны размеры модельного комплекта.

На рис. 1 представлено объемное детальное построение модельной оснастки, выполненное с применением возможностей КОМПАС-3D, которое позволяет рассмотреть все основные узлы в конструкции оснастки, а также выполнить их прочностной и многие другие расчеты.

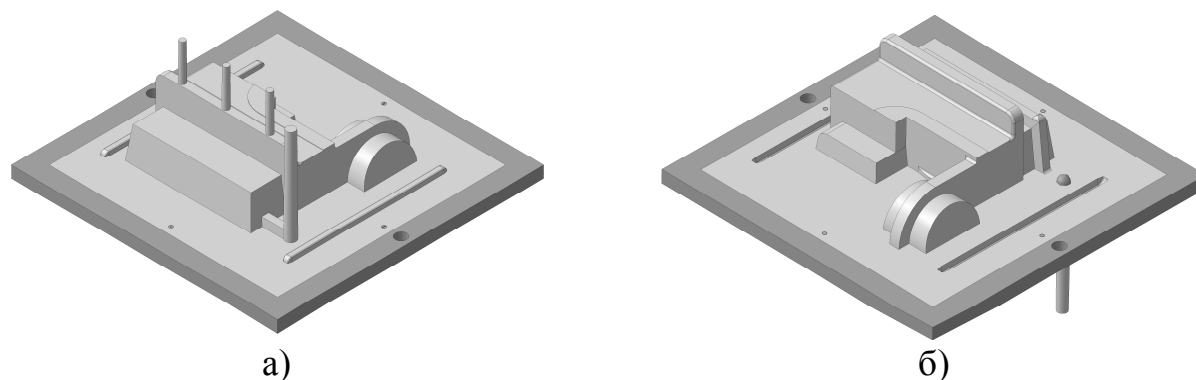


Рис. 1. Двухсторонняя модельная плита с моделями верха (а) и низа (б)

Актуальность выполнения подобных расчетов связана с тем, что они могут быть проведены на этапе проектирования модельной оснастки с целью установления проблемных мест в отдельных узлах. Это позволит уточнить и скорректировать размеры оснастки для того, чтобы она выдерживала нагрузки в ходе проведения технологических операций, таких засыпка смеси и ее уплотнение с применением различных методов формовки, и транспортных операций в ходе передачи оснастки с одной операции на другую.

# ВПЛИВ ТЕПЛОВОЇ ДІЇ НА ВТРАТУ МАСИ РІЗНИХ ВИДІВ ПІНОПОЛІСТИРОЛУ

Лисенко Т. В., Шинський В. О. (м. Одеса, ОНПУ)

В даний час у світовій практиці знайшли широке застосування пінополістиролові матеріали в якості технічної та побутової тари, а також тари для харчових продуктів. Після використання пінополістирол не підлягає утилізації, так як він не взаємодіє з водою, не підлягає біологічному розкладанню. Його не можна спалювати подібно утилю, дровам і т.п. у зв'язку з тим, що при цьому в процесі деструкції полістиролу в великих обсягах виділяються дуже шкідливі (отруйні) гази. Тому пінополістирол накопичується у великій кількості в навколишньому середовищі, створюючи екологічну проблему[1].

Звідси мета роботи - шляхом переробки відходів пінополістиролу розробити нові сполучні матеріали для їх використання в ливарному виробництві. Це дозволить вдосконалити процеси лиття, сприятиме зменшенню цих відходів і направлено на поліпшення екологічної обстановки.

Виконано ізостатичні гравіметричні дослідження зразків атактичного пінополістиролу різного походження в залежності від температури нагріву[2]. Вибір цих температур визначається можливими температурами сушіння форм і стрижнів із застосуванням в якості зв'язуючого розчинів пінополістиролу. Зразками були:

- Блочний пінополістирол;
- Пінополістирол після автоклавної обробки;
- Підвспенений полістирол.

Температури нагріву –  $80^{\circ}\text{C}$ ,  $150^{\circ}\text{C}$ ,  $200^{\circ}\text{C}$ ,  $300^{\circ}\text{C}$  протягом 15 хв. при кожній температурі. Наявність отриманих даних дуже важлива з точки зору оцінки поведінки зв'язуючого полістиролу в формувальних і стрижневих сумішах привисушуванні формованих виробів - форм і стрижнів [3].

Згідно з отриманими даними (рис. 1), до температури  $200^{\circ}\text{C}$  втрати маси становлять не більше 4 %, при цьому при  $150^{\circ}\text{C}$  спостерігається різке зменшення об'єму взятих зразків пінополістиролу. При нагріванні понад  $200^{\circ}\text{C}$  в інтервалі  $200 - 300^{\circ}\text{C}$  має місце термодеструкція, тобто хімічне розкладання взятих зразків пінополістиролу в атмосфері повітря з виділенням дуже токсичних газоподібних речовин. З цієї причини проведення нагріву пінополістиролу понад  $200^{\circ}\text{C}$  вимагає в обов'язковому порядку застосування витяжки.

Особливо велику втрату маси при  $300^{\circ}\text{C}$  показав підвспенений полістирол - до 59%, а втрати маси блочного пінополістиролу після автоклавної обробки були значно менше - 18-19%.



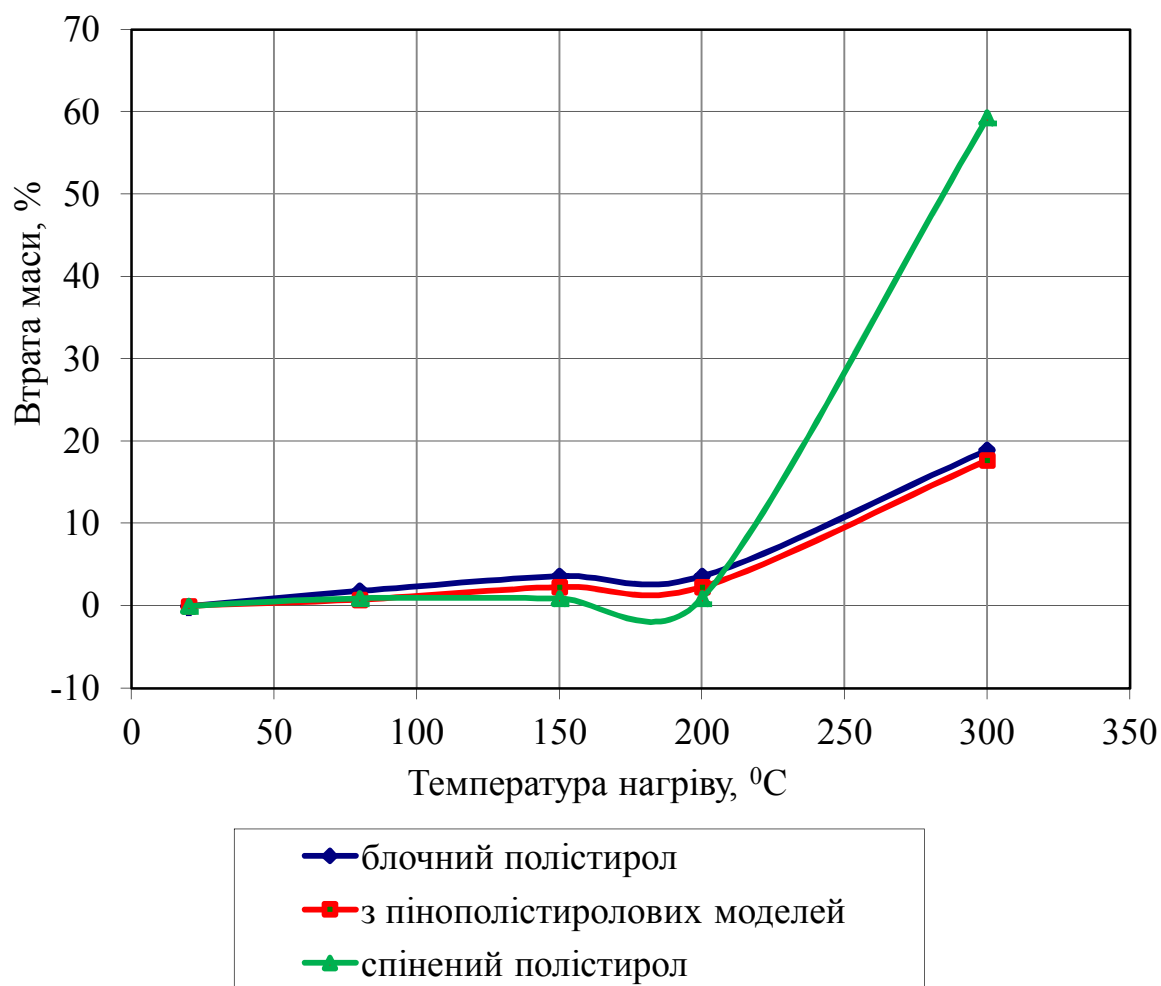


Рис. 1. Втрата маси різних видів пінополістиролу при тепловій дії на нього протягом 15 хвилин

### ЛІТЕРАТУРА

1. Пономаренко, О. И. Управление литейными системами и процессами / О. И. Пономаренко, Т. В. Лысенко, А. Л. Становский, О. И. Шинский. : Монография. – Харьков: Підручник НТУ “ХПИ”, 2012. – 368 с.
2. Лисенко, Т. В. Управление процессами в литейной форме / Т. В. Лисенко, В. П. Малахов, А. Л. Становский. – Одеса: Апрель, 2009. – 475 с.
3. Тагер, А. А. Физико-химия полимеров / А. А. Тагер. – М., «Химия», 1978, - 544 с.

## ПРО ДОЦІЛЬНІСТЬ ВИКОРИСТАННЯ НЕОРГАНІЧНИХ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИХ КОМПОНЕНТІВ У СТРИЖНЕВИХ СУМІШАХ

Лютий Р. В., Кеуш Д. В., Набока В. О. (м. Київ, НТУУ «КПІ»)

Для вибору оптимального зв'язувального компонента (ЗК) стрижневої суміші необхідно точно визначити теплові умови роботи стрижня. Ряд комп'ютерних програм моделювання ливарних процесів дають змогу отримати ці результати, але з недостатньою точністю. Це призводить до помилкового вибору технологічного процесу виготовлення стрижнів, неоптимального використання сировини і матеріалів, зниження якості або браку литва. Тому необхідним є уточнення параметрів теплової взаємодії форми і стрижня розрахунковими методами, а також розроблення технологічно гнучких і недефіцитних зв'язувальних компонентів.

Нами проведені розрахунки теплових полів ливарних стрижнів, які виконують внутрішні отвори в литих деталях. Задача вирішена для двох різних за розмірами і масою виливків:

№1 – циліндрична заготовка із зовнішнім діаметром 24 мм і внутрішнім діаметром 16 мм з жаростійкої сталі;

№2 – циліндрична заготовка зовнішнім діаметром 250 мм, внутрішнім діаметром 50 мм із вуглецевої сталі.

Вибір литих деталей зроблений на основі аналізу сучасної номенклатури сталевих литва.

Проведені розрахунки тривалості твердіння цих виливків, тривалості їх охолодження впіщаних формах до 1000 °С, а також визначено зміну температури в різних зонах стрижнів за цей період. Задачі паралельно вирішені для стрижнів із кварцовим і цирконовим наповнювачами. Розраховували за методом Стефана – Шварца, початком розрахунку є момент завершення заливання форми, кінцем – охолодження виливка до температури 1000 °С.

Твердіння і охолодження дрібного виливка №1, товщина стінок якого становить 4 мм, відбувається впродовж декількох секунд. Прогрівання стрижнів – як кварцового так і цирконового – відбувається лише у поверхневому шарі, і температури не перевищують 1200 °С. Температура центральних зон стрижнів майже не змінюється від початкового рівня.

З таких умов тривалість контакту стрижня з рідким металом мінімальна, також мінімальною є ймовірність термодеструкції органічного ЗК. Це призведе до поганої вибиваємості і складної регенерації суміші. Отже, для виготовлення таких стрижнів доцільним є використання більш дешевих і екологічно безпечних неорганічних ЗК.

В крупному виливку №2 стрижні зазнають значного термічного впливу. Ще до моменту затвердіння виливка поверхня стрижня нагрівається до температури, близької до металу, а центральна зона має температуру 1030 °С для кварцового стрижня і 890 °С для цирконового. Не враховуючи цієї переваги цирконового наповнювача, встановлено, що при використанні органічних ЗК відбудеться їх повна термодеструкція до моменту кристалізації сплаву, що приз-

веде до порушення конфігурації виливка. Тому для отримання подібних отворів у крупних виливках також необхідним є розроблення термостійкої суміші на неорганічному ЗК.

Високу термостійкість мають ЗК, які являють собою солі фосфорної кислоти. Існує декілька різновидів подібних сумішей, але в силу багатьох причин вони майже не використовуються. В нашій роботі розроблений новий ЗК і суміш на його основі. Суміш не містить дорогих і дефіцитних складових, є екологічно безпечною.

ЗК утворюється при взаємодії вогнетривкого наповнювача – циркону – з ортофосфорною кислотою, яка відбувається при нагріванні. Тобто при нормальних умовах суміш має необмежену живучість. ЗК являє собою пірофосфат цирконію, що встановлено рентгеноструктурним аналізом (рис. 1).

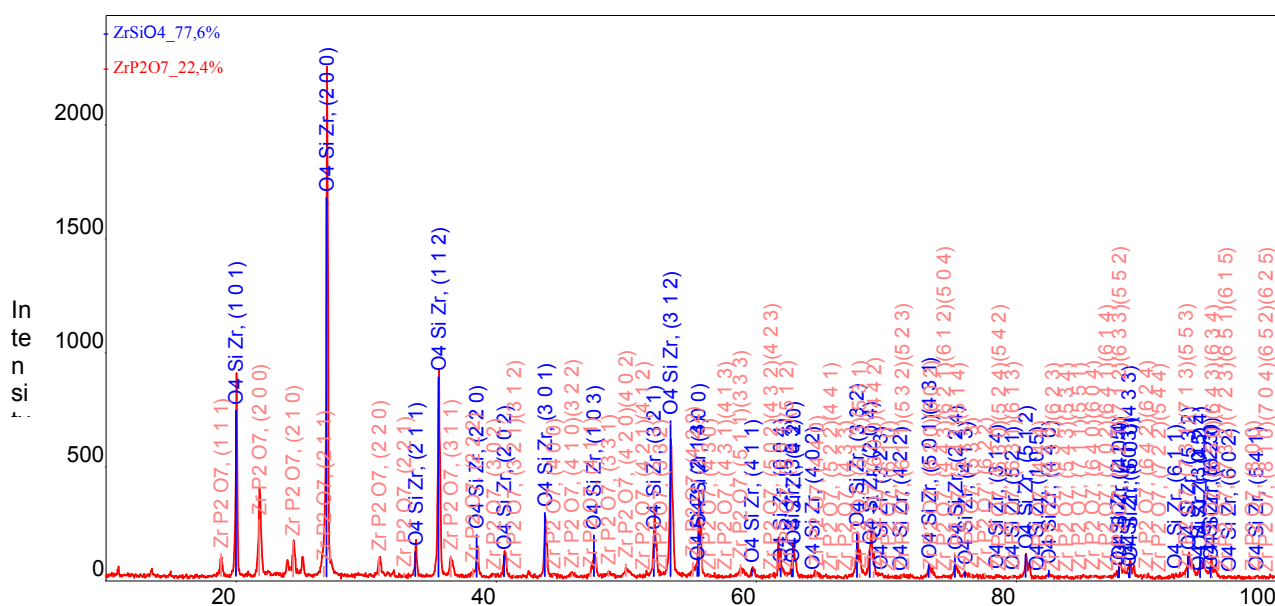


Рис. 1. Рентгенофазовий аналіз композиції пилоподібного циркону (5 мас. ч.) та  $H_3PO_4$  (3 мас. ч.), після зміцнення при  $350\text{ }^\circ\text{C}$

Результатом роботи є розраховані параметри теплової взаємодії ливарних стрижнів із тонкостінними (дрібними) і товстостінними (крупними) сталевими виливками, визначені температури в різні періоди часу в різних зонах стрижнів. Показана неефективність використання органічних ЗК як для тонкостінних, так і для крупних сталевих виливків, оскільки це може призвести до ряду дефектів, пов'язаних із тепловою взаємодією виливка із стрижнем.

Розроблений новий неорганічний ЗК для ливарних стрижнів на основі ортофосфорної кислоти і цирконового наповнювача, досліджена його структура і технологія отримання.

## ФОРМУВАЛЬНІ СУМІШІ З ВИСОКОМІЦНИМ ГІПСОМ ДЛЯ ТОЧНОГО ЛИТТЯ

Лютий Р. В., Кочешкова А. С., Іванкович Є. В., Черниш С. В.  
(м. Київ, НТУУ «КПІ»)

Спосіб лиття за моделями, що витоплюються, використовують для виготовлення виливків більше 5000 років. Починаючи з кінця ХХ століття, вимоги до виливків із сплавів благородних металів швидко зростають, що диктується в основному вимогами до якості та зростанням конкуренції між їх виробниками. Процес виготовлення таких виробів потребує якісних матеріалів із стабільними властивостями.

Основними вимогами є точне відтворення конфігурації моделі та висока якість литих поверхонь. З усіх зв'язувальних компонентів гіпс найбільшою мірою відповідає вказаним вимогам, тому він використовується для даної технології.

Формувальні суміші для ювелірного лиття містять в основному такі наповнювачі як кристобаліт, динас, маршаліт або їх комбінації. Підприємства використовують готові формувальні суміші закордонного виробництва, які мають необхідний комплекс властивостей, але при цьому вони дорогі. Окрім високої вартості, слід зазначити, що всі наповнювачі є модифікаціями кварцу. В порівнянні з чистим кварцем, вони позбавлені поліморфних перетворень з великими змінами об'єму, але притаманний їм високий коефіцієнт термічного розширення призводить до відчутних лінійних деформацій в процесі прожарювання форм. Високі лінійні деформації суміші є основною причиною браку форм та виливків, адже мова йде про точне лиття.

Метою наших досліджень було визначення рецептур сумішей з високоміцним гіпсом, які відповідають таким вимогам: висока загальна та поверхнева міцність; мінімальні лінійні деформації при нагріванні; забезпечення низької шорсткості поверхонь виливків із сплавів кольорових металів; використання доступних і недорогих компонентів.

Властивості гіпсо-кремнеземистих сумішей визначали за стандартними методиками. Фізико-хімічні процеси, які відбуваються в сумішах, досліджували за допомогою диференційного термогравіметричного аналізу.

До складу досліджуваних сумішей входять алюмосилікатні, кремнеземисті наповнювачі та їх комбінації. Основним з наповнювачів є пірофіліт. В порівнянні з наповнювачами кварцової групи, коефіцієнт його термічного розширення в 2,5 рази менший, і він не має жодного поліморфного перетворення.

Мінімальних термічних деформацій сумішей при нагріванні досягнуто завдяки поєднанню вогнетривких наповнювачів з різними за знаком об'ємними перетвореннями, які відбуваються в одному інтервалі температур.

В результаті розроблені суміші з необхідним комплексом технологічних та механічних властивостей, які мають вартість в декілька разів меншу за гіпсо-кристобалітові.

## УПРОЧНЕНИЕ МЕТОДОМ НАПЛАВКИ ДЕТАЛЕЙ, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ

Макаренко Н. А., Мирошниченко А. С., Буцный В. В.  
(г. Краматорск, ДГМА)

Решение проблемы упрочнения деталей, работающих в условиях износа трением, является актуальной задачей, для чего необходимо разработать, а в последствии и исследовать порошковую проволоку, предназначенную непосредственно для процесса плазма-МИГ наплавки. Данная проволока учитывает особенности плазменного процесса [1-3]. В разработанный состав шихты входят криолит, борный ангидрид и ванадат стронция, что позволило при данном процессе повысить коэффициент наплавки, снизить потери на угар и разбрызгивание, уменьшить глубину проплавления основного металла, обеспечить ликвидацию дефектов: наплывов и несплавлений с основным металлом.

Титан упрочняет наплавленный металл за счет образования интерметаллидов. Титан реагирует с оксидом ванадия, образующейся при распаде ванадата стронция, восстанавливается оксид ванадия до ванадия, при этом титан окисляется до оксида титана. Эта реакция сопровождается выделением тепла в сердечнике порошковой проволоки, что увеличивает производительность наплавки.

Особенно эффективно такое применение титана в сочетании с алюминием. Оксиды титана, образующиеся в результате реакции, способствуют мелкокапельному переносу расплавленного электродного металла в сварочную ванну, что снижает потери металла на угар и разбрызгивание.

Кроме того, оксиды титана улучшают смачивание основного металла жидким электродным металлом, снижают вязкость шлака, способствуют ликвидации неметаллических включений в наплавленном металле.

При содержании титана менее 1,2% - его влияние недостаточно, при содержании титана более 2,2% - дальнейшего улучшения свойств порошковой проволоки не происходит.

Криолит является источником ионов натрия в дуге, чем повышает подвижность дуги, способствует снижению глубины проплавления основного металла. Криолит способствует связыванию водорода, так как содержит в своем составе фтор. Криолит также является шлакообразующим компонентом, который повышает активность шлака, способствует переводу тугоплавких оксидов в оксифториды. Криолит реагирует при нагреве с борным ангидридом:

Продуктом реакции является окись алюминия, растворяющаяся во фтористом натрии криолита и поэтому не вызывающая неметаллических включений в наплавленном металле.

Фтористый бор представляет собой газ, который в инертной атмосфере является сильным активатором процесса смачивания твердого металла жидким, что способствует ликвидации наплывов и несплавлений с основным металлом.

Борный ангидрид также способствует смачиванию основного металла жидким. Реакция борного ангидрида с криолитом сопровождается выделением тепла, что также способствует нагреву сердечника порошковой проволоки и повышает коэффициент наплавки.

Фтористый бор активно удаляет окислы с поверхности частиц, что способствует уменьшению возникновения шлаковых включений в наплавленном металле.

При содержании криолита менее 4% - его влияние недостаточно, а при его содержании более 7% дальнейшего улучшения свойств порошковой проволоки не происходит.

При содержании борного ангидрида менее 4% в наплавленном металле есть неметаллические включения, при содержании борного ангидрида более 6% увеличиваются потери на угар и разбрызгивание.

Изготовлены порошковые проволоки трубчатого сечения диаметром 2,2 мм.

Для изготовления порошковой проволоки применялась лента марки 08 КП, сечением 0,5×15 мм.

Выполнялась многослойная плазменная наплавка с аксиальной подачей порошковой проволоки при обратной полярности обеих дуг на следующем режиме: ток плазменной дуги – 105 А; напряжение плазменной дуги – 48 В; ток плавящегося электрода – 340 А; напряжение дуги плавящегося электрода – 26 В; расход аргона: плазмообразующего – 5,4 л/мин, защитного – 15 л/мин; скорость наплавки – 48 м/ч.

Наплавка производилась на пластины из стали 20 размером 12×100×300 мм.

Исследовались технико-технологические показатели опытных порошковых проволок, разработанных с целью повышения износостойкости наплавленного металла.

Шихта порошковой проволоки содержит криолит, борный ангидрид и ванадат стронция при следующем содержании компонентов, мас. %: ферромарганец 12...14; алюминий 5...7; железный порошок 63,8... 65,8; титан 1,2...2,2; криолит 4...7; борный ангидрид 4...6; ванадат стронция 3...5, причем коэффициент заполнения проволоки составляет 32%.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Макаренко, Н. А. Преимущества упрочнения и восстановления пресс-форм для стекла способом плазма-МИГ наплавки / Н. А. Макаренко, А. Н. Корниенко, К. А. Кондрашов // *Инженерия поверхности и реновация изделий. Материалы междунар. науч. тех. конф. – Феодосия. – 2011. – С. 126–28.*
2. *Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / Под ред. Б.Е.Патона. – М.: Машиностроение, 2004. – 767 с.*
3. Чигарев, В. В. Улучшение формирования наплавленного слоя при плазма-МИГ наплавке / В. В. Чигарев., К. А. Кондрашов, Н. А. Макаренко // *Вісник Приазов. держ. техн. ун-ту: Зб. наук. пр. - Мариуполь, 2012. – Вип.9. – С.153-155.*

## РОЛЬ ВНЕШНЕГО ТЕПЛООБМЕНА ПРИ ЗАТВЕРДЕВАНИИ ОТЛИВОК В ОБЫЧНОЙ И ЗАМОРОЖЕННОЙ ФОРМАХ

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

В практике литейного производства широко применяется технология получения фасонных отливок разной массы, геометрии и габаритных размеров в разрушаемых одноразовых песчаных формах. Так как к преимуществам технологии литья в формы из кварцевого песка относятся податливость и газопроницаемость сырых и сухих песчаных форм, то в большинстве случаев можно избежать образования наиболее опасных дефектов затвердевания [1] отливок и слитков: кристаллизационных трещин (выше температуры солидуса) и горячих трещин (ниже температуры солидуса), усадочных и газовых раковин.

Однако этих преимуществ наиболее распространенной технологии литья в песчаные формы недостаточно для высокой эффективности технологического процесса, так как остаются неустраненными главные недостатки традиционной технологии получения отливок – низкий уровень прочностных и пластических свойств литого металла и низкая производительность процесса литья.

Причиной низкой эффективности технологического процесса получения отливок в разовые песчаные формы является малая интенсивность внешнего теплоотвода от наружной поверхности охлаждения затвердевающей отливки во внутренние слои песчаной формы из-за низкой теплопроводности материала формы на основе кварцевого песка. Поэтому актуально применять технологию литья в песчаные формы при предварительном замораживании [2] ее стенок.

Чтобы повысить эффективность технологии литья в песчаные формы, необходимо интенсифицировать внешний теплообмен между затвердевающей отливкой и обычной или замороженной литейной формой из кварцевого песка.

Так как тепловой поток от поверхности затвердевающей отливки очень быстро разогревает рабочие слои низкотеплопроводной песчаной формы до высоких температур, то большое тепловое сопротивление внутренних слоев кварцевого песка препятствует процессу переноса теплоты от высоконагретых поверхностных слоев песчаной формы в ее внутренние объемы. В процессе затвердевания отливки по толщине песчаной формы формируется существенно неравномерное распределение температуры, а между внутренней (рабочей) поверхностью нагрева песчаной формы и наружной поверхностью охлаждения ее стенок возникает и сохраняется большой перепад температуры.

Высокий уровень нагрева рабочих слоев песчаной формы в зоне контакта с затвердевающей отливкой тормозит передачу теплоты перегрева расплава, скрытой теплоты кристаллизации сплава и физической теплоты твердой корки во внешнюю среду через стенки низкотеплопроводной песчаной формы. В зоне теплового контакта отливка-форма образуется минимальный температурный напор (разность температур между поверхностью отливки и внутренней поверхностью формы) при термическом сопряжении отливки с песчаной формой, стенки которой защищены тонким слоем противопожарной краски.

Поэтому процесс теплоотвода от затвердевающей отливки в песчаную форму с высокой температурой ее рабочего слоя является низкоинтенсивным. По этой причине происходит длительное охлаждение затвердевающего расплава в полости теплоаккумулирующей формы из кварцевого песка. При медленном охлаждении кристаллизующегося расплава в песчаной форме его переохлаждение ниже температуры ликвидуса сплава будет минимальным, что способствует свободному росту кристаллов с образованием крупнозернистой структуры отливок [4] с низким уровнем физико-механических свойств литого металла (предел прочности, относительное удлинение, ударная вязкость и др.).

Чтобы получить мелкозернистое кристаллическое строение отливки и повысить физико-механические свойства литого металла, полезно охлаждать сухие формы и замораживать сырые формы при отрицательных температурах (до  $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ ). При этом можно существенно повысить интенсивность внешнего теплоотвода от кристаллизующегося металла в теплоаккумулирующие стенки песчаных форм. Способствует этому поглощение низкотемпературной формой скрытой теплоты фазовых превращений типа плавление и испарение.

При поглощении низкотемпературной песчаной формой скрытой теплоты плавления прослойка льда при  $0\text{ }^{\circ}\text{C}$  и скрытой теплоты испарения пленок воды при  $100\text{ }^{\circ}\text{C}$  уменьшается степень нагрева стенок этой формы по сравнению с традиционной песчаной формой. Понижается температура контактирующих с отливкой рабочих слоев низкотемпературной песчаной формы. Температура поверхности отливки тоже снижается, что увеличивает перепад температур между тепловым центром и наружной поверхностью затвердевающей отливки. Процесс переноса теплоты по толщине отливки становится более интенсивным, что повышает скорость охлаждения кристаллизующегося расплава. В жидкой сердцевине затвердевающей отливки создаются температурные условия для появления дополнительных центров кристаллизации сплава, что способствует формированию мелкозернистой кристаллической структуры литого металла.

В итоге, при затвердевании отливок в низкотемпературных песчаных формах с предварительным (полным или частичным) замораживанием их стенок внешний теплообмен в зоне контакта отливки с формой ускоряется, что приводит к увеличению скорости охлаждения сплава в двухфазной зоне кристаллизации и к измельчению кристаллического строения отливок. Это позволяет повысить физико-механические и эксплуатационные свойства литых заготовок, затвердевающих в замороженных формах из кварцевого песка.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Грузман, В. М. О судьбе и перспективах применения замороженных форм / В. М. Грузман // *Литейное производство*, 2009. – № 7. – С. 14 – 17.
2. Мамишев, В. А. Системный анализ процесса затвердевания литых заготовок разной массы и назначения / В. А. Мамишев, О. И. Шинский, Л. А. Соколовская // *Процессы литья*, 2010. – № 1. – С. 20 – 24.
3. Мамишев, В. А. О повышении эффективности теплообмена в системе литья заготовка – форма – окружающая среда / В. А. Мамишев // *Металл и литье Украины*. – 2012. – № 11. – С. 31–35.
4. Мамишев, В. А. Реотермическая концепция управления кристаллическим строением литых изделий / В. А. Мамишев // *Процессы литья*. – 2004. – № 3. – С. 43 – 48.



## ПОВЫШЕНИЕ КОНСТРУКЦИОННОЙ БЕЗОПАСНОСТИ ЛИТЕЙНЫХ КРАНОВ

Мартыновская Е. В., Герасименко Н. О. (г. Краматорск, ДГМА)

Проблема оценки фактического технического состояния кранов, эксплуатирующийся в условиях металлургического производства является достаточно насущной и актуальной [1]. Анализ динамики современных сложных механических систем, таких как металлургические мостовые краны, представляет острую проблему в силу ее серьезного влияния на техногенную безопасность. Важным аспектом этой проблемы является конструкционная безопасность [2]. Увеличение срока безопасной эксплуатации сварных металлоконструкций грузоподъемных машин зависит от конструктивных особенности сварных узлов. За годы эксплуатации формы многих крановых металлоконструкций претерпели существенные изменения и как результат преимущество при проектировании и изготовлении отдается металлоконструкциям коробчатого типа вместо решетчатого за счет обладанием достаточной жесткостью в любой плоскости и надежному сопротивлению кручению первого [3].

Учитывая тот факт, что металлургические краны работают в условиях не только воздействия циклических и динамических нагрузок, но и при высоких температурах, возникновение в сварных узлах усталостных трещин возможно на начальной стадии эксплуатации. Особенно снижается усталостная прочность металлоконструкций после выполнения некачественного и неквалифицированного ремонта. Наиболее слабым и проблемным местом при ремонте крана являются сварные соединения особенно после ручной дуговой сварки. Сварные швы, будучи концентраторами напряжений, представляют собой прослойки соединения, прочностные свойства которых отличаются от основного металла. Это обстоятельство должно учитываться при проектировании ремонтов. Для ремонта металлоконструкций коробчатого типа в основном применяют электродуговые способы сварки. Но большое тепловложение при таких видах сварки вызывает значительные деформации и остаточные сварочные напряжения, величина которых зависит от конструкции восстанавливаемого узла [4-7]. Для контроля остаточных напряжений необходимо установить зависимость влияния геометрических размеров свариваемых деталей на величину поправочного коэффициента при расчёте тепловложения в металл. Для определения тепловложения в металле, который сваривается, была выполнена экспериментальная работа по анализу тепла при сварке тавровой балки. Опыт проводился с использованием тензодатчиков. Тензодатчики расположены на границе зоны термического влияния, что позволяет более точно определить температуру, силу деформации и напряжения, возникающие в зоне сварки (рис.1). Эксперимент выполнялся путем определения тепла по схеме быстродвижущегося линейного источника. В ходе работы были определены поправочные коэффициенты в зависимости от толщины свариваемого металла, которые учтены при расчете. Результаты экспериментальных исследований и полученные расчетные данные представлены в графическом виде на рис.2.

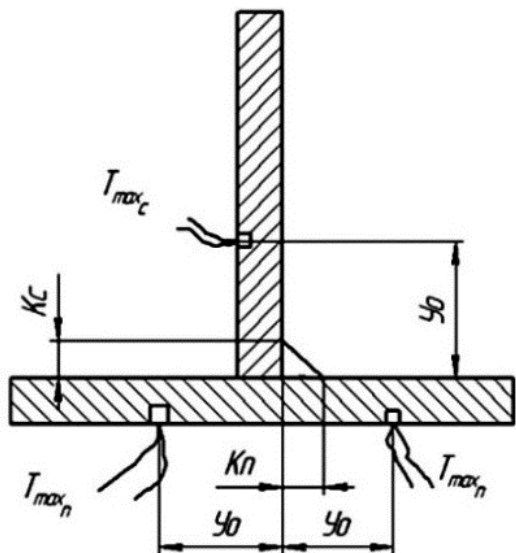


Рис. 1. Установка тензодатчиков

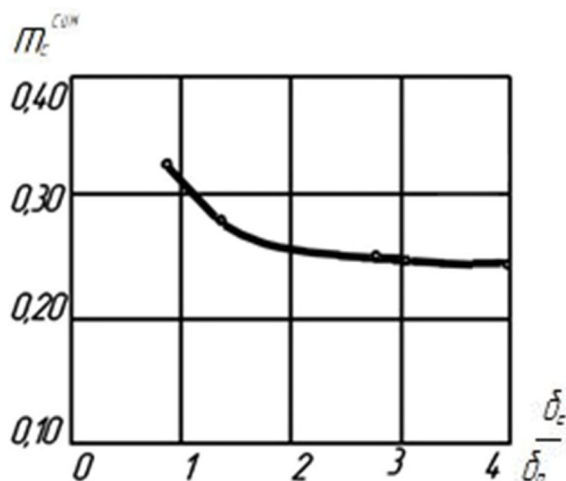


Рис. 2. Распределение тепла дуги между стенкой и полкой тавра при сварке симметричным швом

Экспериментально подтверждено, что при увеличении тепловложения в металл, соответственно, повышаются остаточные сварочные напряжения и деформации сварочного металла. Экспериментально подтверждено, что при увеличении тепловложения в металл, соответственно, повышаются остаточные сварочные напряжения и деформации сварочного металла.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Извеков, Ю. А. Анализ техногенной безопасности кранового хозяйства России / Ю. А. Извеков // *Современные наукоемкие технологии.* – 2012. – №12. – С.18-19.
2. Извеков, Ю. А. Анализ динамики и вопросы оптимизации металлургических мостовых кранов / Ю. А. Извеков, Е. В. Кобелькова, Н. А. Лосева // *Фундаментальные исследования.* – 2013. – №6 (часть 2). – С.263-266.
3. Четверня, В. П. Исследование металлоконструкций, методов расчета и температурных параметров литейных кранов / В. П. Четверня, А. В. Сидоренко, А. Н. Кузьмин // *Захист металургійних машин від поломок: зб. наукових праць / ПДТУ.* – Маріуполь, 2009. – Вип. 11. – С. 136-138.
4. Емельянов, О. А. Основные факторы, снижающие долговечность сварных конструкций машин / О. А. Емельянов, В. П. Шепотько, В. И. Ярков // *Горные машины и автоматика.* – М., 2005. – № 1. – С. 13–15.
5. Шепотько, В. П. Методологические основы повышения долговечности сварных металлоконструкций / В. П. Шепотько, В. Д. Кассов // *Вісник Донбаської державної машинобудівної академії: збірник наукових праць.* – Краматорськ: ДДМА, 2011. – №4(25). – С.245. ISSN 1993-8322.
6. Гавриш, П. А. Усталостные повреждения крановых металлоконструкций / П. А. Гавриш, В. П. Шепотько, Е. В. Мартыновская // *Вісник Донбаської державної машинобудівної академії: збірник наукових праць.* – Краматорськ: ДДМА, 2013. – №1 (30). – С38-41. ISSN 1993-8322.
7. Сагиров, Ю. Г. Прочностной анализ металлоконструкций грузоподъемных кранов с использованием SolidWorks / Ю. Г. Сагиров // *Вісник Приазовського державного університету.* – Маріуполь, 2013. – Випуск 26 Серія: технічні науки. – С.194.
8. Гавриш, П. А. Технологические особенности ремонта дефектных участков грузоподъемных машин / П. А. Гавриш, В. П. Шепотько, Е. В. Мартыновская // *Вісник Донбаської державної машинобудівної академії.* Краматорськ, 2015. – №3(36)..–С.91–96.

## ИНЖЕНЕРНАЯ МЕТОДИКА РАСЧЕТА ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ ПИТАНИЯ УСАДКИ ОТЛИВОК ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

Меняйло Е. В., Пройдак Ю. С., Хрычиков В. Е. (г. Днепропетровск, НМетАУ)

Более 50% всех прокатных валков изготавливают из чугуна с шаровидной формой графита (высокопрочный чугун). На вальцелитейных заводах продолжительность электрошлакового обогрева (ЭШО) прибыли принимают равной продолжительности затвердевания верхней шейки валка. Однако, наиболее эффективный этап питания усадки происходит в жидкой и жидко-твердой областях затвердевания. С момента перехода сплава в твердо-жидкое состояние, что соответствует температуре выливания, питание усадки осуществляется только фильтрацией расплава через каркас дендритов в зоне локальных перемещений. Кроме того, с момента разобщения оставшегося расплава между дендритами на замкнутые изолированные области питания усадки невозможно, сколько бы ни продолжался обогрев прибыли. Если, например, отключить обогрев прибыли с момента перехода сплава в твердо-жидкое состояние, то зная общую продолжительность затвердевания отливки, можно оценить глубину проникновения расплава фильтрацией из металлической ванны в отливку и уменьшить объем усадочных дефектов. Рассчитать этот процесс можно только при затвердевании массивных отливок, продолжительность затвердевания которых несколько часов.

С целью уменьшения продолжительности существующих режимов ЭШО было проведено моделирование процесса затвердевания чугунных прокатных валков. Установлено, что наиболее рациональным является ступенчатый обогрев с постепенным уменьшением подаваемой мощности. При этом количество подводимого тепла уменьшается в три раза. Также после окончания обогрева имеет место инерционность процесса остывания металлической ванны за счет теплоизоляции шлаковой ванны, что обеспечивает переход тепла в отливку и дополнительное питание усадки.

Если придерживаться ранее принятой технологии и прекращать ЭШО после затвердевания 100% твердой фазы, то увеличение общей продолжительности затвердевания прокатного валка обуславливает повышение затрат на электроэнергию, кокильную и опочную оснастку.

Выведены формулы для определения рациональной продолжительности обогрева  $\tau$  прибылей радиусом  $R$  прокатных валков из высокопрочного чугуна:

- при максимальной мощности ЭШО ( $\tau_1 = 107 \cdot 10^3 \cdot R^2$ );
- при рациональной общей продолжительности обогрева ( $\tau_2 = 239 \cdot 10^3 \cdot R^2$ );
- при продолжительности обогрева по действующим инструкциям ( $\tau_3 = 384 \cdot 10^3 \cdot R^2$ ).

Таким образом, разработанная технология позволяет уменьшить продолжительность ЭШО, например, для прибыли диаметром 600 мм - на 3 часа 37 минут по сравнению с продолжительностью обогрева до затвердевания 100% твердой фазы, при сохранении ступенчатого режима обогрева, уменьшить расход электроэнергии, электродов, шлака и остаточные напряжения в отливке.

## ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ РАСПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mn-Si НА СТРОЕНИЕ ТВЕРДОЙ ФАЗЫ

Муратов А. С.<sup>1</sup>, Казимиров В. П.<sup>2</sup>, Роик А. С.<sup>2</sup>, Зелинская Г. М.<sup>3</sup>, Сокольский В. Э.<sup>2</sup>  
(г. Киев,<sup>1</sup>Национальный университет пищевых технологий,<sup>2</sup>КНУ им. Тараса Шевченко,<sup>3</sup>Институт металлофизики им. В. Г. Курдюмова НАНУ)

Взаимосвязь локальной атомной структуры жидкого и твердого состояний является актуальной проблемой современного материаловедения. Поскольку большинство металлических сплавов получают путем литья или закалки из жидкого состояния, необходимы исследования структуры расплавов и влияния условий их охлаждения на структуру и свойства получаемых материалов.

В данной работе представлены результаты исследования локальной атомной структуры расплавов  $Al_{82}Mn_{14}Si_4$ ,  $Al_{76}Mn_{14}Si_{10}$ ,  $Al_{70}Mn_{14}Si_{16}$  и  $Al_{68}Mn_{12}Si_{20}$  при температурах на 50, 150 и 250 °С выше линии ликвидус с помощью рентгенодифракционного метода и моделирования методом Обратного Монте-Карло (ОМК). Также было проведено исследование фазового состава закаленных и отожженных аморфно-кристаллических пленок  $Al_{68}Mn_{12}Si_{20}$  с помощью РФА и ТЕМ методов.

На основании экспериментальных кривых структурного фактора (СФ) с использованием метода ОМК были получены структурные модели расплавов, которые впоследствии анализировались методом статистически-геометрическим методом Вороного-Делоне. Было установлено, что в расплавах реализуются плотные упаковки атомов, основным элементом которых является декаэдр (составляющая правильного икосаэдра) (рис. 1).

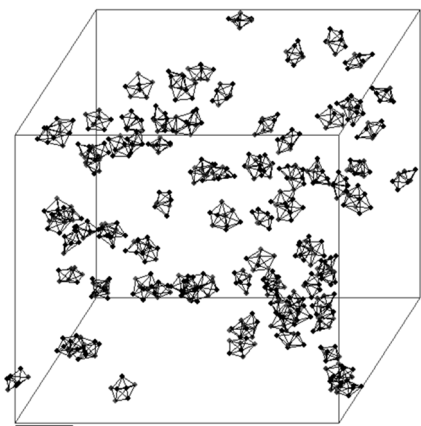


Рис. 1. Плотные упаковки атомов для структурной модели расплава  $Al_{68}Mn_{12}Si_{20}$

Фазовый состав аморфно-кристаллических  $Al_{68}Mn_{12}Si_{20}$  пленок характеризуется присутствием фаз чистых алюминия, кремния и тройной фазы  $\alpha$ -(AlMnSi).

Полученные результаты указывают на существование взаимосвязи между локальной атомной структурой расплава  $Al_{68}Mn_{12}Si_{20}$  и тройной фазы  $\alpha$ -(AlMnSi), ближний порядок в которой характеризуется икосаэдрической симметрией. Это указывает на то, что декаэдры, как структурные элементы расплавов Al-Mn-Si, являются термодинамически стабильным типом упорядочения и сохраняются при кристаллизации.

# КОМПЬЮТЕРНЫЕ МОДЕЛИ ФАЗОВЫХ ДИАГРАММ С ИМИТАЦИЕЙ СПЕКТРОВ ДТА И РФА

Парфенова М. Д. (г. Томск, ТУСУР),  
Луцык В. И. (г. Улан-Удэ, ИФМ СО РАН, БГУ),  
Зырянов А. М., Насрулин Э. Р. (г. Улан-Удэ, ИФМ СО РАН)

Новый этап в разработке программ для компьютерной сборки фазовых диаграмм (ФД) связан с представлением структуры ФД в виде иерархического дерева и добавлением нового объекта - "фазовая область" (название области, количество и идентификаторы поверхностей на ее границах). Наличие блоков расчета материальных балансов не только для фаз, но и для тех их долей, которые выделились на разных этапах охлаждения расплава, позволяет выполнять генерацию рентгеновских спектров для сплавов и керамик и спектров термического анализа для кристаллизующегося расплава. Программы оснащаются базами, в которых хранятся соответствующие характеристики исходных компонентов А, В, С и образуемых ими бинарных и тройных соединений  $R_i$  (включая все полиморфные модификации). Интенсивность линий конкретного соединения на дифрактограмме смеси пропорциональна его массовой доле (рис. 1). Если состав  $G_i$  окажется на линии  $R_iC$ , его дифрактограмма будет состоять только из линий этих двух фаз.

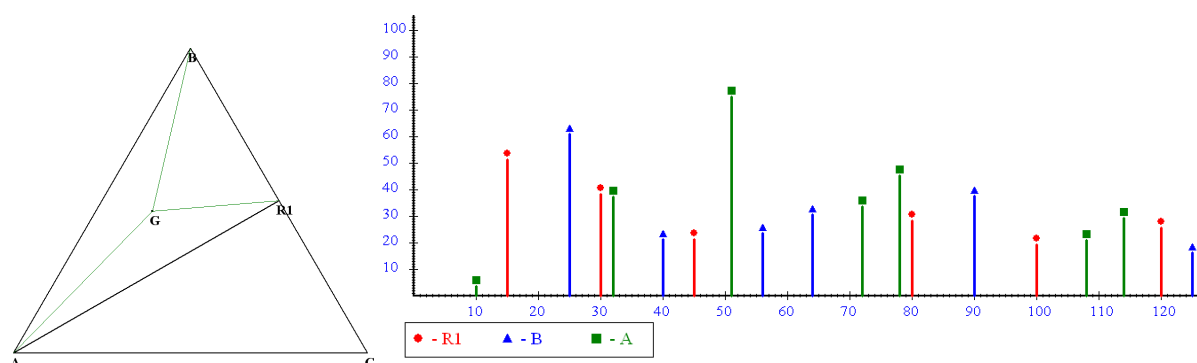


Рис. 1. Имитационная дифрактограмма для состава G

На рис. 2 дана структура баз данных. В таблице Components хранятся компоненты, которыми может быть задана модель. По идентификатору (idc) и названию (name) из таблицы Data для каждого компонента извлекаются данные для генерации дифрактограмм (idr – идентификатор пары, поле x – угол, y – интенсивность). В таблице Models хранятся модели ФД (поле idm – идентификатор диаграммы, name – обозначение).

Список твердых фаз хранится в таблице Build. Сосуществующим фазам присваиваются барицентрические координаты (поля z1 и z2). Поле признак принимает значения 0, если твердая фаза не является новым соединением или 1 в противном случае. В зависимости от задания компонентов системы визуализи-

руется треугольный симплекс, который разбивается на подсистемы. Для произвольно заданной точки, принадлежащей одной из подсистем, рассчитываются локальные координаты, и строится рентгенограмма.

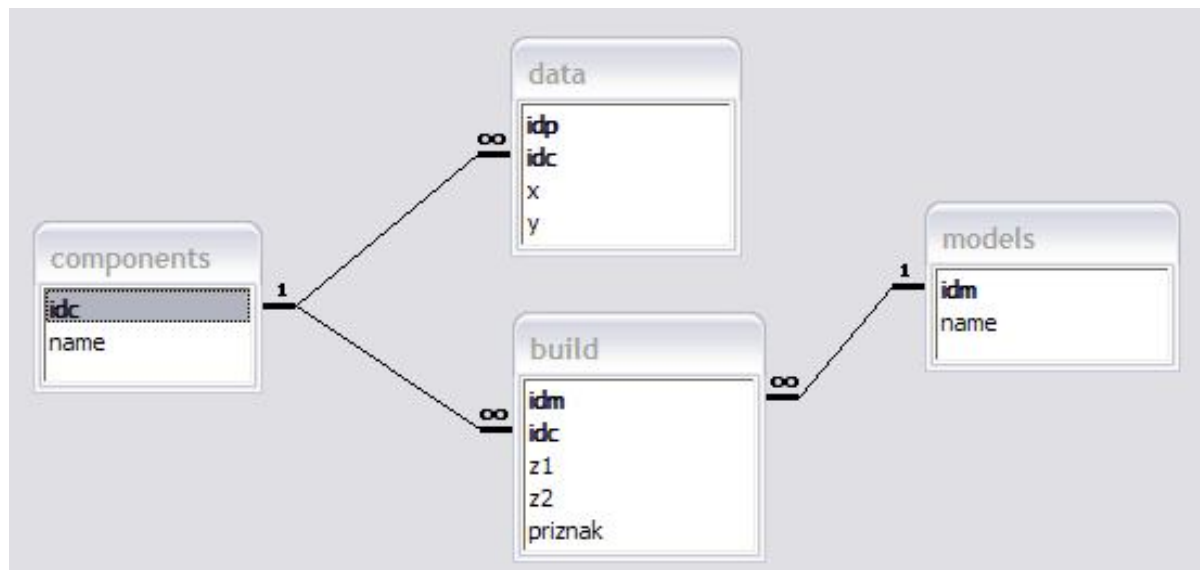


Рис. 2. Схема базы данных bd.m3

При имитации термограммы высота пика ДТА сигнала соответствует фазе с максимальным приростом или убытием массы в соответствующем интервале температур. Прохождению горизонтальной плоскости инвариантной перегруппировки масс соответствует не зубчатый, а прямоугольный пик (рис. 3). Присутствие расплава подтверждается повышенной электропроводностью.

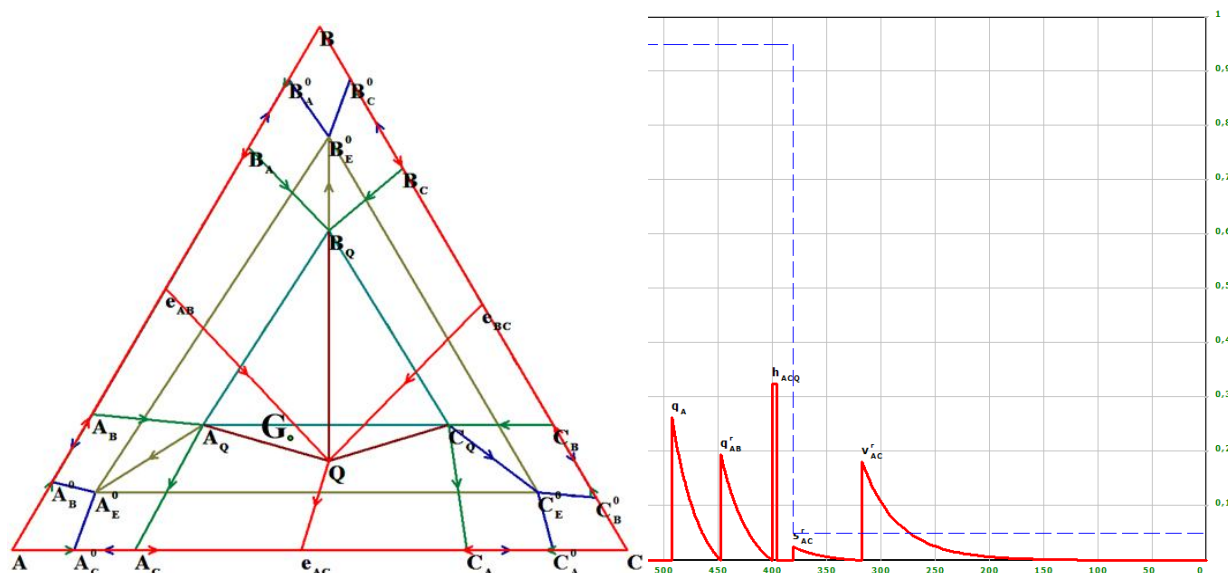


Рис. 3. Имитация ДТА расплава G в системе с квазиперитектической перегруппировкой масс

Разработан новый подход хранения и построения структуры ФД, используя технологии баз данных. Вся информация о ФД хранится в БД и извлекается из нее по мере необходимости. Программный продукт объединяет все возможности предыдущих программ, а также обладает новыми, расширенными возможностями, позволяет создавать и исследовать диаграммы различных топологических типов. Общая схема базы данных дана на рис. 4.

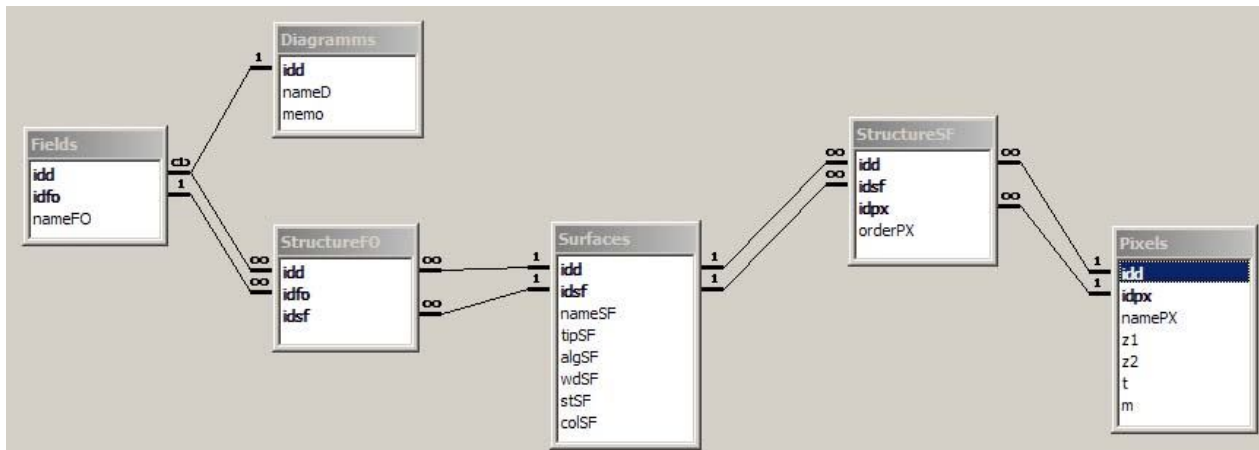


Рис. 4. Схема базы данных для хранения информации по ФД

Достоинства использования базы данных для представления ФД: 1) удобное представление структуры ФД в виде дерева; 2) ссылочная целостность ФД (каскадные изменения и удаления ее геометрических элементов); 3) отсутствие избыточной прорисовки элементов ФД за счет соответствующих связей между ними; 4) компактное хранение графики и результирующих таблиц.

## СВОЙСТВА СМОЛЯНЫХ ХТС НА ХРОМИТОВЫХ ПЕСКАХ

Пономаренко О. И., Евтушенко Н.С., Берлизова Т. В.  
(г. Харьков, НТУ «ХПИ»)

Технология изготовления отливок на основе использования песчаных смесей является доминирующей в литейном производстве. Основная масса отливок (75...80%) производится в разовых песчаных формах, так как этот способ является наиболее экономичным [1-2].

В настоящее время для нужд турбомашиностроения начали широко применять высокоогнеупорные и химически инертные хромитовые пески марки AFS45-50 ТУ У 13.2-35202765-001:2011. Хромитовый песок используется при изготовлении легированных стальных отливок в стержневых и облицовочных смесях. Особое его преимущество проявляется при изготовлении тяжелых отливок, когда необходимо высокое сопротивление ферростатическому давлению. В отличие от кварцевого песка, хромитовый песок не имеет аллотропических превращений, обладает высокой прочностью при термическом ударе. При относительно высокой температуре плавления 1880°C, он имеет низкую температуру спекания 1100°C. Зона конденсации влаги в сырой форме на основе хромита образуется на значительно большей глубине, чем в смесях на кварцевом песке. Хромит инертен к оксидам железа при высоких температурах в любой газовой атмосфере, плохо смачивается жидким металлом. Все эти факторы, при изготовлении крупных стальных отливок, способствуют предотвращению образования химического и механического пригара, улучшают условия кристаллизации металла. Благодаря высокой теплопроводности и теплоаккумулирующих способности хромита, можно осуществлять направленность затвердевания отливки и предотвращать неравномерности кристаллизации.

Для приготовления формовочных и стержневых смесей холодного отверждения в качестве связующего хорошо зарекомендовала экологически чистая смола на основе олигофурфурилоксисилоксанов (ОФОС) [3]. ОФОС не имеет в своем составе ядовитых либо отравляющих веществ – типа мочевиноальдегидных либо фенолоформальдегидных смол, которые изначально имеют в своем составе фенолы и альдегиды и выделяют их при термической деструкции связующих во время заливки формы расплавленным металлом. Существуют исследования использования данного связующего для ХТС на кварцевых песках [4-5], однако для хромитовых песков такие исследования не проводились.

Целью исследования является установление закономерностей ОФОС на прочностные свойства холоднотвердеющих смесей на хромитовых песках и стабилизация их свойств в производственных условиях.

Для исследования использовали ХТС, где в качестве наполнителя использовали хромитовый песок, а в качестве катализатора процесса отверждения была выбрана паратолуолсульфо кислота. Моделирование свойств смесей проводили на основе использования метода планируемого эксперимента.

Варьируемыми факторами являлись: количество введенной в смесь смолы ( $x_1$ ) и количество используемого катализатора ( $x_2$ ). В качестве катализатора



применяли ПТСК. В качестве параметра оптимизации ( $y$ ) были выбраны: прочность на изгиб ( $y_1$ ), прочность на разрыв ( $y_2$ ) и прочность на сжатие ( $y_3$ ).

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

$$y_1 = 2,675 + 0,275X_1 + 0,125X_2$$

$$y_2 = 0,745 + 0,1X_1 + 0,08X_2$$

$$y_3 = 1,253 + 0,11X_1 + 0,053X_2$$

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

Анализ уравнений регрессии показывает, что влияние варьируемых факторов на параметры оптимизации соответствует теоретическим представлениям о формировании свойств смеси при ее приготовлении.

На основе разработанных математических моделей была создана номограмма. На основе номограммы возможно корректирование параметров процесса приготовления смеси за счет изменения количества составляющих смеси, которые вводятся, что может быть использовано для оперативного управления свойствами смеси.

Использование номограммы позволяет стабилизировать свойства ХТС в промышленных условиях и дает возможность для заданной прочности на сжатие, прочности на разрыв и прочности на изгиб определить необходимый состав смеси.

Показания прочности на хромитовых песках имеют примерно такие же, как и на кварцевых песках. Так для кварцевого песка прочность на сжатие для смеси с содержанием смолы в количестве 2,0 % и катализатора ПТСК в количестве 1% составляет 1,20 МПа, а для хромитового песка прочность на сжатие для смеси с тем же содержанием компонентов составляет 1,25 МПа.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Голотенков, О. Н. *Формовочные материалы: Учеб. Пособие* / О. Н. Голотенков. – Пенза: Изд-во Пенз. гос. Ун-та, 2004. – 164 с.
2. Кукуй, Д. М. *Теория и технология литейного производства* / Д. М. Кукуй, В. А. Скворцов, В. К. Эктова. – Минск: Дизайн ПРО, 2000. – 416 с.
3. Патент на корисну модель № 23593 Україна. Спосіб одержання холоднотвердіючих сумішей. Авторів Каратеев А.М., Пономаренко О.І., Євтушенко Н.С. та ін. Опубл. 25.05.2007. Бюл. № 7, 2007 р.
4. Пономаренко, О. И. *Использование смолы ОФОС в литейном производстве.* / О. И. Пономаренко, А. М. Каратеев, Н. С. Евтушенко [и др.] // *Процессы литья.* – 2010. – № 6. – С. 27-32.
5. Евтушенко, Н. С. *Моделирование и стабилизация свойств холоднотвердеющих смесей на основе ОФОС* / Н. С. Евтушенко, А. В. Бережная // *Металл и литье Украины.* – 2011. - № 6. – С.15-18.

## УСТАНОВКА ДЛЯ СМЕШИВАНИЯ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ С БЕССТУПЕНЧАТЫМ ПРИВОДОМ

Попивненко Л. В., Ерёмкин Е. А., Бочанов П. А. (г. Краматорск, ДГМА)

Среди механических видов смешивания порошковых материалов наибольшее распространение получило смешивание в шаровых мельницах и смесителях и типа «пьяная бочка» или конусных [1]. В качестве привода данных смесительных установок применяют асинхронные электродвигатели трехфазного тока. При этом с целью уменьшения установочной мощности электродвигателя, а также числа оборотов барабана смесителя, в цепи электродвигатель – смеситель предусмотрена установка одно- или двухступенчатого редуктора (в зависимости от габаритов смесителя и потребной скорости смешивания). К общим недостаткам таких смесительных установок можно отнести низкий коэффициент полезного действия, невозможность бесступенчатого регулирования числа оборотов барабана смесителя, шум при работе, абразивно-механический износ зубьев редуктора. С целью устранения указанных выше недостатков целесообразно в установках для механического смешивания порошковых материалов применять бесступенчатый привод (рис. 1) [2].

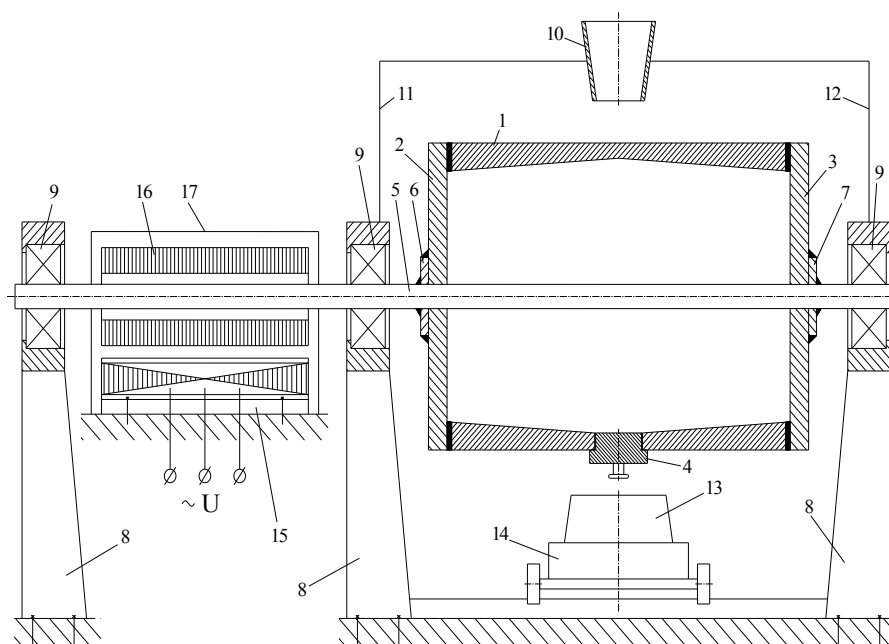


Рис. 1. Установка для смешивания порошковых материалов с бесступенчатым приводом

Как видно из рис. 1 установка для смешивания порошковых материалов с бесступенчатым приводом состоит из цилиндрического барабана 1, который с торцевых сторон закрыт крышками 2 и 3. В центральной части боковой поверхности барабана 1 выполнено загрузочно-выгрузное окно, которое во время работы смесителя закрывается пробкой 4. Приводной вал 5 выполнен цельным и к барабану 1 прикреплен двумя фланцами 6 и 7 при помощи сварки. Опорами приводного вала 5 служат стойки 8 с подшипниками качения 9.

Загрузка порошковой шихты в барабан 1 осуществляются через верхний бункер 10, который неподвижно закреплен на стойках 8 с помощью двух кронштейнов Г-образной формы 11 и 12. Выгрузка порошковой смеси осуществляется в нижний бункер 13, который установлен на тележке 14.

Частотно-регулируемый дугостатор 15 установлен под консольной частью приводного вала 5 на раме. Сверху над дугостатором 15 на приводной вал 5 посажен ротор 16. Для безопасности работающего персонала вокруг дугостатора 15 и ротора 16 установленный защитный кожух 17.

Работа установки для смешивания порошковых материалов осуществляется следующим образом. Исходные порошковые материалы в необходимом количестве засыпаются через верхний бункер 10 в смесительный барабан 1. После этого загрузочное окно закрывается пробкой 4. При подаче на обмотки дугостатора 15 3-хфазного переменного тока в них создается бегущее электромагнитное поле, которое, воздействуя на обмотки ротора 16, наводит в нем вторичные токи, электромагнитные поля которых, взаимодействуя с основным полем дугостатора, создают вращающий момент. В результате этого приводной вал 5, а вместе с ним и смесительный барабан 1 начинают вращаться, что обеспечивает перемешивание исходных порошковых материалов.

При отключении дугостатора от источника питания он затормаживается и самопроизвольно становится в позицию выгрузки, при которой пробка 4 находится непосредственно над нижним бункером 13. Рабочий персонал открывает пробку 4, и перемешанная шихта высыпается в нижний бункер 13. Тележкой 14 рабочий доставляет перемешанную шихту к следующему технологическому оборудованию, после чего тележку возвращают на её исходную позицию.

Применение в механических смесительных установках для порошковых материалов бесступенчатого привода предложенной конструкции обеспечит следующие преимущества: уменьшение металлоёмкости установки; повышение коэффициента полезного действия установки; сокращение времени смешивания порошковых компонент; возможность бесконтактного и бесступенчатого регулирования числа оборотов барабана смесителя в зависимости от свойств смешиваемых порошков.

Предложенная смесительная установка может применяться на производствах, где к качеству подготовки порошковой шихты предъявляют высокие требования, например, при производстве электродов и абразивных материалов, в медицине и химической промышленности, в черной и цветной металлургии, в стекольной промышленности, порошковой металлургии и т. д.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Анциферов, В.Н. Порошковая металлургия и пыленные покрытия: учебник для вузов / В.Н. Анциферов, Г.В. Бобров, Л.К. Дружинин. – М.: Металлургия, 1987. – 792 с.
2. Пат. 89971 Україна, МПК В30В 1/26, В30В 15/14, В22F 3/00. Пристрій для механічного змішування порошкових матеріалів періодичної дії з безступінчастим приводом // Попівненко Л.В.; заявник і патентовласник Донбаська державна машинобудівна академія. – № 201313090; заявл. 11.11.2013; опубл. 12.05.2014, Бюл. № 9/2014.

## УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ГИДРОМОНИТОРА ГИДРОКАМЕРЫ ОЧИСТКИ ЛИТЬЯ

Порохня С. В. (г. Краматорск, ДГМА)

Для получения чистой поверхности отливки без засоров и остатков формочной смеси производится ее очистка в гидрокамерах. Главной технической характеристикой гидромонитора является давление струи воды, зависящая от геометрических особенностей отливок, и, главным образом, от прочности разбиваемой и смываемой смеси.

Целью работы является усовершенствование гидромонитора гидрокамеры очистки литья. Проанализировав конфигурацию отливок и составы смесей, в которых они изготовлялись, а также их прочность пришли к выводу, что максимальная прочность смеси достигается при литье в формы с использованием пластичных самотвердеющих смесей и ХТС. Известно, что удаление смеси и пригара зависит от силы удара струи воды. Разбить смесь возможно лишь в том случае, если прочность смеси  $\sigma_{см}$ , меньше силы удара струи  $F_{ст}$

$$F_{ст} = \left( \frac{40,7}{\frac{l}{d} + 30} \right) p$$

где  $F_{ст}$  – сила удара струи;  $l$  – расстояние до отливки;  $d$  – диаметр выходного отверстия в сопле;  $p$  – давление воды.

Сопло в гидромониторе обеспечивает направленное движение воды с определенной скоростью. У струи гидромонитора на начальном участке от него наблюдается стекловидная поверхность, на которой образуются капиллярные волны с возрастающей (по мере удаления от гидромонитора) амплитудой. Далее плотность струи нарушается и от нее отрываются отдельные капли. В центре струи находится плотная часть, называемая ядром (рис. 1), площадь сечения которого уменьшается с удалением от насадки до нуля. За пределами начального участка струя состоит из отдельных капель и струек с пузырьками воздуха.

Это основной участок, в конце которого струя сильно насыщена воздухом. Следующий участок полета струи — это участок распада струи, где под действием силы трения на поверхности струи образуется турбулентный пограничный слой, возрастающий в направлении полета струи. На участке распада струя представляет собой поток капелек в воздухе. Начальный и основной участки являются рабочими участками струи. Предложено для получения стабильной мощной струи использовать вихревой эффект. Для чего в гидромонитор вмонтировать вихревую улитку (рис.2).

Вихревая улитка, закручивает поток жидкости, делая струю стабильной, что позволяет сохранить ее форму на более дальней дистанции, уменьшить разбрызгивание и дробление во время полета.



## СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ МЕТАЛ-БОРИДНИХ СПЛАВІВ ПЕРЕРІЗУ $Ti_{93}V_7 - Mo_{77,5}V_{22,5}$ В СИСТЕМІ В–Мо–Ті

Потажевська О. А., Бондар А. А., Дума Л. А. (м. Київ, ІПМНАНУ)  
Соболев В. Б. (м. Київ, Технічний центр НАНУ)

Система В–Мо–Ті представляє інтерес з точки зору розробки нових жароміцних та жаростійких матеріалів та покриттів. В літературі відомо низку робіт, які присвячені експериментальному дослідженню механічних, фізичних та термофізичних властивостей для сплавів цієї системи. В роботі [1] здійснено детальний аналіз літературних даних по цій системі.

В даній роботі ми дослідили структуру та мікротвердість евтектичних сплавів перерізу  $Ti_{93}V_7 - Mo_{77,5}V_{22,5}$  потрійної системи В–Мо–Ті.

Зразки сплавів 12 складів отримані методом дугової плавки із чистих компонентів в середовищі аргону. Литі та відпалені сплави дослідили методами рентгенівського фазового аналізу (РФА) і скануючої (растрової) електронної мікроскопії (СЕМ) з локальним рентгеноспектральним аналізом (ЛРСА). Відпали проводили в печі опору СШВЛ-0,6.2/25 тривалістю 4-6 годин при субсолідусних температурах (на 30-60°C нижче температур початку плавлення) в середовищі аргону. Температуру початку плавлення міряли пірометром ЕОП-68 за методом Пірані-Альтертума. Мікротвердість вимірювали на приладі ПМТ-3 при кімнатній температурі за методом Віккерса при навантаженні – 0,196 (для матриці), 0,98 (для евтектики) та 0,49 Н (для боридного зерна) і витримці – 15 с.

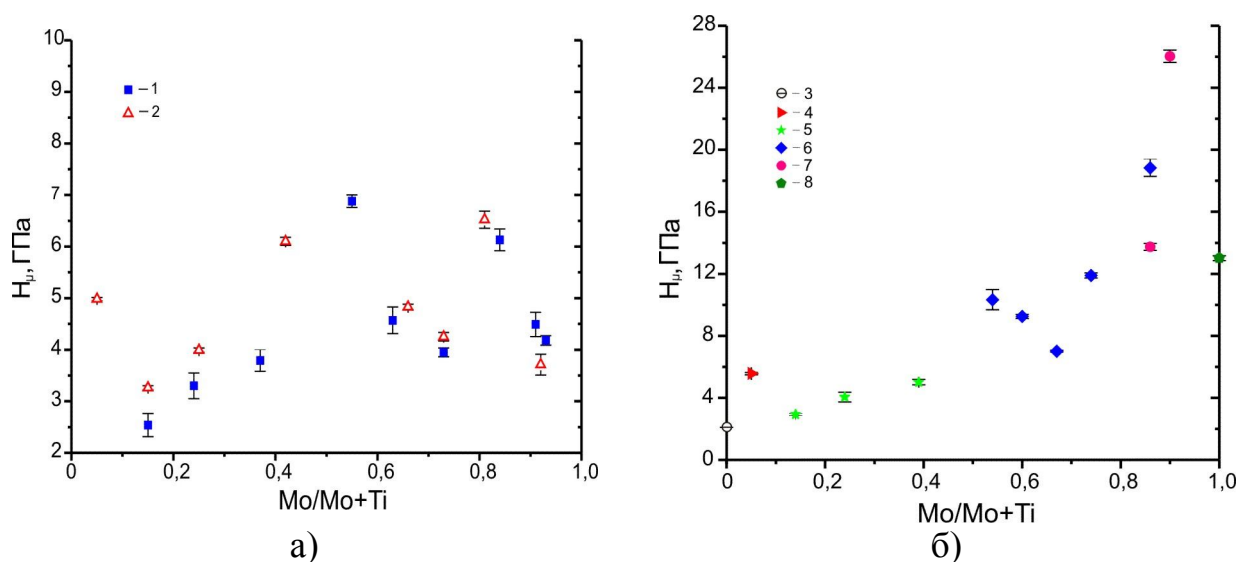


Рис. 1. Мікротвердість структурних складових в сплавах перерізу  $Ti_{93}V_7 - Mo_{77,5}V_{22,5}$  системи В–Мо–Ті: а) матриці; б) евтектики (литі сплави).

1 – литі сплави; 2 – відпалені сплави; 3 –  $(\alpha Ti) + (TiB)$ ; 4 –  $\beta + \alpha'' + \omega + (TiB)$ ; 5 –  $\beta + (TiB)$ ; 6 –  $\beta + (\beta MoV)$ ; 7 –  $\beta + (Mo_2V)$ ; 8 –  $(Mo) + (Mo_2V)$ ;  $\beta$  – ОЦК металічна фаза (Ti,Mo)

Виявлено, що при збільшенні вмісту молібдену підвищується мікротвердість як матриці (рис. 1а), так і евтектики (рис. 1б). Сплав з багатофазною матрицею  $\beta + \alpha'' + \omega \text{Ti}_{87,5}\text{Mo}_{4,6}\text{V}_{7,9}$  (рис. 2а) при  $\text{Mo}/\text{Mo}+\text{Ti}=0,05$  має вищу мікротвердість (5 ГПа), ніж в сплавах з  $\beta$ -матрицею, при  $\text{Mo}/\text{Mo}+\text{Ti} \leq 0,37$ . У сплаві  $\text{Ti}_{33,2}\text{Mo}_{49,8}\text{V}_{17}$  (рис. 2б) при  $\text{Mo}/\text{Mo}+\text{Ti}=0,55$  спостерігається максимальна мікротвердість металічної матриці – 6,9 ГПа. Як видно на мікроструктурі, у сплаві  $\text{Ti}_{11,1}\text{Mo}_{68,2}\text{V}_{20,7}$  (рис. 2в) кристалізуються дві евтектики:  $\beta + \beta\text{MoV}$  та  $\beta + \text{Mo}_2\text{V}$ . Остання з них у сплаві  $\text{Ti}_{7,9}\text{Mo}_{70,9}\text{V}_{21,2}$  при  $\text{Mo}/\text{Mo}+\text{Ti}=0,9$  (рис. 2г) має найбільшу мікротвердість – 26 ГПа.

Встановлено, що мікротвердість монобориду титану ( $\text{TiB}$ ) становить 50,6 ГПа, а для гемібориду молібдену ( $\text{Mo}_2\text{B}$ ) ця величина рівна 23,3 ГПа.

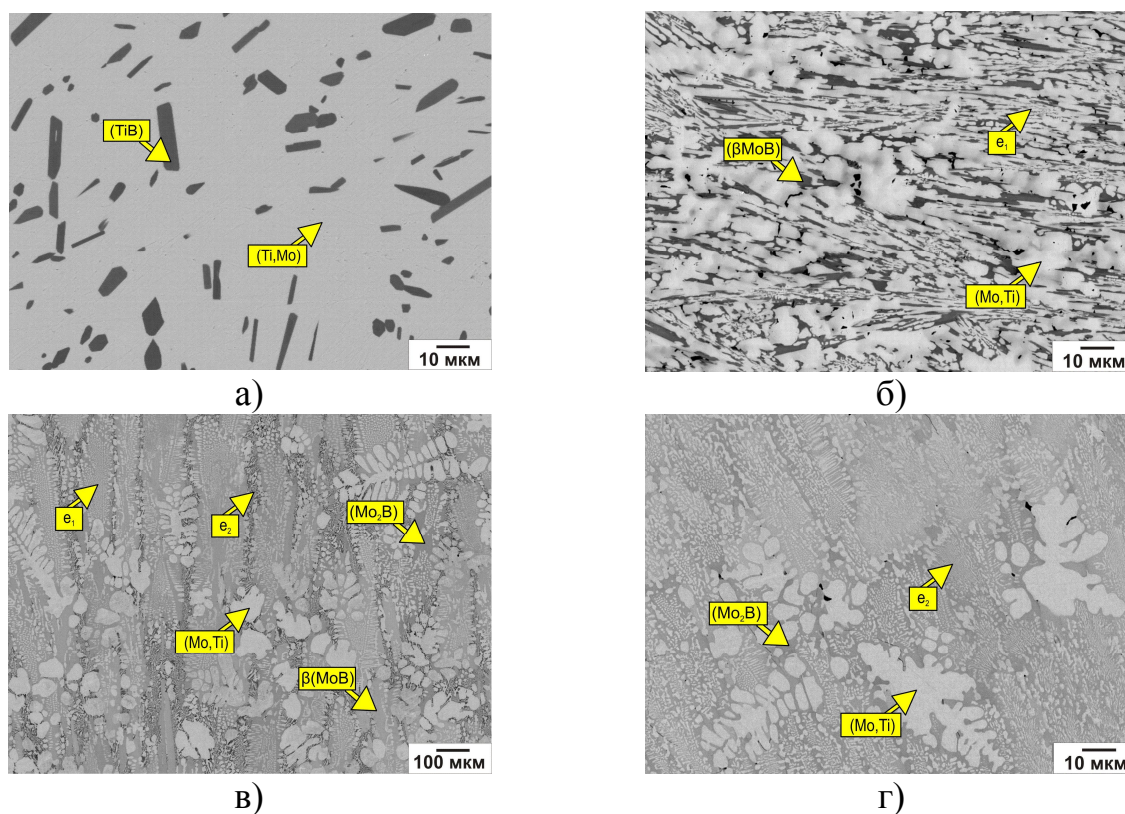


Рис. 2. Мікроструктура сплавів перерізу  $\text{Ti}_{93}\text{B}_7\text{-Mo}_{77,5}\text{V}_{22,5}$  у відбитих електронах (SEM): а –  $\text{Ti}_{87,5}\text{Mo}_{4,6}\text{V}_{7,9}$ , відпалений при 1500 °С 6 год; б –  $\text{Ti}_{33,2}\text{Mo}_{49,8}\text{V}_{17}$ , литий; в –  $\text{Ti}_{11,1}\text{Mo}_{68,2}\text{V}_{20,7}$ , литий; г –  $\text{Ti}_{7,9}\text{Mo}_{70,9}\text{V}_{21,2}$ , литий.  $e^1$  – евтектика  $\beta + (\beta\text{MoV})$ ,  $e^2$  – евтектика  $\beta + (\text{Mo}_2\text{V})$ ;  $\beta$  – ОЦК металічна фаза ( $\text{Ti,Mo}$ )

## ЛІТЕРАТУРА

1. Velikanova T., Turchanin M. Boron – Molybdenum – Titanium // Landolt-Börnstein, Numerical Data and Functional Relationships in Science and Technology, (New Series) Group IV: Physical Chemistry. Ed. W. Martinsen, "Ternary Alloy Systems. Phase Diagrams, Crystallographic and Thermodynamic Data Critically Evaluated by MSIT" / G. Effenberg, S. Ilyenko (Eds.). Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag. – 2008. - Vol. 11E2. –P. 46-60.

## **ВОЗМОЖНОСТИ СОВРЕМЕННЫХ САД-СИСТЕМ ДЛЯ СОЗДАНИЯ БИБЛИОТЕК ЭЛЕМЕНТОВ ЛИТЕЙНЫХ УЧАСТКОВ И ЦЕХОВ**

Пряхина М. А., Лапченко А. В., Приходько О. В., Абдулов А. Р.  
(г. Краматорск, ДГМА)

Современные САД-системы (англ. Computer-aided design - системы автоматизированного проектирования) в разной степени реализуют возможности по созданию прикладных библиотек и их применению при конструкторском, технологическом, архитектурном и др. проектированиях. В настоящей работе использованы возможности САД-систем для создания прикладных библиотек, разработанных в программе КОМПАС-3D, при выполнении различных проектных задач в литейном производстве.

При проектировании компоновок литейных цехов на площадях пролетов основных и вспомогательных отделений размещают различное технологическое оборудование: плавильное, формовочное, стержневое, оборудование для финишных операций и т.д., а так же рассчитывают необходимые площади участков кессонной и плацевой формовок, площади складов материалов, оснастки и предусматривают места для их размещения. Для создания библиотеки элементов параметризованных условных обозначений основного и вспомогательного литейного оборудования, а так же других элементов планировок, может быть использован «Менеджер Библиотек». Применение библиотеки элементов условных обозначений позволит проектировщику быстро выбрать и нанести на чертеж плана расположения оборудования литейного цеха необходимое условное обозначение конкретного элемента в заданном масштабе с учетом норм проектирования, что позволяет существенно сократить время создания чертежа планировки цеха или участка.

Создание шаблонов библиотек условных обозначений литейного оборудования производится с помощью «Мастера создания темплета оборудования». В окне программы необходимо выбрать соответствующие параметры: основной контур, дополнительное изображение, размеры, рабочее место, условные обозначения, контроль размещения от стен, контроль размещения от колонн, размещение до ближайшего оборудования и т.д.

Разработанные таким образом прикладные библиотеки условных обозначений литейного оборудования могут быть с успехом использованы при проведении проектных работ по созданию новых или при реконструкции и перевооружении действующих литейных цехов. Такие библиотеки, создаваемые с соблюдением норм проектирования по размещению оборудования на участках литейного цеха, позволяют проектировщикам экономить время, которое затрачивается на ручную отрисовку соответствующих условных обозначений. В данные библиотеки может быть включена вся разнообразная гамма условных обозначений основного литейного оборудования по всем переделам литейного цеха.



# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СПОСОБА НАГРЕВА ЗАГОТОВКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ ПОЛУЧАЕМЫХ РОТАЦИОННОЙ ОБКАТКОЙ ДЕТАЛЕЙ

Пыц Е. Я., Корсун В. А., Пыц Я. Е. (г. Краматорск, ДГМА)

Современные технологии обработки материалов в машиностроении имеют развитие в направлении, связанном с решением проблем повышения производительности, качества и эффективности труда, уменьшения расхода материалов и энергии, повышения качества выпускаемых деталей, сокращение их себестоимости. Решение этих проблем невозможно без применения прогрессивных ресурсосберегающих способов обработки материалов давлением. К таким способам относят технологию ротационной обкатки полых изделий фрикционным инструментом.

Деформирование трубчатой заготовки инструментом трения – достаточно сложный процесс, для которого характерна [1,2] существенная локализация очага пластической деформации, величина которого значительно меньше общей величины деформируемой части заготовки. При таком процессе зона деформации постоянно перемещается вдоль поверхности трубы, при этом симметричная форма поперечного сечения трубы в процессе деформирования не сохраняется. Кроме того, при ротационной обкатке непрерывно изменяются длина обкатываемого участка, размеры поверхности контакта, толщина стенки и температурное поле трубы, а также энергосиловые параметры процесса.

При ротационной обкатки возможны следующие случаи нагрева деформируемого участка заготовки [3]: деформирование с предварительный нагревом и деформирование без предварительного нагрева с использованием тепла, выделенного попутно за счет сил трения, так называемый фрикционный нагрев.

В случае предварительного нагрева [4] часто используют индукционный нагрев ТВЧ в кольцевом индукторе. В нашем случае использовали генератор ТВЧ с частотой 2,4 кГц.

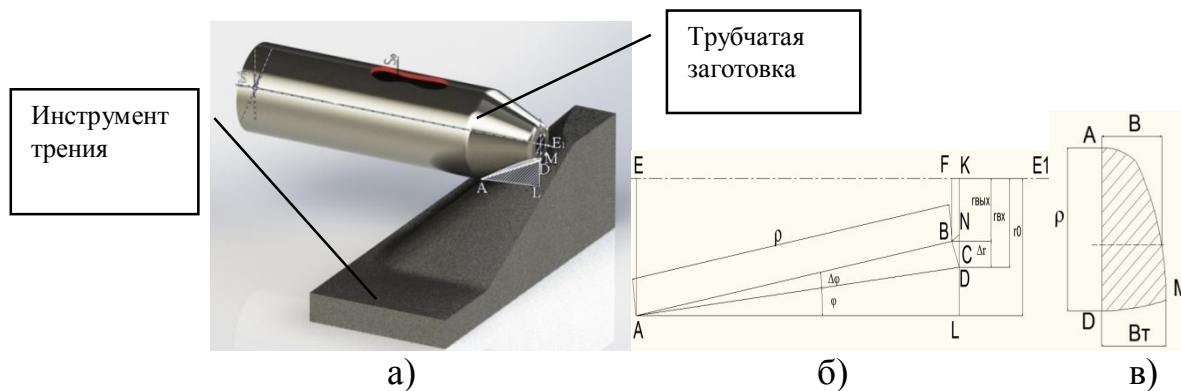
Для деформирования заготовок без предварительного нагрева разработан способ фрикционного нагрева за счет сил трения (рис.1).

Данный способ заключается в следующем.

Заготовку, которая вращается с заданной частотой, подают к фрикционному инструменту. В процессе контакта между заготовкой и инструментом возникает сила трения, тепловой эффект от работы которой приводит к нагреву заготовки [5]. При дальнейшем перемещении заготовки по технологическому пространству она деформируется в переходную форму – конус, после чего заготовка попадает в технологическое пространство деформирующего участка инструмента, где она, продолжая нагреваться за счет сил трения и деформации, принимает заданную форму.

Таким образом для нагрева заготовки перед деформированием используется тепло, которое выделяется при работе сил трения на технологическом участке инструмента, что позволяет исключить энергетические затраты на предварительный нагрев и расширить номенклатуру получаемых изделий за

счет предоставления возможности производить более сложные формы изделий например удлиненные горловины и переходы.



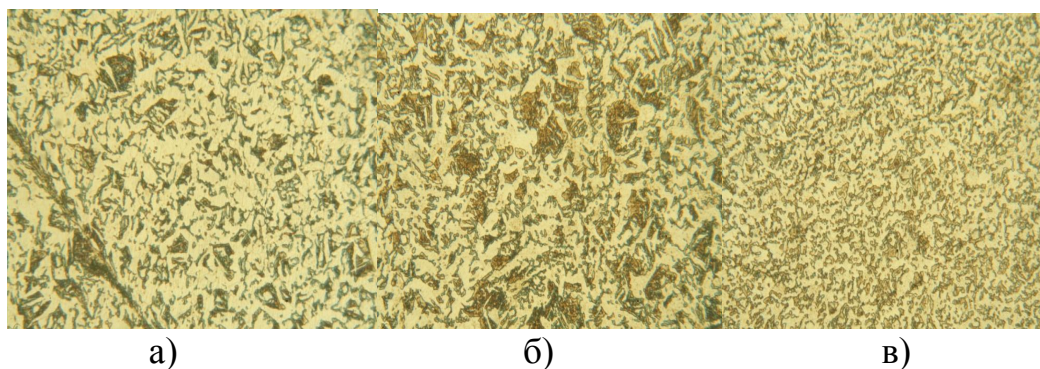
а – схема процесса обкатки; б – геометрия очага деформации;  
в – схема площади контакта

Рис. 1. Схема деформирования заготовки при ротационной обкатке.

Целью работы является проведение сравнительного анализа микроструктуры изделий из труб, получаемых ротационной обкаткой с предварительным нагревом и изделий, полученных без предварительного нагрева, с фрикционным нагревом за счет сил трения.

Для решения поставленной задачи исследовались образцы исходной недеформированной трубной заготовки из стали 20,  $\text{Ø}40$  мм и толщиной стенки  $\delta = 6$  мм, образцы заготовок, полученных ротационной обкаткой с предварительным индукционным нагреве в кольцевом индукторе до температуры начала деформации  $1100$  °С и образцы заготовок, деформированных до получения конусного перехода при фрикционном нагреве за счет сил трения.

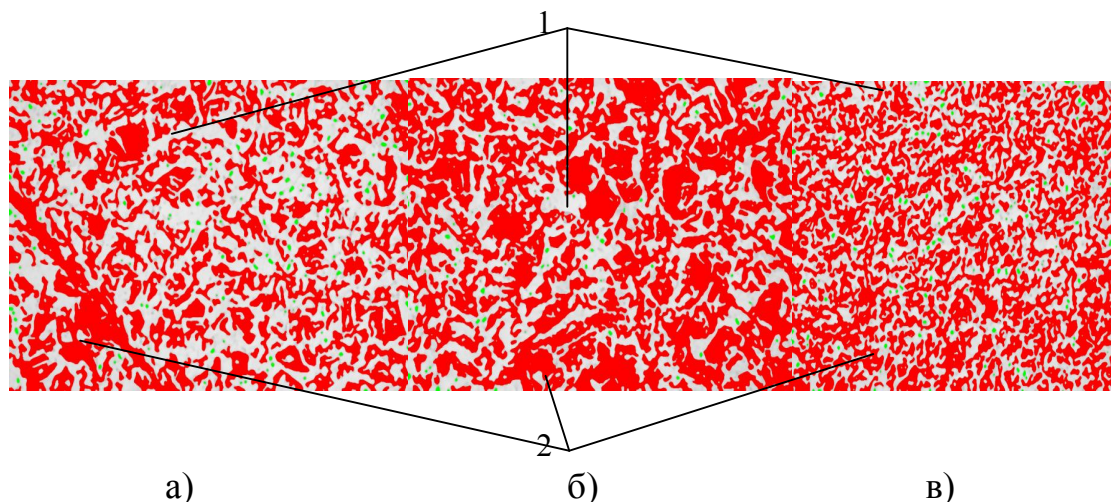
Образцы обрабатывали в соответствии со стандартной методикой, микроструктура представлена на фотоснимках (рис.2).



а) начальная заготовка; б) деформированная часть заготовки при предварительном нагреве ТВЧ; в) деформированная часть заготовки при фрикционном нагреве заготовки за счет сил трения

Рис. 2. Фотоснимок микроструктуры

Для сравнительного анализа фотоснимки (рис. 3) были обработаны в программной среде «ImageExpertPro». которая позволяет определять максимальный и минимальный размер зерна его вытянутость.



а) начальная заготовка; б) деформированная часть заготовки при предварительном нагреве ТВЧ; в) деформированная часть заготовки при фрикционном нагреве заготовки за счет сил трения. 1) феррит; 2) перлит

Рис. 3. Графические результаты обработки фотоснимков микроструктуры

## ВЫВОДЫ

При анализе микроструктуры исходной заготовки, и заготовок получаемых при ротационной обкатке трубы по базовой технологии с индукционным нагревом и по технологии ротационной обкатке с нагревом за счет сил трения были выявлены следующие различия.

В деталях получаемых после деформирования с предварительным нагревом суммарная площадь занимаемая перлитом увеличиваются в сравнении с начальной структурой, зерна перлита имеют значительное увеличение размера.

В случае использования предложенного способа ротационной обкатки заготовки с использованием фрикционного нагрева за счет сил трения, явно выражена более равномерная и мелкозернистая структура даже в сравнении с исходной заготовкой, что повышает механические свойства изделий.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Капарович, В. Г. *Обкатка в производстве металлоизделий.*/В. Г. Капарович //— М.: Машиностроение, 1978. – 134 с
2. Капарович, В. Г. *Обкатка в производстве металлоизделий.*/В. Г. Капарович //— М.: Машиностроение, 1973. – 168 с.
3. *Производство изделий горячей обкаткой: монография* /В. С. Рыжиков[и др.] // – Краматорск: ДГМА, 2006. – 284 с. – ISBN966–379–067–9
4. Пыц, Я. Е. *Анализ условий ротационной обкатки толстостенных изделий из труб* /Я. Е. Пыц // *Совершенствование процессов и оборудования обработки давлением в металлургии и машиностроении: Тематич. сборн. научн. трудов – Краматорск, 2001. С.361–364.3*
5. Пыц, Я. Е. *Исследование нагрева трубчатых заготовок для ротационной обкатки инструментом трения* / Я. Е. Пыц, В. Г Маркшанцев // *Совершенствование процессов и оборудования обработки давлением в металлургии и машиностроении: Тематич. сборн. научн. трудов – Краматорск–Славянск, 2000. С.301–304.*

# ПРИВОДНОЙ ПНЕВМАТИЧЕСКИЙ МОЛОТ СО ВСТРЕЧНЫМ ДВИЖЕНИЕМ БАБ

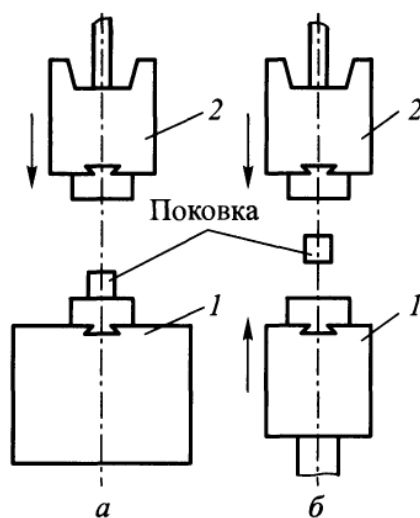
Пыц О. Я., Пыц Я. Е. (г. Краматорск, ДГМА)

Современные молоты классифицируют по трем основным признакам [1]: технологическому назначению; типу и кратности действия привода; конструктивному исполнению.

По технологическому назначению молоты подразделяют на [2]: ковочные (для свободнойковки) мостового и арочного типа, штамповочные (для объемной штамповки), листоштамповочные (для штамповки из листовых заготовок).

По типу привода молоты подразделяют на восемь конструктивных групп (подклассов) [1,2]: к первой группе относятся паровоздушные молоты, ко второй группе относятся электрические молоты, к третьей группе относятся приводные электромагнитные молоты, четвертую группу составляют газогидравлические молоты, пятую группу составляют гидравлические молоты, шестую группу представляют газовые молоты сгорания, седьмую группу составляют взрывные молоты, к восьмой группе молотов относятся приводные пневматические молоты.

Способ удара подвижных частей характеризует перемещение их по отношению к обрабатываемому металлу [1,3]: с одной или с двух сторон (рис.1).



а – шаботные; б – бесшаботные

Рис. 1. Классификация молотов по способу удара

Цель настоящей работы авторы видят в совершенствовании конструкции пневматического приводного молота, направленном на повышение энергии удара, повышению точности штамповки, увеличению жесткости станины.

Предложена конструкция приводного пневматического молота со встречным ударом баб, которая обеспечивает повышение энергии удара, уменьшение массы молота (шабот исключается), уменьшение вибрационного воздействия на фундамент и окружающую среду. Схема молота приведена на рис.2.

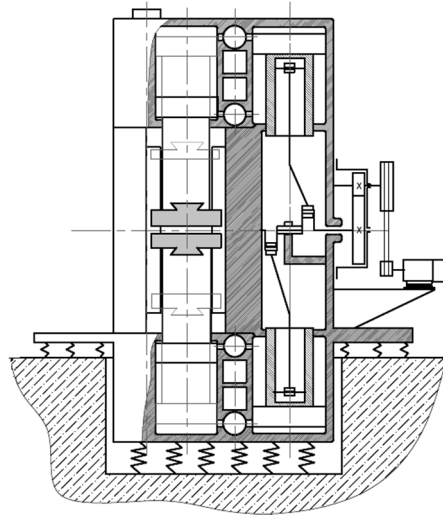


Рис. 2. Схема приводного штамповочного бесшаботного пневматический молота новой конструкции

Для обеспечения штамповки в закрытых штампах предлагается оснастить бабы направляющими, установку которых осуществить на дополнительных стойках станины (рис.3). Такая конструкция станины пневматического молота обеспечивает возможность штамповки в закрытых штампах. За счет дополнительных направляющих обеспечивается точное направление при движении баб, исключая возможность поломки при перекосе и повышает точность штамповки в целом. Так же сохраняется рабочее пространство, то есть подход к нему возможен с трех сторон, как и в базовом варианте конструкции молота

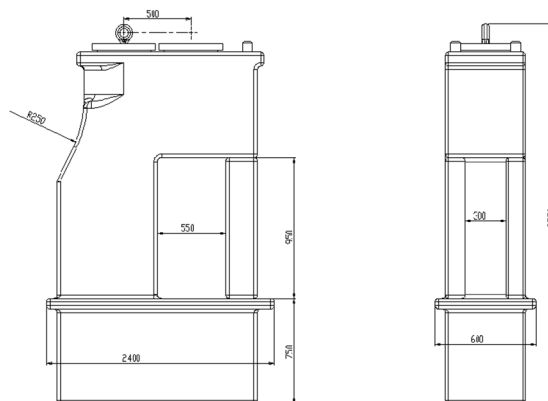


Рис. 3. Конструкция станины молота

## ЛИТЕРАТУРА

1. Живов, Л. И. Кузнечно-штамповочное оборудование: Учебник для вузов/ Л. И. Живов, А. Г. Овчинников, Е. Н. Складчиков. – М.: МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2006. – 560 с.
2. Банкетов, А.Н. Кузнечно – штамповочное оборудование: Учебник для машиностроительных вузов / А.Н. Банкетов [и др] / Под ред А.Н. Банкетова, Е.Н. Ланского. – 2–е изд., перераб. и доп. – М. : Машиностроение, 1982. – 576 с, ил.
3. Привідний безшаботний пневматичний молот з зустрічним ударом баб. Патент України 74818 В21J 9/20 (2006.01), (и 2012 05279 від 27.04.2012) Опубл. 12.11.2012 Бюл. №21 Роганов Л.Л., Роганов М.Л., Пиц В.Я., Пиц Е.Я., Пиц Я.С, Кучма О.А.

## МЕТОДЫ УПРАВЛЕНИЯ КАЧЕСТВОМ ОТЛИВОК

Радченко А. А. (г. Харьков, АО ХТЗ им. С. Орджоникидзе),  
Пономаренко О. И., Йовбак А. В. (г. Харьков, НТУ ХПИ)

Одним из основных направлений совершенствования технологических и экономических условий производства литья является разработка и использование методов, предупреждающих образование в отливках различных дефектов. В условиях существенного снижения объема производства возрастает проблема рационального использования высокопроизводительного оборудования, экономии материальных, энергетических и трудовых ресурсов, повышения качества литья, что требует проведения исследований. Сокращение объемов производства привело к ухудшению качества литья, из-за ряда системных факторов, прямо или косвенно влияющих на свойства отливок. Особенностью конвейерного и автоматизированного производства отливок в сырых песчаных формах является повышенная вероятность образования газовых дефектов (газовые раковины, ситовидная пористость и др.). Простои оборудования, по разнообразным причинам, системного характера и сбои во взаимодействии формовочного, плавильного и заливочного участков приводят к ухудшению качества заливаемого жидкого металла, "отсыреванию" стержней и ухудшению поверхностного слоя форм из-за испарения влаги. Это влечет за собой ухудшение качества отливок и появление или повышение количества литейных дефектов. Количественное влияние простоев на качество отливок изучалось в условиях конвейерного производства отливок из серого чугуна и стали в литейных цехах Харьковского тракторного заводов. Опыт изучения роли системных факторов в формировании качества литья показал, что эффективное решение этой задачи возможно только при комплексном управлении конструктивными, технологическими и системными факторами.

Для решения этой задачи разработана и внедрена система управления приготовлением формовочных смесей, которая учитывает влияние состава смесей на тепло-газовый режим литейной формы и, как следствие, на качество отливок, разработаны технологические приемы, обеспечивающие создание в литейной форме направленного газового режима, путем применения эффективной системы вентиляционных каналов, которые способствуют предупреждению образования дефектов газового происхождения по вине формы и снижению брака литья, а уменьшение содержания оксида углерода, растворенного в металле, было достигнуто за счет совершенствования технологии раскисления жидкой стали.

Использование разработанных методов позволило уменьшить расход раскислительной смеси и известняка, получить экономию алюминия, улучшить экологическую обстановку и условия труда на печном пролете, снизить в 2-3 раза количество литейных дефектов типа ситовидная пористость, газовых раковин и горячих трещин в условиях сталелитейного цеха Харьковского тракторного завода.

## ФАЗОВЫЕ РАВНОВЕСИЯ В МАГНИЕВЫХ СПЛАВАХ, СОДЕРЖАЩИХ ДИСПРОЗИЙ И САМАРИЙ

Рохлин Л. Л., Лукьянова Е. А., Добаткина Т. В., Тарытина И. Е.,  
Королькова И. Г. (г. Москва, ИМЕТ РАН)

Магниеые сплавы используются в современной технике в качестве легких конструкционных материалов, для которых высокий уровень прочностных свойств имеет большое значение. Как показывают ранее проведенные исследования [1, 2] наиболее высокими прочностными свойствами обладают магниеые сплавы, содержащие совместно редкоземельные металлы разных подгрупп, иттриевой и цериевой. Система Mg-Dy-Sm относится к системе подобного типа. Однако диаграмма состояния этой системы еще не изучена. Настоящая работа была направлена на исследование диаграммы состояния Mg-Dy-Sm в области, богатой магнием - до 30 мас.% Dy и 15 мас.%Sm. Использовались методы микроструктурного, рентгенофазового, микрорентгеноспектрального анализов и измерения удельного электросопротивления.

Сплавы для исследования выплавляли в электрической печи сопротивления в стальном тигле под флюсом ВИ-2. При проведении плавки диспрозий и самарий вводились в расплавленный магний в виде лигатур. Отливка сплавов осуществлялась в изложницу из нержавеющей стали в цилиндрические слитки диаметром 15 мм и длиной 90 мм. Установлено, что в изученной области концентраций в равновесии с магниевым твердым раствором находятся только фазы  $Mg_{24}Dy_5$  и  $Mg_{41}Sm_5$ , прилежащих к магниевому углу двойных систем. По данным микрорентгеноспектрального анализа установлено, что диспрозий растворяется в фазе  $Mg_{41}Sm_5$ , а самарий растворяется в фазе  $Mg_{24}Dy_5$ . Растворимость диспрозия в фазе  $Mg_{41}Sm_5$  при температуре 500°C составляет около 8 мас.%, а растворимость самария в фазе  $Mg_{24}Dy_5$  составляет около 24 мас.%. Методами микроструктурного анализа и измерения удельного электросопротивления определена протяженность области магниевого твердого раствора при температурах 500, 400 и 300°C. Установлено, что совместная растворимость диспрозия и самария в твердом магнии уменьшается с понижением температуры. Последнее указывает на возможность образования пересыщенных твердых растворов на основе магния в сплавах и последующего их распада при старении, сопровождающегося упрочнением.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Рохлин, Л. Л. *Строение и свойства тройных магниевых сплавов, содержащих два редкоземельных металла разных подгрупп* / Л. Л. Рохлин, Т. В. Добаткина, Н. И. Никитина, И. Е. Тарытина // *Технология легких сплавов*. 2004. №5. С.4-7.
2. Luo A., Pekguleryuz M.O. *Review Cast magnesium alloys for elevated temperature applications* // *Journal of Materials Science*. 1994. V. 29. P. 5259-5271.

## ИДЕНТИФИКАЦИЯ МАХ-ФАЗ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Ti–Al–C

Слепцов С. В., Бондар А. А., Витусевич В. Т.<sup>1</sup>, Хехт У.<sup>1</sup>, Халлстедт Б.<sup>1</sup>,  
Левченко П. П., Довбенко А. И., Великанова Т. Я.  
(г. Киев, ИПМ НАНУ,<sup>1</sup> ACCESSe.V., Intzestr.5, Aachen, 52072, Germany)

МАХ-фазы (пластическая керамика) являются представителями семейства карбидов, карбонитридов и нитридов с химической формулой  $M_{n+1}AX_n$ , где  $M$  – переходный металл IV–VI групп периодической системы (Ti, Cr, Nb и т. п.);  $A$  – элемент основной  $A$ -подгруппы III–VI групп (Al, Si, Sn, S, Pb и т. п.);  $X$  – углерод или азот;  $n$  принимает значения от 1 до 3. Они объединяют в себе лучшие свойства металлических и керамических материалов благодаря специфической наноламинатной структуре, в которой слои, образованные атомами переходного металла и неметалла (пластины  $M_{n+1}X_n$ ), перекрываются одноатомными слоями элемента  $A$  (рис. 1 а, б).

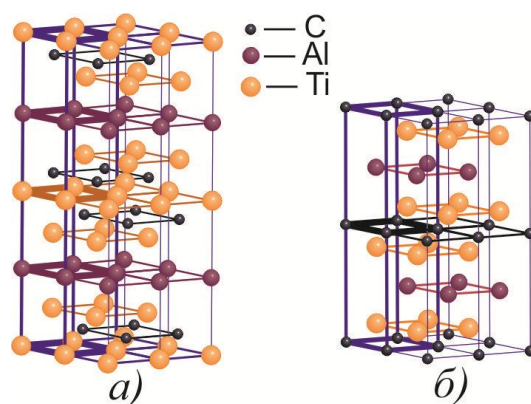


Рис. 1. Структура МАХ-фаз: а)  $H\text{-Ti}_2\text{AlC}$  типа  $\text{Cr}_2\text{AlC}$ ; б)  $N\text{-Ti}_3\text{AlC}_2$  типа  $\text{Ti}_3\text{Si}_2$ . Для наглядности на рисунке представлены объемы четырех ячеек, совмещенных по оси “с”. Элементарные ячейки выделены утолщенными линиями

В системе Ti–Al–C существуют две структурно родственные МАХ-фазы  $H\text{-Ti}_2\text{AlC}$  и  $N\text{-Ti}_3\text{AlC}_2$  [1], отличающиеся чередованием атомных слоев при небольшом различии в соотношении металлов и содержании углерода, что сильно затрудняет идентификацию этих фаз в сплавах [1, 2], в которых они сосуществуют в равновесии.

Мы исследовали структуру литых и отожженных образцов системы Ti–Al–C, содержащих обе МАХ-фазы, методами рентгенофазового анализа (РФА) и металлографии (сканирующей электронной микроскопии и энергодисперсионным микроанализом (СЕМ/ЛРСА) и дифракцией отраженных электронов (electron back-scatter diffraction – EBSD)). Сплавы выплавлены в электродуговой печи. Исходными материалами служили титан иодидный (99,9% (мас.) Ti), алюминий 99,99% (мас.) и графит атомный (зольность 0,05%; 0,023% S; <0,02% (мас.) Fe). Отжиги провели в печи сопротивления в среде аргона, очищенного титан-циркониевой стружкой.

По данным РФА, образец состава  $\text{Ti}_{41,5}\text{Al}_{38,5}\text{C}_{20}$  содержит обе МАХ-фазы и фазу  $\epsilon\text{-TiAl}_3$  (структура собственного типа) как в литом, так и в отожженном



при температурах 1660, (1250+1350) и 650 °С состояниях. В отраженных электронах ввиду малой разницы в светимости МАХ-фазы оказались неотличимыми друг от друга, так как влияние кристаллографической ориентации зерен превышало влияние разницы их химического состава (рис. 2, а).

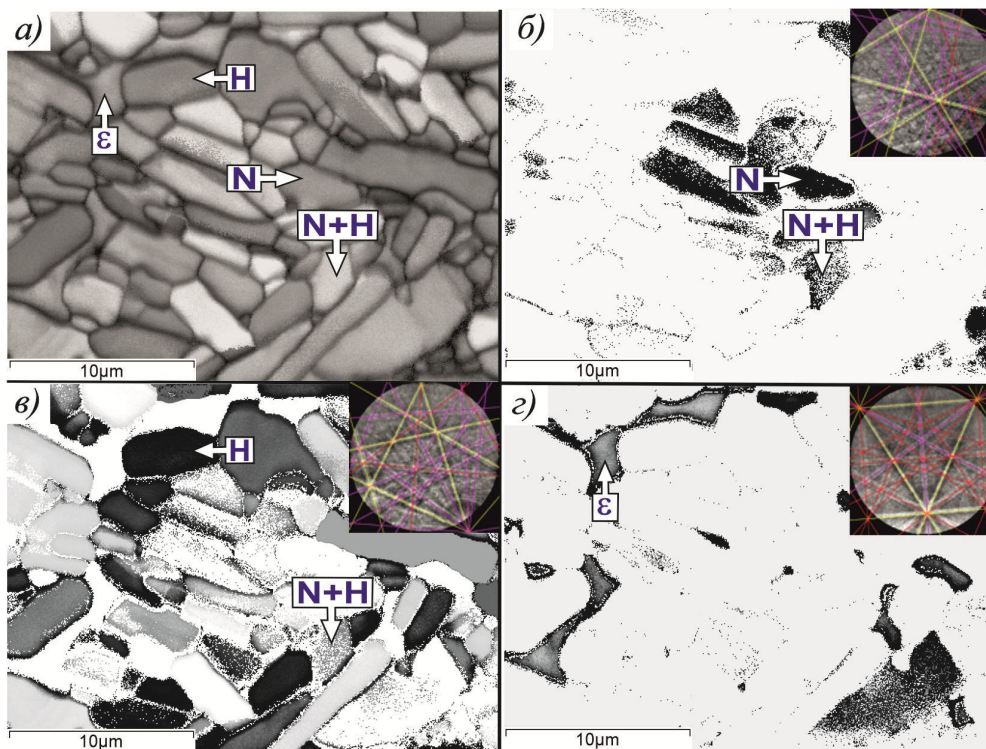


Рис. 2. Микроструктура сплава  $Ti_{41,5}Al_{38,5}C_{20}$  фазового состава ( $N + H + \epsilon$ ), отожженного при 1350 °С 6 ч + 1250 °С 12 ч, в отраженных электронах (а), ориентационные карты и дифрактограммы Кикучи для фаз  $N-Ti_3AlC_2$  (б),  $H-Ti_2AlC$  (в) и  $\epsilon-TiAl_3$  (г); структура зерен ( $N, H, N + H$ ) на рис. 2, а идентифицирована по данным EBSD на рис. 2, б, в

Идентификация сосуществующих в одном образце  $N$ -и  $H$ -фаз была решена применением метода EBSD. На рис. 2, б, в, г приведены результаты картирования (EBSD-mapping) образца  $Ti_{41,5}Al_{38,5}C_{20}$  после ступенчатого отжига при (1350 + 1250 °С).

Неразличимые в отраженных электронах фазы  $N$  и  $H$  (рис. 2 а) визуальнo без труда идентифицируются в цветовом изображении на EBSD-картах. В черно-белом изображении на рис. 2, б, в, г искомая кристаллическая структура отражена зачерненными участками, оттенки темного отражают различную кристаллографическую ориентацию зерен фаз. По данным EBSD, часть зерен, наблюдаемых в исследованном образце как в литом, так и в отожженном состояниях, имеют субмикрогетерогенную структуру, представленную смесью  $N$ -и  $H$ -фаз (на рис. 2, б, в эта структура обозначена как  $N + H$ ). Причины и способ образования такой структуры требуют дальнейшего исследования.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Pietzka M.A., Schuster J.C. // *J. Phase Equilib.* – 1994. – 15, (4). – P. 392–400.
2. Cornish L. et al. // *Landolt-Börnstein-Group IV Physical Chemistry, New Series, Vol. 11E1, Springer-Verlag, 2009, pp. 41-71.*

## КОЛИЧЕСТВЕННОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ШПИНЕЛИ В РАСПЛАВЕ СВАРОЧНОГО ФЛЮСА И ПЕРЕПЛАВЛЕННОЙ КОРКЕ ЕГО ШЛАКА

Сокольский В. Э., Давиденко А. О., Роик А. С., Казимиров В. П.,  
(г. Киев, КНУ им. Тараса Шевченко),  
Гончаров И. А., Галинич В. И. (г. Киев, ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ)

Количественное определение содержания какого-либо компонента не является проблемой для рентгенографического анализа, однако возникают некоторые сложности, если кристаллическая фаза находится в расплавленной матрице другой фазы. Определение содержания шпинели в расплаве особенно важно поскольку, кристаллы шпинели практически не участвуют в реакциях взаимодействия и влияют на вязкость шлаков. Характерной особенностью образования шпинели является то, что она начинает появляться до плавления образца, полностью формируется количественно при 1300°C (уже в расплаве и остается в таком же количестве во флюсе после переплавки при 1500°C, а так же после сварки в шлаковой корке. Для количественного определения шпинели мы использовали дифрактометр для исследования расплавов, разработанный на кафедре физической химии КНУ имени Тараса Шевченко, в совокупности с методом количественного рентгенофазового анализа, известный в литературе, как метод внутреннего стандарта [1]. Интенсивность стандартного вещества ( $WO_3$  -моноклинный) и шпинели определяли по площади под определенными дифракционными пиками. Во все исследованные составы внутренний стандарт вводили в одинаковом количестве, а калибровочный график строили как отношение пиков, что сводило к нулю фактор поглощения в образце [Ошибка! Закладка не определена.]. Нами установлено, что расплав в течение двух- трех часов не растворяет  $WO_3$  и, таким образом, его можно применять с расплавом.

Для получения калибровочных графиков необходимо было иметь чистую шпинель, которую мы синтезировали по специальной методике из гидроксидов магния и алюминия [1]. Синтезированная шпинель не имеет примесных пиков на рентгенограммах и практически полностью совпадает с рентгенограммой полученной по программе PowderCeel. На рис.1 показан калибровочный график отношения шпинели к оксиду вольфрама в расплаве от состава. Кривая 1 – эксперимент, кривая 2 – такое же соотношение шпинели и стандарта по программе PowderCeel. Корреляция между двумя графиками не плохая, особенно в области малых (до 30%) концентраций шпинели.

Нами было установлено, что шпинель начинает формироваться в твердых керамических сварочных флюсах до их полного плавления и окончательно формируется при 1300°C. В шлаковой корке флюса после сварки содержание шпинели практически такое же, как при 1300-1500°C. Далее, с использованием вышеописанного метода, мы рассчитали содержание шпинели в некоторых модельных и реальных сварочных флюсах после переплавки. Поскольку шпинель

не взаимодействует с другими компонентами флюса и металлом шва, как нами установлено, мы предложили удалять из расчетов основности флюсов долю оксидов алюминия и магния, которые участвуют в образовании шпинели. Правильность расчетов количества шпинели было подтверждено методом, в котором использовано свойство шпинели практически не растворяться в кислотах. Остальные компоненты полностью удалялись плавиковой и азотной кислотой. Полученное количество «чистой» шпинели, с использованием метода внутреннего стандарта, практически совпадало с ее определением, описанным по методу травления с помощью кислот.

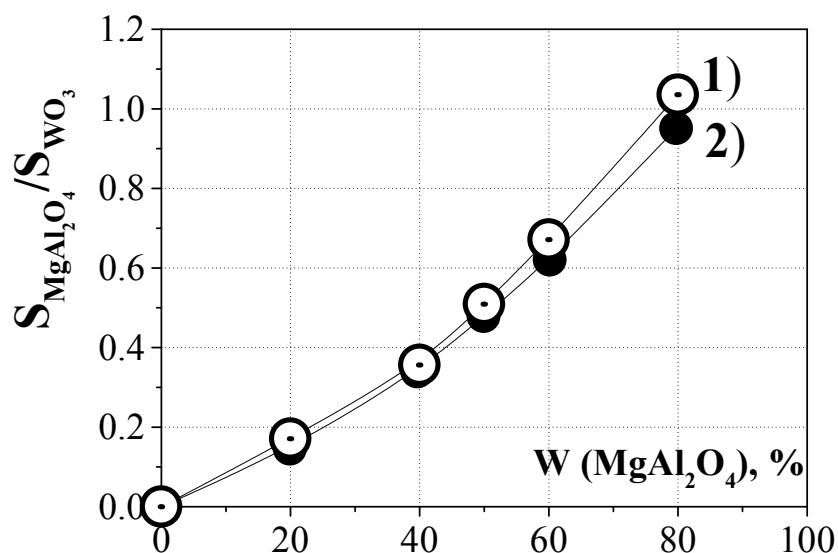


Рис. 1. Калибровочные графики  $WO_3/MgAl_2O_4$ : эксперимент (1) и полученные программой PowderCell (2)

### ЛИТЕРАТУРА

1. Хейкер, Д. М. Рентгеновская дифрактометрия / Д. М. Хейкер, С. З. Зевин // М: ГИФМЛ, 1963.—380 с.
2. Ледовская, О.Г. Низкотемпературный синтез магний – алюминиевой шпинели / О.Г. Ледовская, С.В. Габелков, Л.М. Литвиненко, Д. С. Логвинков [и др.]//Вопросы атомной науки и техники. 2006. № 1. – Серия: Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники (15). – С.160–162.

## КАКИМ ДОЛЖЕН БЫТЬ ПАРАМЕТР АТОМНОЙ РЕШЕТКИ СВАРНОГО ШВА

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

Гончаров И. А., Галинич В. И. (г. Киев, ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ)

Автоматическая сварка углеродистой стали зависит от многих внешних факторов - температуры, давления, состава атмосферы и т.д., поэтому задача получения качественного сварного соединения актуальна и на сегодняшний день. В случае сварки углеродистых сталей, происходит процесс выгорания углерода, следовательно, по концентрации углерода сварной шов и свариваемый металл могут существенно отличаться. В зависимости от содержания углерода может не только меняться параметр кристаллической решетки свариваемого металла, но и ее тип [1]. На рис.1 показана зависимость параметра решетки  $\alpha$ -Fe от содержания некоторых металлов. Вертикальная линия на рис.1 отвечает предельному содержанию элементов в сварном шве. Как видно из рис.1 Al, Ti и Mn увеличивают параметр решетки  $\alpha$ -Fe, а Si уменьшает [2]. Поскольку, зависимости имеют линейный характер их довольно легко описать соответствующими уравнениями прямой, а параметр решетки железа, только с примесными искажениями можно описать суммой прямых.

Тогда общее значение параметра решетки  $a$ , сварного шва ( $C_{\text{ком}}$ - содержание компонента) должно быть равно

$$a=0.28663+0.01763C_{Al}+0.01763C_{Ti}+0.00494C_{Mn}+0.00188C_C-0.00619C_{Si}-0.00849C \quad (1)$$

где  $a$ - параметр решетки твердого раствора  $\alpha$ -Fe, 0.2866- параметр решетки чистого  $\alpha$ -Fe.

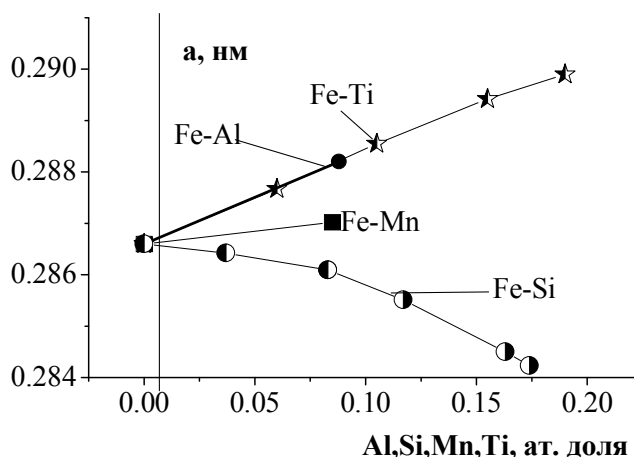


Рис. 1. Зависимость ОЦК-решетки  $\alpha$ -Fe от содержания Al, Si, Mn, Ti

Приращение параметра твердого раствора  $\alpha$ -Fe должно быть равным нулю ( $\Delta a=0$ ). В (1) учтены практически все компоненты, которые могут входить в сварочную проволоку. Основной задачей, таким образом, является подбор оптимального состава каждого из этих компонентов.

Статистическое распределение примесей в твердом растворе в области малых их концентраций позволяет высказать предположение, что параметры решетки сварного шва и свариваемого металла должны быть максимально близки. Для реализации этого предположения необходимо частично заменить выгоревший углерод атомами металлов с близкими к железу атомными радиусами.

В химической лаборатории ИЭС им. Е. О. Патона был проведен химанализ шести сварных швов и исходного материала для сварки. Рентгеновские исследования (точное определение параметра решетки) проводились в  $\text{CuK}\alpha$ -излучении. В результате исследования было установлено наличие во всех шести образцах только фазы на основе  $\alpha$ -Fe. Показано, что для всех образцов параметр решетки не плохо описывается (1).

Качество сварного соединения связывают с ударной вязкостью сварного шва [3], чем она выше, тем качественнее сварное соединение. Как видно из рис. 2, наибольшая ударная вязкость у образцов которые имеют параметры решетки близкие к параметру металла до сварки. Этот параметр на рисунке показан прямой линией.

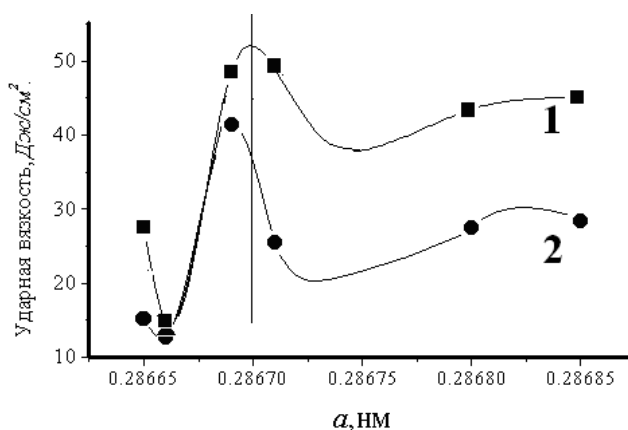


Рис. 2. Зависимость ударной вязкости от параметра решетки, который измерен методом центра тяжести. 1-ударная вязкость при  $-20^\circ\text{C}$ ; 2-ударная вязкость при  $-40^\circ\text{C}$ ; Вертикальная линия соответствует параметру решетки стали, которая не была в зоне сварки

Таким образом, частично выгорающий углерод можно заменять такими компонентами как титан, марганец, кремний, с учетом остаточного углерода и вредных примесей фосфора и серы с тем, чтобы суммарное изменение параметра решетки сварного шва не значительно отличалось от нуля. Контролировать параметр решетки сварного шва можно с помощью рентгенографического анализа и подобрать соответствующие составы сварочных проволок, флюсов и технологических параметров сварки, чтобы выражение (5) выполнялось.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Подгаецкий, В. В. Сварочные шлаки / В. В. Подгаецкий, В. Г. Кузьменко. - К.: Наукова думка, 1988. - 252 с.
2. Горелик, С. С. Рентгеновский и электронный дифракционный анализ металлов / С. С. Горелик, Л. И. Расторгуев, Ю. А. Скаков. - Москва : ГНТИ, 1963.- 256 с.
3. Фрумин, И. И. Автоматическая электродуговая наплавка / И. И. Фрумин. - Харьков: Металлургиздат, 1961. - 422 с.

# РАЗРАБОТКА АЛГОРИТМА И ПРОГРАММНОГО ОБЕСПЕЧЕНИЯ ДЛЯ АВТОМАТИЗИРОВАННОГО ПРОЕКТИРОВАНИЯ ЛИТНИКОВО-ПИТАЮЩИХ СИСТЕМ ДЛЯ СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК

Стеблянко Е. В., Лапченко А. В., Абдулов А. Р., Приходько О. В.  
(г. Краматорск, ДГМА)

Разработка литейной технологии является трудоемким и творческим процессом. Важнейшей задачей технолога является грамотная, быстрая и правильная подготовка технологии, разработка литниково-питающей системы и оперативная отливка детали. Для снижения затрат на подготовку производства целесообразно применять компьютерное моделирование, особенно при подготовке мелкосерийного производства.

Для работы в программах, моделирующих процессы заливки металла, используются трехмерные модели отливки вместе с литниково-питающей системой. Расчет геометрических размеров элементов литниковой системы, прибылей и выпоров, их прорисовка и простановка на трехмерной модели отливки являются достаточно трудоемкими операциями, при выполнении которых используется большая доля ручного труда и не исключены ошибки. Для снижения трудоемкости и повышения производительности труда при проектировании литейных технологий может быть полезна прикладная библиотека параметризованных моделей элементов литниково-питающих систем, в состав которой входят модели элементов литниковой системы, прибылей и выпоров. Неоспоримым достоинством такой библиотеки является то, что для проектирования элементов литниково-питающей системы и нанесения их на чертеж затрачивается минимальное количество времени.

Целью работы является разработка алгоритма и программного приложения для расчета параметров литниково-питающих систем для стальных отливок. Алгоритмом предусматривается поэтапный расчет всех элементов литниковой системы, геометрических параметров прибылей и выпоров и возможность корректировки данных в зависимости от значения технологического выхода годного. Разработанное программное приложение, реализованное средствами VisualStudio 2010 Express, имеет возможность интеграции с системами трехмерного твердотельного моделирования, такими как КОМПАС-3D, SolidWorks, AutodeskInventor. Это взаимодействие осуществляется с помощью интерфейса программирования приложений (API), имеющегося в каждой из перечисленных систем и позволяющего разрабатывать пользовательские программы на платформе САПР. Использование API-интерфейса в программе дает возможность после проведения всех расчетов литниково-питающей системы программно осуществить запуск системы трехмерного твердотельного моделирования, например SolidWorks, в которой по полученным результатам расчетов в автоматическом режиме формируется 3D модель отливки с прибылями, литниковой системой и выпорами.

## ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ РАФИНИРОВАНИЯ СТАЛЬНЫХ РАСПЛАВОВ НА СТРУКТУРУ И ЛИТЕЙНЫЕ СВОЙСТВА ОТЛИВОК

Стороженко С. А., Стороженко Т. И. (г. Днепродзержинск, ДГТУ)

Тенденции развития современной металлургии определяют особенное внимание к решению вопроса улучшения качества металлопродукции. Проверенным способом его улучшения является внепечная обработка жидкого металла в литейных ковшах. Качество любого стального изделия определяется распределением добавок по его объёму, значительное уменьшение которых достигается в процессе продувки жидкой ванны инертным газом. Дополнительным фактором, который мог бы способствовать повышению качества стального литья является использование фильтрующих перегородок в литейном ковше, известное для «большой металлургии» [1]. Применение таких технологий значительно уменьшает количество неметаллических включений и улучшает литейные свойства стальных отливок.

Задачей исследования являлась оценка эффективности предложенных технических и технологических мероприятий путём проведения полупромышленного эксперимента, в частности, анализ качества отливок из низкоуглеродистой стали марки 20Л, полученных при рафинировании: без продувки инертным газом; с продувкой инертным газом; с продувкой инертным газом и применением фильтрующей перегородки. При проведении полупромышленных плавов с применением различных технологий внепечной обработки в качестве шихтовых материалов использовали стальной лом и ферросплавы, в качестве раскислителя – алюминий. Плавки проводили в индукционной электропечи типа ИСТ-160. Содержание химических элементов определяли химическим методом по стандартным методикам, экспресс – анализ полупромышленных плавов – оптическим спектрометром «Поливак Е2000». Неметаллические включения в стальных отливках исследовали с помощью светового микроскопа МИМ-8М. Литейные свойства экспериментальных расплавов определяли по действующим стандартам.

В результате анализа определено, что общее количество неметаллических включений в отливках, полученных по технологии с продувкой газом, снизилось в 2,0-2,5 раз. Однако данная технология не обеспечивает максимальное снижение загрязненности стали неметаллическими включениями из-за наличия застойных зон, не вовлекаемых в перемешивание. Отливки имеют физическую и химическую неоднородность, особенно в центральных зонах, что ухудшает их качество.

Посредством обработки стали в агрегате, оборудованном фильтрующей перегородкой и продуваемой снизу нейтральным газом, общее количество неметаллических включений снизилось в 4,5-5,5 раз. Полученные результаты объясняются более высокой степенью усвоения алюминия и более эффективным удалением неметаллических включений из рафинируемой стали при использовании предложенной технологии [2].

Исследовали жидкотекучесть стали, полученной с применением предложенных методов рафинирования. Температуру заливки изменяли от 1520 до 1580<sup>0</sup>С.

Анализ данных показал, что, в результате применения предложенной технологии внепечной обработки с продувкой аргоном и фильтрацией расплава, жидкотекучесть стали при одинаковой температуре повышается, в среднем, на 13% , что можно объяснить тем, что наличие повышенного количества алюминия приводит к возникновению тугоплавких включений в виде глинозема и соответствующему росту вязкости. Следовательно, при более высоком расходе алюминия и невысокой степени удаления его оксидов, находящихся в расплаве в виде твердых неметаллических включений, резко увеличивается вязкость расплава.

Усадка в твердом состоянии является главной составной частью общей литейной усадки, определяющей разницу между линейными размерами модели и отливки. Конфигурация формы и температура заливки на всех плавках были одинаковы. Использовали влажную песчано-глинистую форму для определения свободной усадки стали, которую заливали при температуре 1550<sup>0</sup>С. Наблюдалась незначительная (до 6 %), но стойкая тенденция уменьшения усадки в экспериментальных отливках, что связано, очевидно, с уменьшением интервала кристаллизации в результате сокращения количества неметаллических включений.

Дополнительно исследовали трещиностойкость стальных отливок, полученных с использованием различных методов внепечной обработки стали. Трещиностойкость определяли по кольцевой пробе для определения способности стали противостоять образованию кристаллических трещин. На данной пробе показателем трещиностойкости служила наименьшая ширина кольца без трещин.

Установлено, что применение предложенных технологий внепечной обработки стали, при прочих равных условиях, сокращает наличие в отливках слабых мест, подверженных поражению горячими трещинами, а именно тех частей отливки, которые наиболее сильно поражены неметаллическими включениями. Расход алюминия при плавках по предложенным технологиям сокращается на 50 % при одновременном повышении степени его усвоения и сохранении на фоне роста качества отливок.

Таким образом, в результате анализа образцов стальных отливок, полученных по экспериментальным технологиям, обоснованы целесообразность и преимущества предложенных методов внепечной обработки расплава в литейных ковшах.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Либерман, А.Л. Фильтрация стали в процессе непрерывной разливки / А.Л. Либерман, И. В. Дубровин, В.А. Коржавин и др. // *Сталь*. – 1992. -№3. – С. 16-18.
2. Гресс, А. В. Комплексное решение задачи повышения эффективности внепечной обработки литейных сплавов / А. В. Гресс, С. А. Стороженко // *Вісник ДДМА. Зб. наук.праць*. – 2014. - №1(32). – С. 25-29.



# ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ ДВОЙНОЙ СИСТЕМЫ La-Ni

Суботенко П. М., Кудин В. Г., Шевченко М. А., Иванов М. И.,  
Березуцкий В. В., Судавцова В. С. (г. Киев, ИПМ НАНУ)

Методом изопериболической калориметрии определены энтальпии смешения жидких сплавов двойной системы La-Ni в интервале концентраций  $0,75 < x_{Ni} < 0,80$  при 1800 К. Термодинамические свойства жидких двойных сплавов La-Ni рассчитаны в полном концентрационном интервале с использованием модели идеальных ассоциированных растворов и достоверных литературных данных.

Для моделирования термодинамических свойств расплавов системы La-Ni выбрали 5 ассоциатов, соответствующих по составу интерметаллидам в этой системе ( $LaNi$ ,  $LaNi_3$ ,  $LaNi_5$ ), или близкие к ним ( $La_2Ni$ ,  $LaNi_2$ ). Оказалось, что такое количество и состав ассоциатов являются необходимыми и достаточными для описания термодинамических данных в пределах погрешности эксперимента. Расчеты сделаны для температуры 1800 К, при которой сплавы данной системы жидкие во всем концентрационном интервале. Модель ИАР позволяет рассчитать другие характеристики этих сплавов - активности компонентов и молярные доли ассоциатов, кривую ликвидус диаграммы состояния, энтропии и энергии Гиббса.

Термодинамические активности компонентов двойных расплавов проявляют отрицательные отклонения от идеального поведения; энтальпии смешения характеризуются экзотермическими эффектами. Минимум энтальпий смешения расплавов составляет  $-30,0$  кДж/моль при  $x_{Ni}=0,6$ .

Активности, рассчитанные нами, хорошо согласуются с данными, полученными Зайцевым с сотр. (рис.1) и оцененными An [1,2].

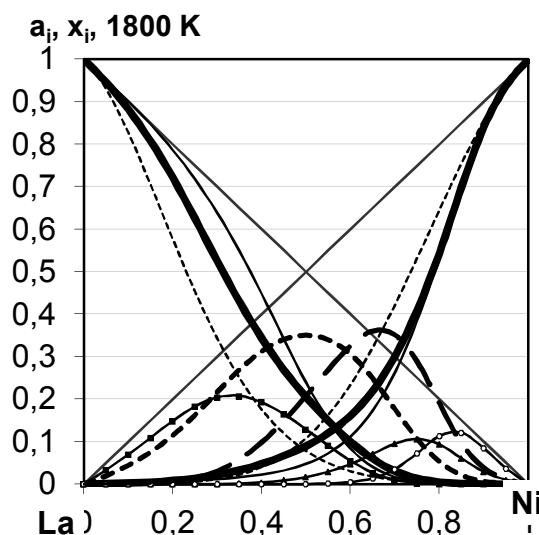


Рис. 1. Активности компонентов ( $a_i$ , —) и молярные доли ассоциатов ( $x_i$ :  $\dashrightarrow$   $La_2Ni$ ,  $\cdots$   $LaNi$ ,  $\text{---}$   $LaNi_2$ ,  $\blacktriangle$   $LaNi_3$ ,  $\circ$   $LaNi_5$ ) в расплавах системы La-Ni при 1800 К, рассчитанные нами по модели ИАР, и литературные

Известно, что лантаноиды (Ln) имеют специфическую тенденцию к монотонному изменению различных физико-химических свойств с атомным номером, которая имеет стандартные исключения (Ce, Eu, Yb). Такое поведение часто можно объяснить размерным фактором,  $\Delta r / \Sigma r = |r_1 - r_2| / (r_1 + r_2)$ .

Многие из расплавов систем Ni-Ln экспериментально не исследованы, но с помощью вышеупомянутой зависимости мы попытались прогнозировать их так, чтобы полученные значения вкладывались на линейную зависимость от размерного фактора (рис. 2). К ряду этих двойных систем мы также добавили Ni-Sc (Y, Hf).

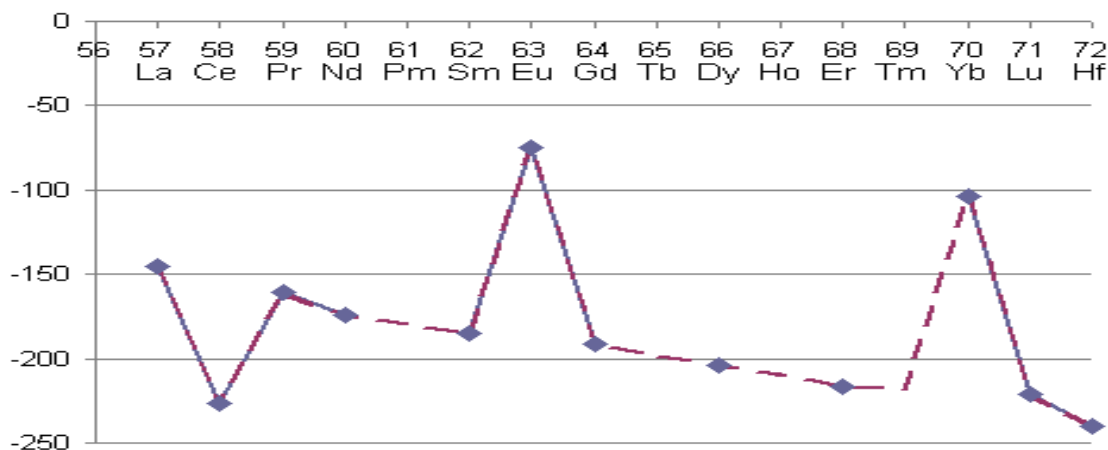


Рис. 2. Зависимость первых парциальных энтальпий смешения расплавов систем Ni-Ln от порядкового номера лантаноида: экспериментальные данные (точки) и прогноз (пунктир)

Из всех лантаноидов только церий существенно выпадает из общей зависимости от размерного фактора, и приближается по своим тепловым эффектам смешивания к четырехвалентному гафнию. Это можно объяснить перестройкой его электронной структуры при взаимодействии с достаточно электроотрицательными элементами, к которым относится и никель.

Установлено, что иттрий также подчиняется такой зависимости, тогда как скандий - нет. Полученные результаты планируется расширить на другие термодинамические свойства.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Зайцев, А. И. Термодинамические свойства и фазовые равновесия в системе Ni-La: Переход расплавов в аморфное состояние / Зайцев А.И., Зайцева Н. Е., Арутюнян Н. А., Дунаев С.Ф. // Журн. физ. химии. – 2006. – Т. 80, № 5. – С. 787-798.
2. An X. H. Experimental investigation and thermodynamic reassessment of La-Ni and LaNi<sub>5</sub>-H systems / An X.H., Gu Q.F., Zhang J.Y., Chen S.L., Yu X.B., Li Q. // CALPHAD. – 2013. – Vol. 40. – P. 48–55. DOI: 10.1016/j.calphad.2012.12.002.

## СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ ЛИТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

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

На сегодняшний день традиционные металлы и сплавы уже не справляются с запросами разных отраслей промышленности. Литые композиционные материалы (КМ) выгодно отличаются от классических металлических сплавов своими удельными характеристиками: удельной прочностью и удельным модулем упругости. По их соотношению литые КМ превосходят такие традиционные материалы, как титановые сплавы и стали. Благодаря вышеперечисленным характеристикам, литые композиты в настоящее время, являются востребованными материалами. Их разработка и создание вызывают большой интерес ученых и инженеров, и открывают новые перспективные направления развития литейного производства [1].

По характеру образования литые КМ делят на естественные (ЕКМ) и искусственные (ИКМ). ЕКМ образуются в ходе кристаллизации сплава естественным путем или при условии дополнительного воздействия на расплав температуры или среды. ИКМ представляют собой материалы, состоящие из нескольких малорастворимых фаз, сильно отличающихся друг от друга по свойствам. По структуре КМ делятся на дисперсноупрочненные, волокнистые, слоистые, каркасные и КМ с предварительно установленной арматурой.

ЕКМ могут быть получены традиционными способами литья при гравитационном методе заливки. В ходе кристаллизации сплава в нем выделяются интерметаллиды, карбиды, оксиды и другие фазы, которые определяют свойства КМ. В общем случае могут быть получены литые КМ, упрочненные дисперсными частицами произвольной формы. Для придания упрочняющей фазе волокнистой, слоистой, или каркасной структуры может быть использована направленная кристаллизация отливки.

Важным случаем получения ЕКМ является образование в расплаве упрочняющих частиц, например, оксидов металлов, в результате взаимодействия металла или сплава с реакционной газовой фазой плавильного агрегата («in-situ»метод).

Широкораспространенным технологическим приемом для получения литых ИКМ является проникновение расплава в преформу (infiltration of reinforcement preform by melt). Преформа – сухая заготовка на основе волокон или тонкодисперсных частиц различающихся по своей природе компонентов. Преформа может изготавливаться из различных типов армирующего наполнителя, например, однонаправленной ленты, тканей различного плетения, мультиаксиальной переплетенной ткани. Такие отливки могут быть получены гравитационным литьем (spontaneous infiltrations), литьем с проникновением расплава в преформу под давлением (squeeze casting), проникновением расплава в пре-

форму под действием центробежных сил (*centrifugalcasting*), литьем КМ с проникновением расплава в преформу под действием вакуума (*vacuumassistcasting*).

ИКМ могут быть получены методом замешивания армирующей фазы в расплав (*Vortexmethod*), в котором производится введение армирующей фазы (частиц или нитевидных кристаллов) в расплав по всему объему матрицы при помощи мешалки. При плохой смачиваемости компонентов КМ и большом различии плотности веществ армирующая фаза может всплывать или тонуть, что приводит к ее неравномерному распределению в объеме отливки. Чтобы улучшить распределение компонентов армирующей фазы при этом способе литья, необходимо сочетать армирующую фазу и расплав, обладающие достаточной смачиваемостью.

Для предотвращения всплывания или осаждения армирующей фазы в объеме отливки используется модификация данного метода – комполитье (*comprocasting*). Метод комполитья подобен методу замешивания, и осуществляется при помощи той же оснастки. Их различия заключаются в том, что в случае комполитья перемешивание сплава происходит при температуре, когда металлическая матрица находится в твердо-жидком состоянии.

Литье ИКМ с предварительно установленной арматурой (*cast-in insertion*) представляет собой метод соединения различных материалов путем свободной заливки расплава в форму, в которой предварительно установлена арматура. Обязательным условием получения таких композитов, является то, что температура плавления самой вставки должна быть выше температуры заливаемого металла. Кроме того, для осуществления прочного соединения вставки и металла матрицы должна обеспечиваться хорошая смачиваемость вставки расплавом. Важным случаем взаимодействия вставки и металла матрицы является их активное химическое взаимодействие, приводящее к образованию на границе контакта реакционных слоев.

## ЛИТЕРАТУРА

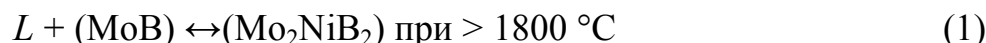
*1. Trends of composite casting technology and joining technology for castings in Japan/ T. Noguchi, K. Asano, S. Hiratsuka and H. Miyahara // International Journal of Cast Metals Research - 2008 V. 21 NO 1-4, – P. 219 - 225.*

# СПОСОБ ОБРАЗОВАНИЯ ТРОЙНЫХ СОЕДИНЕНИЙ $\text{Mo}_2\text{NiB}_2$ И $\text{Mo}_3\text{NiB}_3$ В СИСТЕМЕ $\text{Mo-Ni-V}$

Уткин С. В., Кублий В. З., Слепцов С. В., Бондар А. А., Довбенко А. И.,  
Великанова Т. Я. (г. Киев, ИПМ НАНУ)

Система  $\text{Mo-Ni-V}$  представляет интерес как основа для разработки безвольфрамовых твердых сплавов, где в качестве твердой составляющей выступает фаза на основе тройного соединения  $\text{Mo}_2\text{NiB}_2$  [1]. Кроме  $\text{Mo}_2\text{NiB}_2$ , в системе  $\text{Mo-Ni-V}$  при  $950^\circ\text{C}$  найдены еще 4 тройных соединения:  $\text{Mo}_3\text{NiB}_3$ ,  $\text{Mo}_3\text{Ni}_{10}\text{V}_{11}$ ,  $\text{MoNi}_{20}\text{V}_{17}$  и  $\text{Mo}_4\text{Ni}_{23}\text{V}_{29}$  [2]. Способ их образования экспериментально исследован только для соединения  $\text{Mo}_2\text{NiB}_2$  в одной работе [3].

Мы исследовали способ кристаллизации двух тройных соединений:  $\text{Mo}_2\text{NiB}_2$  и  $\text{Mo}_3\text{NiB}_3$ . Сплавы в широкой области составов, выплавленные в электродуговой печи из металлических компонентов и лигатур, были изучены методами рентгенофазового анализа (РФА), металлографии (сканирующая электронная микроскопия с локальным рентгеноспектральным анализом – СЕМ/ЛРСА), дифференциального термического анализа (ДТА) и пирометрическим методом Пирани-Альтертума. Исходными материалами служили аморфный бор (содержание С 0,02–0,05 мас. %), очищенный отжигом в вакууме, и переплавленные порошки молибдена (99,97 мас. %) и никеля марки Н-1. Из анализа всей совокупности полученных данных о структуре сплавов, содержащих  $\text{Mo}_2\text{NiB}_2$  и  $\text{Mo}_3\text{NiB}_3$ , следует, что эти соединения образуются по следующим перитектическим реакциям:



Области первичной кристаллизации  $\text{Mo}_2\text{NiB}_2$  и  $\text{Mo}_3\text{NiB}_3$  существенно смещены к стороне  $\text{Ni-V}$  треугольника Гиббса относительно состава соединений.

Физико-химические свойства и микроструктура некоторых из исследованных сплавов приведены в таблице и на рисунке.

Таблица 1

Состав и физико-химические свойства исследованных сплавов

Состав, % (ат.)	Структура литых сплавов		Температура начала плавления по Альтертума-Пирани, $^\circ\text{C}$	Режим отжига	Фазовый состав отожженных сплавов по РФА	Температура солидуса по ДТА, $^\circ\text{C}$
	Структурные составляющие	Фазовый состав по РФА				
$\text{Mo}_{51}\text{Ni}_8\text{B}_{41}$	MoV первичн., ( $\text{Mo}_2\text{NiB}_2 + \text{Mo}_2\text{V}$ )*	MoV, $\text{Mo}_2\text{NiB}_2$ , $\text{Mo}_2\text{V}$	1952	$1900^\circ\text{C}$ 5ч	MoV, $\text{Mo}_2\text{NiB}_2$ , $\text{Mo}_2\text{V}$	1687
$\text{Mo}_{16}\text{Ni}_{64}\text{B}_{20}$	$\text{Mo}_2\text{NiB}_2$ первичн., (Ni), эвтектика E (Ni + $\text{Mo}_2\text{NiB}_2 + \text{Ni}_3\text{B}$ )	$\text{Mo}_2\text{NiB}_2$ , (Ni), $\text{Ni}_3\text{B}$	1079	$1050^\circ\text{C}$ , 15ч	$\text{Mo}_2\text{NiB}_2$ , (Ni), $\text{Ni}_3\text{B}$	1061
$\text{Mo}_{40}\text{Ni}_{19}\text{B}_{41}$	MoV первичн., ( $\text{Mo}_2\text{NiB}_2 + \text{Mo}_2\text{NiB}_2$ )*	$\text{Mo}_2\text{NiB}_2$ , $\text{Mo}_3\text{NiB}_3$ , MoV	1790	$1720^\circ\text{C}$ 5ч	$\text{Mo}_2\text{NiB}_2$ , $\text{Mo}_3\text{NiB}_3$	1793

\* межзеренная прослойка

В микроструктуре сплава состава  $\text{Mo}_{51}\text{Ni}_8\text{B}_{41}$  видны следы первично закристаллизованных зерен моноборида MoV с остаточным расплавом с образованием соединения  $\text{Mo}_2\text{NiB}_2$  (рис. 1 а, б, реакция (1)) в согласии с [3]. Сплав состава  $\text{Mo}_{16}\text{Ni}_{64}\text{B}_{20}$  лежит в области первичной кристаллизации соединения  $\text{Mo}_2\text{NiB}_2$  (рис. 1 в, г).

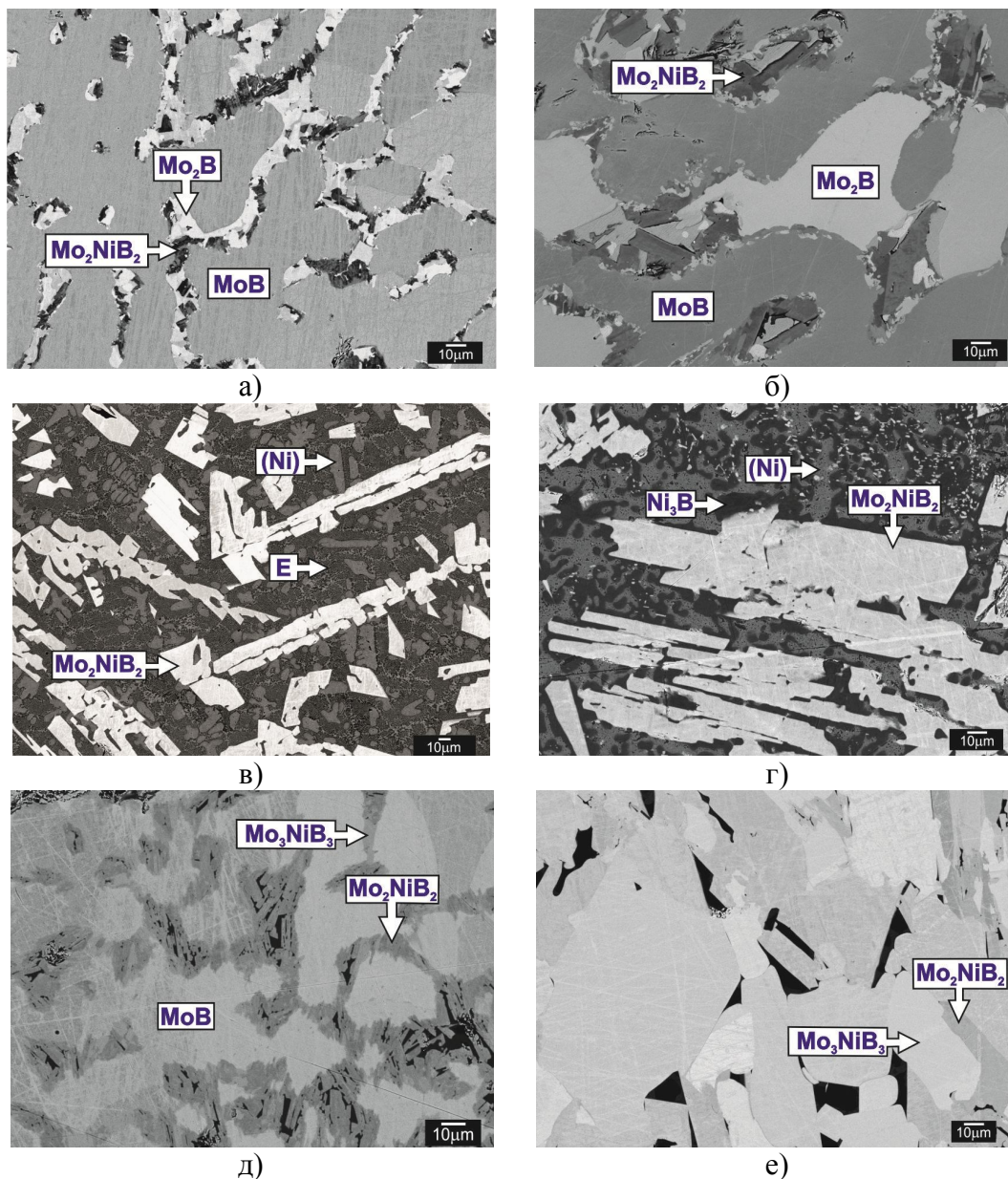


Рис. 1. Микроструктура сплавов системы Mo–Ni–B: а)  $\text{Mo}_{51}\text{Ni}_8\text{B}_{41}$  литой; б) он же, отожженный при  $1900\text{ }^\circ\text{C}$  5ч; в)  $\text{Mo}_{16}\text{Ni}_{64}\text{B}_{20}$  литой; г) он же, отожженный при  $1050\text{ }^\circ\text{C}$  15ч; д)  $\text{Mo}_{40}\text{Ni}_{19}\text{B}_{41}$  литой; е) он же, отожженный при  $1720\text{ }^\circ\text{C}$  5ч.

Перитектический способ кристаллизации соединения  $\text{Mo}_3\text{NiB}_3$  демонстрирует микроструктура литого сплава  $\text{Mo}_{40}\text{Ni}_{19}\text{B}_{41}$  на рис. 1 д, где между зернами первично выделившихся дендритов моноборида MoB обнаружены тройные соединения  $\text{Mo}_2\text{NiB}_2$  и  $\text{Mo}_3\text{NiB}_3$ , образовавшиеся при кристаллизации в результате наложения процессов (1) и (2). После отжига вблизи солидуса при  $1720\text{ }^\circ\text{C}$  (рис. 1 е) в образце рентгенографически обнаружены только две фазы  $\text{Mo}_2\text{NiB}_2$  и  $\text{Mo}_3\text{NiB}_3$ , поскольку MoB практически полностью расходуется по реакции (2), так как состав сплава очень близок к коноде  $\text{Mo}_2\text{NiB}_2\text{--Mo}_3\text{NiB}_3$ .

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Yamasaki Y., Nishia M., Takagi K.-i. // *J. Solid State Chem.* – 2004. – 177, (2). – P. 551–555.
2. Omori S., Koyama K., Hashimoto Ya., Yamashita M. // *J. Japan Inst. Metals.* – 1984. – 48, (7). – P. 682–687.
3. Ohmori S., Hashimoto Y., Kohyama K. // *Koon-gakkai-shi.* – 1981. – 7, (4). – P. 167–173.

## ПРО ПОТРІЙНІ СПОЛУКИ $\text{Mo}_2\text{Co}_{21}\text{V}_6$ , $\text{Mo}_2\text{CoV}_2$ ТА $\text{Mo}_3\text{CoV}_3$ У СИСТЕМІ $\text{Mo-Co-V}$

Уткін С. В., Кублій В. З., Фомічов О. С., Бондар А. А., Великанова Т. Я.  
(м. Київ, ІПМ НАНУ)

Система  $\text{Mo-Co-V}$  є аналогом системи  $\text{Mo-Ni-V}$ . Останню розглядають як основу для розробки твердих безвольфрамових сплавів [1]. Діаграма стану системи  $\text{Mo-Co-V}$  в області високих температур не побудована. У [2–5] повідомляється про існування п'ятьох потрійних сполук:  $\text{Mo}_2\text{Co}_{21}\text{V}_6$  (пр. гр.  $F4/m\bar{3}2/m$ ;  $a = 1049,8$  пм [5]);  $\text{MoCoV}$  ( $R\bar{3}m$ ;  $a = 576,7 \pm 3$ ,  $b = 325,1 \pm 2$ ,  $c = 664,9 \pm 4$  (пм) [5]),  $\text{Mo}_2\text{CoV}_2$  ( $Immm$ ;  $a = 708,7$ ,  $b = 456,4$ ,  $c = 316,4$  (пм) [4]);  $\text{Mo}_3\text{CoV}_6$  і  $\text{Mo}_3\text{CoV}_3$  ( $Cmcm$ ;  $a = 316,2$ ;  $b = 842,8$ ;  $c = 1073,0$  (пм) [3]). У [2] наведено ізотермічний переріз системи  $\text{Mo-Co-V}$  при  $1100$  °С, на якому представлені перші чотири сполуки.

Ми вивчали структуру сплавів системи  $\text{Mo-Co-V}$ , отриманих дуговою плавкою, в литому стані і після відпалів при високих температурах. Номінальний склад сплавів відповідав складу потрійних сполук  $\text{Mo}_2\text{Co}_{21}\text{V}_6$ ,  $\text{Mo}_2\text{CoV}_2$  і  $\text{Mo}_3\text{CoV}_3$  за [2]. Як вихідні матеріали взяли аморфний бор (вміст карбону 0,02 мас. %), переплавлені у середовищі аргону прутки молібдену (99,97 мас. %  $\text{Mo}$ ) та електролітичний кобальт (вміст карбону 0,02 мас. %, кисню 0,03 мас. %). З вихідних готували лігатури складу (% ат.) 43,7Co–56,3Mo; 57,1Co–42,9V та 48,2Mo–51,8V за даними хімічного аналізу. Сплави вивчали методами металографії і рентгенівського фазового аналізу (РФА); температуру початку плавлення визначали методом Пірані-Альтертума.

За результатами дослідження (таблиця 1) сплави містили, крім очікуваних потрійних сполук, ще й фази на основі бінарних сполук та еквіатомну потрійну сполуку. Видно, що тривалість відпалу сплавів  $\text{Mo}_{0,43}\text{Co}_{0,14}\text{V}_{0,43}$  і  $\text{Mo}_{0,07}\text{Co}_{0,71}\text{V}_{0,22}$  була недостатньою, структура у відпаленому і литому станах кожного з них майже не відрізнялась: при відпалі сплаву  $\text{Mo}_{0,43}\text{Co}_{0,14}\text{V}_{0,43}$  при збереженні фазового складу зріс вміст очікуваної сполуки  $\text{Mo}_3\text{CoV}_3$ , а вміст фази  $\beta\text{-MoV}$  зменшився, у сплаві  $\text{Mo}_{0,07}\text{Co}_{0,71}\text{V}_{0,22}$  при відпалі вміст основної фази  $\text{Mo}_2\text{Co}_{21}\text{V}_6$  також дещо збільшився за рахунок зменшення фази  $\text{MoCoV}$ . Відпалений сплав  $\text{Mo}_{0,4}\text{Co}_{0,2}\text{V}_{0,4}$  виявився майже однофазним  $\text{Mo}_2\text{CoV}_2$  – масова частка останньої становила 96 %. Отримані нами значення періодів ґраток потрійних фаз узгоджуються із літературними, наведеними вище. Монотонне зниження температури плавлення досліджених сплавів із збільшенням у них вмісту кобальту та наявності поруч із очікуваними сполуками сполук із більшим вмістом бору може свідчити про те, що фази  $\text{Mo}_2\text{Co}_{21}\text{V}_6$ ,  $\text{Mo}_2\text{CoV}_2$  та  $\text{Mo}_3\text{CoV}_3$  утворюються за перитектичними реакціями. До такого ж висновку приводить і аналіз мікроструктури цих сплавів.

Таким чином, підтверджено існування у системі  $\text{Mo-Co-V}$  потрійних сполук  $\text{Mo}_2\text{Co}_{21}\text{V}_6$ ,  $\text{MoCoV}$ ,  $\text{Mo}_2\text{CoV}_2$  та  $\text{Mo}_3\text{CoV}_3$  і виявлено, що вони утворюються при кристалізації за реакціями взаємодії розплаву з твердими фазами.

Фазовий склад і періоди ґраток фаз у досліджених сплавах системи Мо–Со–В  
за даними РФА

Склад сплаву, атомні долі	Фазовий склад і періоди кристалічних ґраток фаз у литих сплавах			Температура початку плавлення, °С	Режим відпалу, °С/ год	Фазовий склад і періоди кристалічних ґраток фаз у відпалених сплавах				
	Фаза і її вміст у сплаві, % (мас.)	Періоди ґратки, пм				Фаза і її вміст у сплаві, % (мас.)	Періоди ґратки, пм			
		<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>			<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>	
Mo <sub>0,43</sub> Co <sub>0,14</sub> B <sub>0,43</sub>	Mo <sub>3</sub> CoB <sub>3</sub> (45)	316,3	843,4	1075	1960	1905/ ~1	Mo <sub>3</sub> CoB <sub>3</sub> (49)	316,4	844	1075
	Mo <sub>2</sub> CoB <sub>2</sub> (32)	708,2	456,4	315,8			Mo <sub>2</sub> CoB <sub>2</sub> (36)	710	456,4	316,4
	β-MoB (23)	315,2	845,6	308,0			β-MoB (15)	315	842	309
Mo <sub>0,4</sub> Co <sub>0,2</sub> B <sub>0,4</sub>	Mo <sub>2</sub> CoB <sub>2</sub> (74)	709,5	456,6	316,3	1742	1690/ 15	Mo <sub>2</sub> CoB <sub>2</sub> (96)	708,9	456,7	316,4
	Mo <sub>3</sub> CoB <sub>3</sub> (15)	315,5	854,0	1073			–	–	–	–
	Co <sub>2</sub> B (11)	501	–	424			MoCo <sub>3</sub> (4)	521,5	–	414,0
Mo <sub>0,07</sub> Co <sub>0,71</sub> B <sub>0,22</sub>	Mo <sub>2</sub> Co <sub>21</sub> B <sub>6</sub> (38)	1046,8	–	–	1123	1090/ 15	Mo <sub>2</sub> Co <sub>21</sub> B <sub>6</sub> (53)	1049,7	–	–
	MoCoB (36)	570,0	321,0	658,7			Co <sub>2</sub> B (24)	501,4	–	421,5
	Co <sub>2</sub> B (26)	500,8	–	420,0			MoCoB (19)	572,2	322,5	661,0

## ЛІТЕРАТУРА

1. Y. Yamasaki, M. Nishia, K.-i. Takagi. Development of very high strength Mo<sub>2</sub>NiB<sub>2</sub> complex boridebasehard alloy // *J. SolidStateChem.* – 2004. – Vol. 177, no. 2. – P. 551-555.
2. H. Haschke, H. Nowotny, F. Benesovsky. Untersuchungen in den Dreistoffen {Mo, W}–{Fe, Co, Ni}–B // *Monatsh. Chem.* – 1966. – Bd. 97, H. 5. – S. 1459–1468.
3. H. Jedlicka, F. Benesovsky, H. Nowotny. Die Kristallstruktur des W<sub>3</sub>CoB<sub>3</sub> und der dazu izotypen Phasen Mo<sub>3</sub>CoB<sub>3</sub>, Mo<sub>3</sub>NiB<sub>3</sub> und W<sub>3</sub>NiB<sub>3</sub> // *Monatsh. Chem.* – 1969. – Bd. 100, H. 3. – S. 844–850.
4. W. Rieger, H. Nowotny, F. Benesovsky. Die Kristallstruktur von W<sub>2</sub>CoB<sub>2</sub> und isotypen Phasen // *Monatsh. Chem.* – 1966. – Bd. 97, H. 2. – S. 378–382.
5. Massalski T. V. *BinaryAlloyPhaseDiagrams: handbook in 3 vols., 2nded.* // – Ohio (USA): ASMInternationalMaterialsPark, 1990. – 3589 p.



## О КОНТРОЛЕ КАЧЕСТВА ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ СМЕСЕЙ ДЛЯ ФОРМОВКИ ПО-СЫРОМУ

Федоров Н. Н., Кочоева Т. М., Гаврилова Е. А. (г. Краматорск, ДГМА)

В настоящее время в массовом производстве стальных и чугунных отливок массой от нескольких килограммов до нескольких десятков килограммов технология литья в сырые песчано-бентонитовые формы (ПБФ) остается вне конкуренции. Высококачественные бентониты в сочетании с современными высокопроизводительными линиями автоматической формовки позволяют изготавливать большой ассортимент отливок с высокой экономической эффективностью.

Для обеспечения стабильного качества ПБФ, получаемых на автоматических формовочных линиях, особое внимание следует уделять контролю технологических свойств производственных формовочных смесей: влажности (%); пределу прочности на сжатие во влажном состоянии (МПа); пределу прочности на разрыв в зоне конденсации влаги (МПа); газопроницаемости (ед.); текучести (%); формуемости (%); осыпаемости (%); содержанию глинистой составляющей (общей, активной и неактивной, %).

Для обеспечения стабильного качества литейных форм вышеперечисленные показатели свойств формовочных смесей должны соответствовать нормативным значениям, регламентированным для технологического процесса формовки на автоматических линиях (табл. 1)

Таблица 1

Нормативные значения технологических свойств песчано-бентонитовых формовочных смесей для линий автоматической формовки

Наименование показателя свойства смеси	Условная норма для линии автоматической формовки
влажность, %	3,0...3,2
прочность на сжатие во влажном состоянии, МПа	не менее 0,140
прочность в зоне конденсации влаги, МПа	не менее 0,0025
газопроницаемость, ед.	не менее 90
текучесть, %	не менее 80
формуемость, %	не менее 80
осыпаемость, %	не более 0,6
доля глинистой составляющей (общей, активной и неактивной), %	
- общей	10,5...11,5
- активной	8,5...9,0

На основании анализа результатов комплексного тестирования проб производственных смесей ряда украинских литейных предприятий можно констатировать следующее:

- в производственных технологических процессах, основывающихся на работе автоматических формовочных линий, в обязательном порядке следует производить периодическое комплексное тестирование технологических свойств формовочных смесей в объеме перечня, приведенного выше;

- особое внимание следует уделять входному контролю исходных формовочных материалов в плане соответствия данным, приводимым в сертификатах качества. Игнорирование этого требования может повлечь существенное ухудшение свойств смеси, в конкретных случаях, прочностных характеристик, объективная причина этому – использование низкосортных бентопорошков;

- распространенной проблемой производственных смесей является их насыщенность стержневыми смесями с органическими связующими, поскольку, в ряде случаев, технологически невозможно исключить попадание стержневой смеси в формовочную смесь в процессе выбивки форм. Смеси со стержневыми остатками характеризуются достаточной «жесткостью», что подтверждается результатами определения свойств формуемости и текучести – 65...70 % при норме – не ниже 80 %;

- отдельные образцы производственных смесей нуждаются в комплексной оптимизации рецептурного состава с целью обеспечения максимального качества получаемого литья и минимизации дефектов отливок, образующихся по вине литейных форм.

## ИЗГОТОВЛЕНИЕ ЛИТЫХ МАСТЕР-МОДЕЛЕЙ СУВЕНИРНЫХ РИТОН ОБЛЕГЧЕННОЙ КОНСТРУКЦИИ

Федоров Н. Н., Тренкина М. В. (г. Краматорск, ДГМА)

В производстве ювелирных литых изделий, помимо украшений, достаточно популярным направлением является изготовление сувенирной продукции из сплавов серебра и золота. Отдельную группу литых сувенирных изделий представляют охотничьи рюмки – ритоны, изготавливаемые, как правило, в виде голов животных или птиц (рис. 1).



Рис. 1. Литые охотничьи рюмки - ритоны

В данной работе была поставлена практическая задача комплексной доработки внешнего вида ранее изготовленного комплекта ритон с целью получения детализированных латунных мастер-моделей (ММ) с меньшей толщиной стенок и, соответственно, меньшей массой. Новый комплект ММ ритон должен обеспечить возможность разносерийного производства литых изделий с экономией на металле, по сравнению с их первоначальной формой, на 35...40%, что, соответственно, позволит удешевить отпускную стоимость готовых изделий.

На начальном этапе работы была получена восковая копия ритоны (рис. 2, а) путем заливки модельного воска в резиновую пресс-форму, снятую с оригинального изделия. Полученная восковая модель с помощью термошпателя была разрезана в вертикальной плоскости на 2 части (рис. 2, б). Разрезка модели производилась по поверхности с наименьшей сложностью рельефа, чтобы при последующем соединении половинок изделия пайкой было легче восстановить целостность модели. Далее с внутренней поверхности половинок модели с помощью термошпателя с плоской насадкой за несколько проходов была удалена часть воска до получения толщины стенок восковых половинок – 1,5 мм. Контроль толщины стенок модели производился с помощью толщиномера. Облегченные, таким образом, половинки восковой модели далее спаивались между собой с помощью термошпателя с насадкой в форме изогнутого крючка.

На следующем этапе работы была выполнена тщательная детализация наружного рельефа лицевой поверхности восковой модели с помощью термощпателя с различными насадками и прочих инструментов.

После окончательной отделки восковой модели в ее днище равномерно по всему периметру была припаяна литниково-питающая система, состоящая из 6 питателей диаметром 2,5 мм. Центральный стояк диаметром 6 мм припаявался к питателям в точке их общего соединения. Далее полученный, таким образом, восковой блок формовался в формовочной смеси Satin Cast 20. Плавка латуни и ее заливка в форму осуществлялась с помощью вакуумной плавильной установки INDUTHERM VC 400. Масса отливки латунной ММ «Сова» без литниково-питающей системы составила 142 г (рис. 2, в).

После отрезки нижней части отливки с остатками питателей (рис. 2, г), производилась первичная обработка внутренней части заготовки ММ с помощью бормашины с использованием насадок – фрез, позволяющих легко удалить лишний слой металла с внутренней поверхности ММ (рис. 2, д). Окончательная финишная обработка внутренней поверхности ММ и ее бортика производилась с помощью напильника, а также шлифовально-полировальных насадок бормашины. Толщина обработанных стенок ММ составила 1,2...1,3 мм.

Поскольку именно наружная поверхность изделия – ритоны определяет ее художественную красоту и значимость, поэтому дальнейшие операции по отделке ММ были направлены на придание наружному рельефу поверхности заготовки законченного эстетического вида. Детальная проработка перьев также осуществлялась с помощью бормашины с применением различных насадок (рис. 2, е). С помощью пилки производилась разметка каждого пера у основания ММ с последующим его выпиливанием. Далее производилась художественная гравировка поверхностного рельефа ММ штихелем (рис. 2, ж).

Согласно проведенным расчетам, оптимальная толщина литникового стержня для отливки ММ ритон составила 5 мм. Наиболее целесообразное место под крепление литника с ММ – в центр головы ритоны. Соединение латунного литникового стержня с ММ осуществлялось с помощью пайки (рис. 2, з).

По полученной латунной ММ изготавливалась резиновая пресс-форма путем вулканизации сырой каучуковой резины «Castaldo Gold Label» (рис. 2, и).

Таким образом, в полученной пресс-форме можно изготавливать восковые модели – ритоны облегченной конструкции для разносерийного производства сувенирных серебряных рюмок – ритон методом литья по выплавляемым моделям (рис. 2, к).

В результате проведенной работы был получен комплект «облегченных» латунных ММ ритон с толщинами боковых стенок 1,2...1,3 мм, в отличие от оригинальных изделий с толщиной стенок 3,5...4,0 мм, что, в целом, позволило облегчить массу ММ и, соответственно, готовых изделий на 35...40 %.



*а)*



*б)*



*в)*



*г)*



*д)*



*е)*



*ж)*



*з)*



*и)*



*к)*

Рис. 2. Технологические этапы изготовления «облегченной» латунной мастер-модели ритоны «Сова» и ее восковой копии

# НОВЫЙ СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК С ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ

Фесенко Е. В., Косячков В. А., Фесенко М. А.  
(г. Киев, НТУУ «КПИ»)

В работе приведены результаты исследований нового способа изготовления чугуновых отливок с дифференцированной структурой и свойствами в разных частях из одного исходного расплава, основанный на технологии внутриформенного модифицирования жидкого металла (Инмолд-процесс) разными по функциональному назначению и воздействию на процессы структурообразования твердыми зернистыми добавками.

Сущность способа заключается в заливке исходного жидкого серого чугуна (СЧ) эвтектического или близкого к эвтектическому состава в литейную форму, где он литниковой системой разделяется на два потока, один из которых проходя на своем пути к отливке через проточную реакционную камеру с карбидостабилизирующим модификатором (КМ), направляется в левую часть полости общей литейной формы, а другой, двигаясь через реакционную камеру со сфероидизирующим модификатором (СМ), направляется в правую часть полости формы (рис.1). При оптимальных технологических режимах литья и внутриформенного модифицирования, в случае не смешивания потоков разномодифицированных жидких чугунов при заливке полости формы, ожидается кристаллизация левой части отливки из твердого износостойкого белого чугуна (БЧ), а правой ее части – из вязкого ударостойкого высокопрочного чугуна с шаровидным графитом (ВЧ).

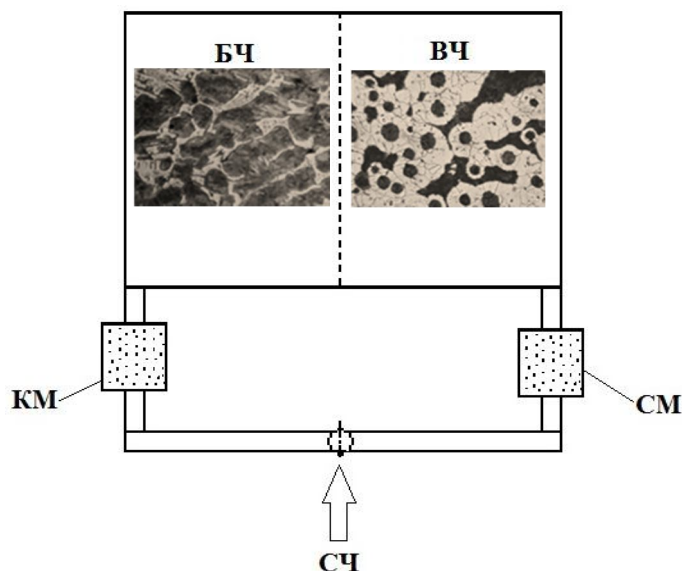


Рис. 1. Схема способа получения отливки из белого (БЧ) и высокопрочного (ВЧ) чугунов на базе исходного серого (СЧ) чугуна, с модифицированием металла в литейной форме сфероидизирующим (СМ) и карбидостабилизирующим (КМ) модификаторами

Для отработки технологии объектом исследования выбрали отливку «Плита» с размерами 240×240×25 мм массой 10 кгс общей симметричной литниково-модифицирующей системой, в состав которой входили две кубические реакционные камеры, размерами 40×40×40 мм (рис. 2).



Рис. 2. Внешний вид экспериментальной отливки с литниково-модифицирующей системой

В качестве карбидостабилизирующего модификатора использовали никель-магниевый сплав марки НМг19, а в качестве сфероидизирующего– ферросилиций-магниевый сплав ФСМг7. Количество модификаторов с размером частиц 1,0...5,0 мм, помещаемых в реакционные камеры, составляло 2,0% от массы обрабатываемого чугуна.

Исходный чугун выплавляли в индукционной тигельной электрической печи ИЧТ006 с кислой футеровкой. Сухие песчано-глинистые формы заливали ручным ковшом при заданной температуре жидкого чугуна.

Несмотря на кажущуюся простоту идеи в первых лабораторных исследованиях нового способа не удавалось получить отливки из твердого износостойкого белого чугуна в одной боковине и мягкого чугуна с шаровидным графитом в другой боковине плиты. Чугун по всему сечению отливки имел практически однородную структуру, состоящую из включений графита вермикулярной и шаровидной формы в перлитно-ферритной металлической матрице.

Причиной гомогенизации структуры и свойств чугуна по объему отливки являлось гидродинамическое перемешивание разномодифицированных потоков при заливке форм жидким металлом и последующее конвективно-диффузионное перераспределение в жидко-твердом сплаве элементов-модификаторов из одного слоя в другой.

Для предотвращения этого в последующих экспериментах было принято решение устанавливать по оси симметрии полости литейной формы твердую разделительную перегородку из листовой оцинкованной стали, которая служила бы барьером и препятствовала смешиванию разномодифицированных расплавов чугунов.

С целью определения оптимальных технологических режимов получения опытных отливок с требуемой структурой и свойствами в разных частях в экс-

периментах использовали твердые перегородки из оцинкованной листовой стали толщиной 0,5; 1,0 и 1,3 мм, литейные формы заливали жидким исходным чугуном с температурой 1380, 1420 и 1480 ±10°C.

В результате исследований установлено, что для предотвращения перемешивания разномодифицированных чугунов в общей литейной форме целесообразно использовать перегородки из оцинкованной стали толщиной 1,0 мм. При этом температура жидкого чугуна при заливке формы не должна превышать 1420 ± 10°C.

По рекомендованным технологическим режимам из исходного серого чугуна были получены двусторонние отливки со структурой и свойствами твердого износостойкого белого чугуна в левой части (боковине) и из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом – в правой части (боковине).

Новый способ дифференциации структуры и свойств чугуна в отливке перспективен к внедрению на промышленных предприятиях, для изготовления отливок, например, зубьев экскаваторов, бил молотковых дробилок, насадок молотков и других деталей, работающих в условиях повышенного износа и других нагрузок.



## ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ОТЛИВОК ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ

Фесенко М. А.<sup>1</sup>, Могилатенко В. Г.<sup>1</sup>, Фесенко А. Н.<sup>2</sup>, Косячков В. А.<sup>1</sup>  
(<sup>1</sup>г. Киев, НТУУ «КПИ», <sup>2</sup>г. Краматорск, ДГМА)

Среди применяемых в машиностроении конструкционных материалов особое место занимает высокопрочный чугун с шаровидным графитом. Высокие механические характеристики и хорошие литейно-технологические свойства позволяют в ряде случаев со значительным технико-экономическим эффектом изготавливать из этого материала отливки, взамен производимых ранее из стали, серого и ковкого чугунов, бронзы и других материалов.

При производстве отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом важной технологической операцией является сфероидизирующая обработка расплава исходного чугуна модификаторами, чаще всего содержащими магний, который при контакте с атмосферой вызывает бурную реакцию, сопровождающуюся пироэффектом, свечением, опасными выплесками жидкого металла, выделением в атмосферу цеха мелкодисперсного оксида магния и др.

В настоящее время разработано и используется на практике несколько десятков достаточно стабильных и сравнительно безопасных способов сфероидизирующего модифицирования чугуна, одним из которых является способ обработки расплава чугуна непосредственно внутри литейной формы или так называемый Инмолд-процесс [1,2].

Сущность данного способа заключается в том, что зернистый или гранулированный сфероидизирующий модификатор (добавка) предварительно перед сборкой литейной формы размещается в специальном углублении (призматической, цилиндрической, сегментной, шарообразной или другой формы) нижней полуформы между стояком и отливкой–полости, которая получила название реакционной камеры [2-5], в которой добавка во время заливки формы взаимодействует с расплавом, растворяется и усваивается металлом отливки.

Технология внутриформенного модифицирования позволяет сократить к минимуму время между вводом модификатора в жидкий чугун и началом кристаллизации последнего, что исключает возможность демодифицирования, обеспечивает максимальный эффект зародышеобразования и высокую степень графитизации чугуна без термической обработки отливок. Магний в реакционной камере изолируется от атмосферного кислорода формовочной смесью, поэтому реакция модифицирования происходит без пироэффекта и дымовыделения с соответствующим повышением коэффициента усвоения магния. При массовом производстве отливок большинство основных и контрольных операций INMOLD-процесса могут быть автоматизированы. Кроме этого данный процесс практически не требует применения специального оборудования и дополнительных энергетических затрат.

Однако внутриформенное модифицирование не является универсальным технологическим процессом. Почти для каждого типоразмера отливки и каждого комплекта модельной оснастки нужно разрабатывать индивидуальную технологию производства в условиях конкретного литейного предприятия или цеха.

Недостатки процесса внутриформенного модифицирования также заключаются в необходимости выплавки исходного чугуна с относительно низким содержанием серы, в снижении выхода годного литья за счет дополнительных элементов литниковой системы, в повышенной вероятности загрязнения отливок шлаковыми включениями и поражения газовыми раковинами, в необходимости применения модификаторов оптимального гранулометрического и химического состава.

В работе проведены исследования и выявлены основные закономерности обработки расплавов чугунов доэвтектического, эвтектического и заэвтектического составов с различным содержанием серы и других примесей, влияющих на процессы графитизации и сфероидизацию графита в чугуне, комплексными сфероидизирующими модификаторами ФСМг7, ФСМг9, VL63(M), МПФ1+ФС75, Ni-Mg-Cu, НМг15, НМг19 и ФС75, ФЦМ-5, Це48La28Mг3 + ФС75, определены оптимальные их гранулометрические характеристики и количество, установлены оптимальные температурные режимы заливки чугуна, обеспечивающие максимальное усвоение перечисленных добавок.

На основе результатов модельных и экспериментальных исследований определены рациональные конструкции литниковых систем и типы реакционных камер для эффективной модифицирующей внутриформенной обработки жидкого чугуна при изготовлении отливок массой от 1 до 50 кг.

Предложены новые способы интенсификации растворения модифицирующих добавок при внутриформенной обработке жидкого чугуна, в том числе при использовании мелкодисперсных добавок, включая и пылевидные фракции [6-9].

Результаты исследований прошли опробование при изготовлении промышленных отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом: «Подушка прокатного стана» массой 20 кг, «Поршень гидронасоса» – 5 кг, «Опорная плита» – 30 кг, «Пресс-форма для стеклоформ» – 10 кг, «Шестеренка» – 5 кг, «Силовая тяга» – 25 кг, «Бандаж» – 20 кг.

Предложенные процессы модифицирования чугуна позволяют повысить эффективность способов получения чугунных отливок с заданным комплексом структуры и свойств, упростить и удешевить технологический процесс изготовления отливок, улучшить условия труда. Внедрение перечисленных технологий не требует переоснащения и изменения существующих технологических процессов получения отливок в цехах предприятий и позволит расширить номенклатуру выпускаемого литья.

## ЛИТЕРАТУРА

1. McCaulay J. L. *Production of nodulagraphite iron casting by the in mold-process.* – *Foundry trade journal*, 1971, №4, p. 327-332, 335.
2. Косячков, В.А. Особенности технологии получения высокопрочного чугуна модифицированием в форме / В.А.Косячков, К.И. Ващенко // *Литейное производство*. 1975. – № 12. – с. 11-12.
3. Бубликов, В.Б. Переход магния в металл отливок при внутриформенном модифицировании в прямоточном и центробежном реакторах / В.Б. Бубликов, Е.П. Нестерук, Ю.Д. Бачинский, Д.Н. Берчук // *Литейное производство*, 2013. – №11. – С.21-24.
4. Патент 93950 Україна МПК (2006.01), В22D 27/00. Реакційна камера для внутрішньоформної обробки розплаву твердими присадками // А. М. Фесенко, М. А. Фесенко, Д. О. Чугайов, Р. І. Скок ; власник Донбас. держ. машинобуд. акад. – № u201404320 ; заявл. 22.04.2014 ; опубл. 27.10.2014, Бюл. № 20.
5. Патент № 94602 U 2014 04314, В22D 27/00. Ливникова система для обробки рідкого металу в ливарній формі // Фесенко А. М., Фесенко М. А., Чугайов Д.В., Скок Р.І. Заявл. 22.04.2015, опубл. 25.11.2014. Бюл. № 22, 2014 р.
6. Патент 13632 Україна МПК (2006), В22D 27/00. Спосіб обробки чавуну в ливарній формі // А.М. Фесенко, М.А. Фесенко; власник Донбас.держ.машинобуд.акад.– № u200509104; заявл. 26.09.2005; опубл. 17.04.2006, Бюл. № 4.
7. Патент 13646 Україна МПК (2006), В22D 27/00. Спосіб обробки рідкого металу в ливарній формі // А.М. Фесенко, М.А. Фесенко; власник Донбас. держ. машинобуд. акад. – № u200509284; заявл. 03.10.2005; опубл. 17.04.2006, Бюл. № 4.
8. Патент 46486 Україна МПК (2006), В22D 27/00. Спосіб обробки рідкого металу в ливарній формі // М.А. Фесенко, А.Н. Фесенко; власник Донбас. держ. машинобуд. акад. – № u200906686; заявл. 25.06.2009; опубл. 25.12.2009, Бюл. № 24.
9. Патент України № 6778 U, 7C21C1/00. Спосіб модифікування чавуну у реакційній камері ливарної форми // Косячков В. О., Макарович О. П., Фесенко М. А. Заявл. 2005, опубл. 16.05.05, Бюл. №5, 2005 р.

## ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ НА ХАРАКТЕР ЗАТВЕРДЕВАНИЯ И СТРУКТУРУ ЧУГУНА В ОТЛИВКАХ

Фесенко А. Н.<sup>1</sup>, Фесенко М. А.<sup>2</sup>, Куцин О. П.<sup>1</sup>  
(<sup>1</sup>г. Краматорск, ДГМА, <sup>2</sup>г. Киев, НТУУ «КПИ»)

Одним из перспективных направлений управления структурой и повышения механических и эксплуатационных свойств чугуна в отливках является модифицирующая обработка расплава. При получении промышленных отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным и вермикулярным графитом модифицирующая обработка расплава базового чугуна сфероидизирующими или совместно сфероидизирующими и графитизирующими добавками является обязательной технологической операцией, без которой заданные структуру и свойства металла получить практически не представляется возможным.

Среди существующих и применяемых в практике литья способов модифицирования при получении отливок из высокопрочного чугуна одним из наиболее простых и эффективных является так называемый Инмолд-процесс, который заключается в обработке расплава в процессе заливки непосредственно внутри литейной формы зернистой добавкой, расположенной в реакционной камере литниковой системы на пути движения жидкого металла к отливке [1]. Однако, характеризуясь рядом преимуществ перед другими способами модифицирующей обработки, этот способ модифицирования является весьма чувствительным к содержанию основных и примесных элементов в исходном расплаве и к изменяющимся условиям и параметрам технологического процесса литья и модифицирования, что требует тщательной отработки технологии, корректировки техпроцесса при переходе от изготовления отливок одного типа к другим отливкам, а также строгого соблюдения в каждом конкретном случае рекомендуемых оптимальных режимов литья. Это в свою очередь вызывает необходимость проведения целого комплекса исследований, направленных на выявление закономерностей влияния управляемых факторов на процессы структурообразования чугуна в отливках после внутриформенной модифицирующей обработки расплава.

В работе приводятся результаты исследований процессов внутриформенной обработки расплавов базовых чугунов сфероидизирующими, содержащими Mg модификаторами (ФСМг7, ФСМг9, VL63(M)), а также Се-содержащими лигатурами (ФЦМ-5, Це48La28Mг3). В качестве базовых расплавов, заливаемых в разовую литейную форму при изготовлении экспериментальных отливок с модифицированием внутри литейной формы, использовались чугуны двух типов: с низким содержанием углерода и кремния (с низким углеродным эквивалентом), склонные к кристаллизации с отбелом, а также чугуны эвтектического состава, склонные к кристаллизации с выделением структурно свободного графита.

С целью интенсификации процесса растворения и повышения степени усвоения твердых модифицирующих добавок металлом они вводились при по-

мощи пенополистироловых оболочек, размещаемых в реакционных камерах литниковой системы [2].

Изучены особенности затвердевания и формирования структуры экспериментальных отливок с толщиной стенок 10 и 30мм, получаемых из базовых чугунов, а также после внутриформенного модифицирования различными количествами модифицирующих добавок расплава базового чугуна, залитого в литейную форму при температурах 1400 и 1500°С.

Полученные результаты исследований позволяют разработать технологические рекомендации по получению промышленных отливок с требуемыми структурой и свойствами.

### ЛИТЕРАТУРА

1. McCaulay J. L. *Production of nodulagraphite iron casting by the in mold-process.* – *Foundry trade journal*, 1971, №4, p. 327-332, 335.
2. Косячков, В. А. Особенности технологии получения высокопрочного чугуна модифицированием в форме /В.А.Косячков, К.И.Ващенко // *Литейное производство*. 1975. – № 12. – с. 11-12.
3. Патент № 13632 U, B22D27/00. Спосіб обробки чавуну в ливарній формі // Фесенко А. М., Фесенко М. А. Заявл. 26.09.2005, опубл. 17.04.2006. Бюл. № 5, 2006 р.

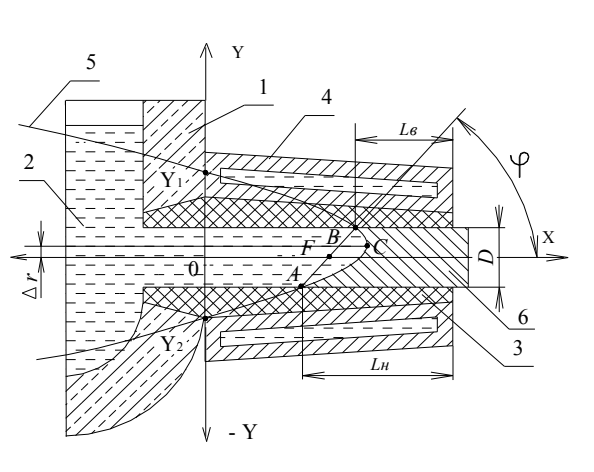
# ВОПРОСЫ ПОВЫШЕНИЯ ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТИ МАШИНЫ ГОРИЗОНТАЛЬНОГО НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ЗАГОТОВОК ИЗ МЕДНЫХ СПЛАВОВ

Хорошилов О. Н. (г. Харьков, УИПА)

Горизонтальное расположение кристаллизатора обуславливает появление конвективного расслоения расплава в процессе его продвижения к выходу из кристаллизатора. В работе [1] предложен метод определения положения фронта затвердевания относительно выходного торца кристаллизатора. В предыдущих работах в процессе изучения конвективного расслоения расплава были получены некоторые результаты, так например, в работе [2] показано, что степень конвективного расслоения расплава целесообразно определять величиной угла  $\varphi$  между осью заготовки ( $OX$ ) и линией  $AB$ , рис.1. Идея об описании формы кривой фронта затвердевания и его перемещения в кристаллизаторе машины горизонтального непрерывного литья была развита в работе [3]. В настоящих тезисах представлена попытка нивелировать отрицательное действие конвективного расслоения на производительность машины непрерывного литья за счет изменения конструкции кристаллизатора.

На основе метода рисок было определено, что расстояние от фронта затвердевания на верхней и нижней образующих заготовки до выходного торца кристаллизатора имеют различные значения.

Исследования показали, что конфигурация фронта затвердевания на вертикальной плоскости, проходящей через ось заготовки, может быть представлена параболической кривой 5 рис.1.



1 – корпус металлоприемника; 2 – расплав; 3- графитовый кристаллизатор; 4 – медный водоохлаждаемый кожух кристаллизатора (не детализован); 5 – линия фронта затвердевания;  $A$  и  $B$  точки касания фронта затвердевания нижней и верхней образующих кристаллизатора;  $C$  – вершина параболы;  $\Delta R$  – смещение оси параболы вверх относительно оси заготовки;  $D$  – диаметр заготовки;  $OX$  – центральная ось заготовки

Рис. 1. Схема расположения фронта затвердевания в вертикальной плоскости, проходящей через ось заготовки

Из рис. 1 следует, что при горизонтальном непрерывном литье точка  $B$  расположена ближе к выходному торцу кристаллизатора, чем точка  $A$ , на величину  $\Delta L_T = L_H - L_B$ .

Для обеспечения стабильности процесса непрерывного литья заготовок на машине горизонтального непрерывного литья принимаем условие, при котором положение фронта затвердевания на верхней образующей кристаллизатора (точка  $B$ ) должна отстоять от его выходного торца на расстоянии  $\Delta L = 0,05$  м.

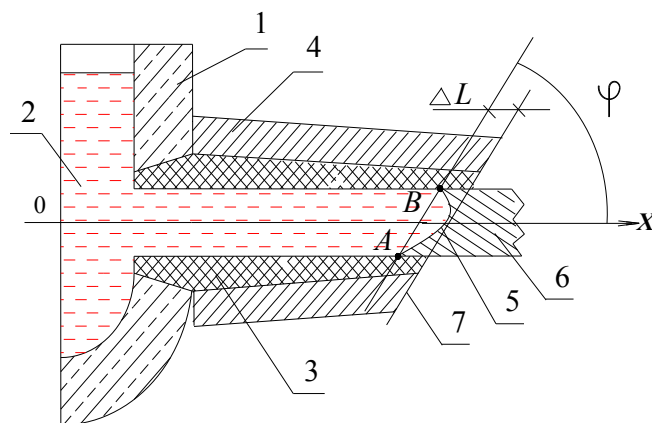
Кроме того, конвективное расслоение расплава дополнительно уменьшает активную зону охлаждения заготовки за счет отставания точки  $A$  от точки  $B$  на величину  $\Delta L_T$ :

$$L_{ox}^{zop} = L - \Delta L_T - \Delta L, \text{ м.}$$

где  $L_{ox}^{zop}$  - зона охлаждения заготовки при горизонтальном литье;

$\Delta L_T = D / \text{tg} \phi$  - уменьшение зоны охлаждения заготовки за счет опережения фронта затвердевания на верхней образующей заготовки (точка  $B$ , рис.1).

Для повышения производительности машины непрерывного литья усовершенствована конструкция кристаллизатора, суть которой заключалось в выравнивании расстояния от фронта затвердевания (в том числе точек  $A$  и  $B$ ) на верхней и нижней образующих кристаллизатора до его выходного торца до величины  $\Delta L = 0,05$  м (рис 2).



1 – корпус металлоприемника; 2 – расплав; 3- графитовый кристаллизатор; 4 - медный водоохлаждаемый кожух кристаллизатора (не детализован); 5 – линия фронта затвердевания; 6 – затвердевшая заготовка, 7 – выходной торец кристаллизатора.  $A$  и  $B$  точки контакта верхней и нижней образующих с выходным торцом кристаллизатора.

Рис. 2. Усовершенствованная конструкция кристаллизатора горизонтальной машины непрерывного литья

Таким образом, с целью повышения производительности машины горизонтального непрерывного литья была усовершенствована конструкция кристаллизатора, за счет увеличения длины его верхней образующей на величину диаметра заготовки, что определяется углом  $\varphi$ . Это позволило при литье заготовок диаметром 0,03...0,05 м повысить производительность машины непрерывного литья на 18,1...25,0%.

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Горизонтальное непрерывное литье цветных металлов и сплавов / О.А.Шатагин, В.Т. Сладкоштитев, М.А. Вартазаров [и др.] под редакцией В.Т. Сладкоштитева - М.: Металлургия. 1974. - 175 с.*
2. *Хорошилов, О.М. Исследование конвективного расслоения расплава в горизонтальном кристаллизаторе машины непрерывного литья / О.М. Хорошилов// Машинобудування. - Харьков, 2015. –С 167-173.*
3. *Хорошилов, О.М. Модель для расчета положения фронта затвердевания в кристаллизаторе при различных параметрах процесса непрерывного литья / О.М. Хорошилов, Е.А. Прокопенко // Процессы литья. - К.: -2001.- №1. – С.22 - 28.*



# ВЛИЯНИЕ СКОРОСТНОГО ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОГО АЗОТИРОВАНИЯ НА ФАЗОВО-СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ ЦЕМЕНТОВАННОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

Чейлях А. П., Караваева Н. Е. (г. Мариуполь, ГВУЗ «ПГТУ»)

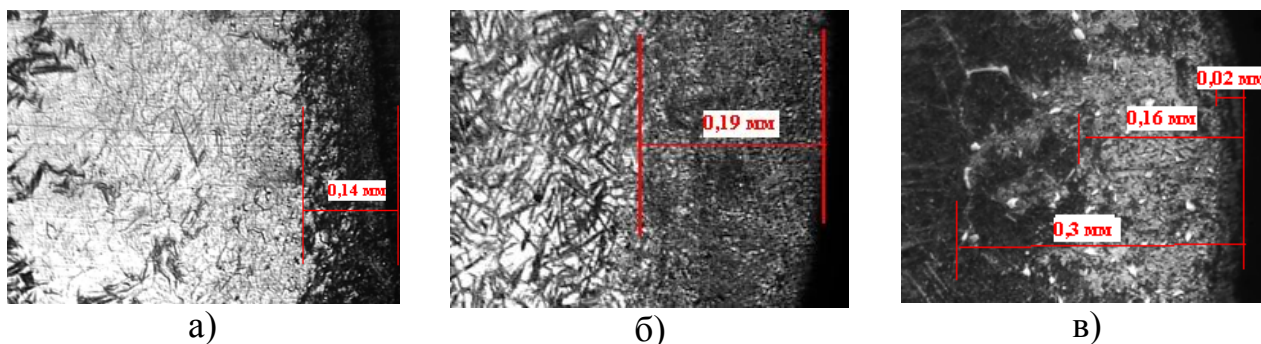
Существенным недостатком традиционного азотирования является большая длительность технологического цикла в несколько десятков часов, и повышенная хрупкость азотированного слоя [1, 2].

Предложена новая технология комплексного поверхностного упрочнения, сочетающая цементацию и последующее скоростное термоциклическое азотирование с нагревом ТВЧ.

Образцы из стали 18X2H4MA подвергались предварительной цементации в твердом карбюризаторе при температуре 930 °С в течение 10 часов, охлаждение вместе с печью, с получением толщины цементованного слоя 1,2-1,3 мм. После цементации проводилось скоростное термоциклическое азотирование (СТЦА) в среде карбамида с нагревом ТВЧ по режиму нагрев-охлаждение 1000↔20 °С. Скорость нагрева составляло 3,5 сек, время движения индуктора – 5 сек, закалочная среда ПК-М (концентрат водополимерный), количество циклов от 2-х до 12-ти.

Насыщающей средой был слой порошка карбамида ((NH<sub>2</sub>)<sub>2</sub>CO), полученный после смачивания образца ПК-М.

После 2-х циклов ТЦА на поверхности цементованных образцов стали 18X2H4MA образуется упрочненный слой (рис. 1, а), толщиной 0,07-0,14 мм, состоящий из нескольких зон. Верхняя зона состоит преимущественно из карбонитрида типа Fe(N,C), микротвердостью 6500-7000 МПа и значительно выше микротвердости сердцевины (2400-2800 МПа) и плавно снижается от поверхности к основе. Затем следует зона, состоящая из твердого раствора углерода и азота в железе с включениями карбонитридных фаз, твердость которой значительно выше твердости сердцевины (HV 6700-7000 МПа). Затем структура переходит в аустенитно-мартенситно-карбидную, в некоторых местах встречаются нитриды твердостью 7000-11000 МПа.



а) 2 цикла; б) 7 циклов; в) 12 циклов

Рис. 1. Цементованная сталь 18X2H4MA после термоциклического азотирования

С возрастанием количества циклов толщина упрочненного слоя увеличивается до 0,3 мм (рис. 1, б, в) и его структура измельчается.

После всех 12-ти циклов обработки твердость поверхности примерно одинаковая и составляет 71-72 HRA, а микротвердость 6500-7000 МПа. Высокие значения микротвердости (HV 5300-6700 МПа) наблюдаются до глубины 1,1-1,2 мм, т.к. за цианированным слоем идет зона высокоуглеродистого мартенсита.

Испытания на относительную износостойкость в условиях сухого трения скольжения металл по металлу ( $\epsilon_T$ ) показывают высокое сопротивление износу комплексно упрочненных образцов на протяжении длительного времени (72 мин), потеря массы при изнашивании происходит равномерно. Наиболее высокой относительной износостойкостью обладают образцы после 7-ти циклов с ТЦА ( $\epsilon_T=4,1$ ) (рис. 2). Это происходит за счет оптимальных режимов обработки и формирования благоприятной диспергированной микроструктуры диспергированной карбонитридами. Дополнительный вклад в повышение износостойкости вносит оптимальное развитие  $\gamma \rightarrow \alpha'$  (ДМПИ) деформационное мартенситное превращение при изнашивании в поверхностном рабочем слое, вызывающее эффект дополнительного самоупрочнения [3].

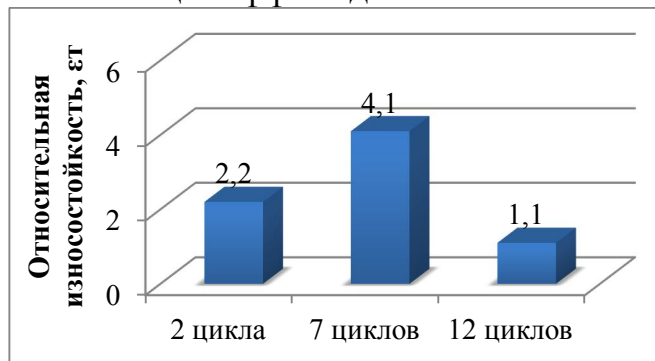


Рис. 2. Относительная износостойкость в условиях сухого трения скольжения металл по металлу после СТЦА с нагревом ТВЧ (950 °C ↔ 20 °C)

С увеличением количества циклов до 12-ти относительная износостойкость снижается. Это можно объяснить чрезмерной дестабилизацией аустенита за счёт выделения дисперсных карбидов и карбонитридов, как результат уменьшения количества  $A_{ост}$ , что значительно снижает роль  $\gamma \rightarrow \alpha'$  ДМПИ в процессе поверхностного самоупрочнения.

Оптимальные режимы разработанной технологии СТЦА с нагревом в установке ТВЧ могут быть ре-

комендованы для высокоэффективного комплексного поверхностного упрочнения, а так же восстановления ряда изношенных деталей металлургического оборудования работающего в сложных условиях изнашивания и одновременно термоциклирования.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Гордей, А.Э. Технология химико-термической обработки и эксплуатационные свойства карбонитридных слоев стали 25X2M1Ф / А.Э. Гордей В.И. Гришин // Всероссийская научно-техническая конференция студентов Студенческая научная весна: Машиностроительные технологии. – 2012.
2. Гурьев, А.М. Исследование процессов диффузии в стали при циклическом тепловом воздействии / А.М. Гурьев, Ю.П. Хараев, О.А. Гурьева, Б.Д. Лыгденов // Современные проблемы науки и образования. – 2006. – № 3 – С. 65-66.
3. Чейлях, А. П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии / А.П. Чейлях. – Мариуполь: издательство ПГТУ. – 2009. – 483 с.

## МИКРОРЕНТГЕНОСПЕКТРАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОДУКТОВ РАСКИСЛЕНИЯ ИНВАРОВ IVb – VIb-МЕТАЛЛАМИ

Шаркина Н. О. (г. Киев, КНУ им. Тараса Шевченко)

Такие физические свойства сплавов как упругие константы, электропроводность, температурный интервал фазовых переходов и т.д. зависят не только от основных компонентов, образующих сплав, но и сильно зависят от концентрации примесей. В новой технике широко применяют жаропрочные и сверхтвердые сплавы, сплавы, обладающие сверхпроводящими свойствами, соединения, которые, как правило, являются многокомпонентными (до 10 элементов) и гетерофазными. Поэтому знание усредненного по большим объемам химического состава крайне недостаточно для установления специальных характеристик этих соединений.

Понимание природы и механизма влияния особенностей строения и состава сплава на его рабочие параметры позволяет быстрее и с меньшими затратами получить материалы с нужными свойствами. Такие задачи не могут быть решены без применения локальных методов анализа вещества.

Из всех известных в настоящее время методов локального анализа наиболее широкое распространение применительно к самым различным объектам исследования, находящимся в твердом состоянии, получил рентгеноспектральный электроннозондовый микроанализ (РСМА). С его помощью с достаточно высокой точностью возможно: получение количественных данных о составе объектов с линейными размерами в единицы микрометров, изучение распределения химических элементов в любом произвольно выбранном направлении и по площади, сопоставлять результаты количественного анализа с особенностями микроструктуры объекта исследования. РСМА – метод не требующий разрушения образца и позволяющий проводить количественный химический анализ соединений на элементы от лития до урана с локальностью 1-2 мкм. РСМА – метод внешнего стандарта. В качестве эталонов при количественном рентгеноспектральном локальном анализе, как правило, выбираются чистые элементы, но могут использоваться и сложные смеси или сплавы, строго известного состава.

В металлургии РСМА применяют, главным образом, при проведении исследований, направленных на разработку новых и совершенствование существующих технологических процессов, а также при изучении основных закономерностей, определяющих связь свойств сталей и сплавов с их составом в микрообъеме.

Метод РСМА был применен нами для качественной оценки продуктов раскисления инваров IVb – VIb – металлами. Исследования процессов раскисления проводились методами калориметрии и э.д.с. Из расчётов парциальных энтальпий смешения для расплавов изучаемых систем по их значениям прослеживается такая последовательность увеличения раскислительной способности в системах Fe – Ni – O – MeIVb-, Vb-, VIb-металлами [1]:



После применения *b*-металлов проводилась попытка более полного раскисления с помощью кремния, который является для данных сплавов довольно сильным раскислителем. Исследования показали, что в случае применения IV*b*- и IV*b*-металлов дальнейшего использования кремния не требуется. Применение же VI*b*-металлов оказывается нецелесообразным.

В целом результаты настоящего исследования показали, что IV*b* – VI*b* – металлы могут использоваться для получения инваров с минимальным содержанием кислорода. Однако, технической целью раскисления является не только понижение содержания кислорода, но и удаление продуктов раскисления из тела сплава. Готовый сплав тем чище, чем быстрее выделяются неметаллические включения.

Методика исследования состояла в следующем. Из сплава вырезали образец. Тщательно шлифовали и полировали, готовя к микрорентгеноспектральным исследованиям. В качестве проводящего слоя напыляли углерод. Исследования проводили в различных точках расположенных по всей подготовленной поверхности. Для всех образцов точки исследования выбирали в одинаковых местах.

Поскольку перед нами стояла задача лишь установить вид неметаллических включений и их распределение, был проведен качественный анализ исследуемых образцов. Установлено, что неметаллические включения выделяются в виде оксидов. Однако распределяются они по матрице неодинаково. В идеале было бы получение сплава, в котором такие включения выходили бы к поверхности, а тело сплава становилось бы чистым. Именно такую картину мы наблюдали при исследовании сплава Fe – Ni – O – Zr – Si. Цирконий и кремний в виде оксидов локализируются в приповерхностных слоях, в особенности верхнем. Аналогично ведут себя сплавы, содержащие церий, в которых он образует соединения вытянутой формы (чаще всего), буквально выстилающие донную и боковые поверхности образца.

Такая идеальная картина наблюдается не всегда. Так гафний образует соединения, которые ложатся строго по границам зерен, однако распределяются они неравномерно, в верхней части слитка количество их больше, как и их размеры. В нижней и средней части они представлены в основном в виде небольшого числа "червячков".

Совсем иную картину мы наблюдали при исследовании сплавов состава Fe – Ni – O – VI*b*-металл. Металл-раскислитель в них распределен по матрице, локализации по краям не наблюдается. Примерно та же картина и в сплавах состава Fe – Ni – O – V (Mo, W).

В целом же наблюдается картина, хорошо подтверждающая данные полученные методами калориметрии и эдс.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Шаркіна Н. О. Термодинамічні властивості рідких сплавів систем Fe – Ni – O – Me – Si / Н. О. Шаркіна, І. В. Затовський, М. Р. Максимюк // Вісник НАУ. – 2008. – № 1. С. 169–172.

# ВПЛИВ Ge НА ФОРМУВАННЯ ЛОКАЛЬНОЇ АТОМНОЇ СТРУКТУРИ РОЗПЛАВІВ Al-Ge

Яковенко О. М., Казіміров В. П., Роїк О. С., Сокольський В. Е.  
(м. Київ, КНУ ім. Тараса Шевченка)

Структуру розплавів системи Al-Ge складу 10, 20, 30, 40, 50, 60, 70, 80 ат.% Ge було досліджено при температурах поблизу лінії ліквідус та при 1000 °С за допомогою рентгенодифракційного методу. Окремі розплави (40, 70, 80 ат.% Ge) вивчались в більш широкому температурному інтервалі до 1500 °С. З експериментальних кривих розсіювання рентгенівського випромінювання були розраховані криві структурного фактору (СФ) та функції парного розподілу атомів (ФПРА). На основі експериментальних кривих СФ із використанням методу Оберненого Монте Карло (ОМК) були побудовані структурні моделі бінарних розплавів. Близький порядок в отриманих структурних моделях аналізувався за допомогою статистично-геометричного методу Вороного-Делоне.

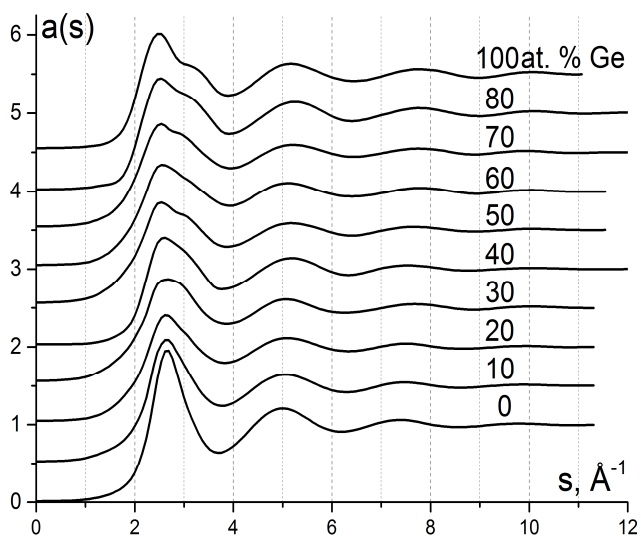


Рис. 1. Експериментальні криві структурного фактору розплавів Al-Ge при 1000°C

Порівняння експериментальних кривих СФ та ФПРА вказує на те, що найбільш суттєві зміни структури розплавів відбуваються в концентраційному інтервалі до 30 ат.% Ge. При подальшому зростанні вмісту германію ( $\geq 30$  ат. % Ge) на правому схилі першого максимуму СФ з'являється плече, яке є характерною особливістю СФ рідкого германію (рис.1).

Аналіз парціальних кривих структурного фактору  $a_{ij}(s)$  показав, що додавання германію (до 30 ат. %) суттєво впливає на криві  $a_{AlAl}(s)$  (рис.2а), що характеризують локальне впорядкування в координаціях Al-Al. При подальшому зростанні концентрації Ge форма кривих  $a_{AlAl}(s)$  практично не змінюється. У цьому ж концентраційному інтервалі криві має місце суттєва трансформація кривих  $a_{AlGe}(s)$  (рис.2б). Так, для складу  $Al_{90}Ge_{10}$  форма кривої  $a_{AlGe}(s)$  подібна до СФ рідкого Al, що вказує на існування структурно-однорідного розчину Ge в Al. В той же час для розплаву  $Al_{70}Ge_{30}$  вже характерна висококутова асиметрія першого максимуму на кривій  $a_{AlGe}(s)$ . Починаючи із 30 ат.% Ge на парціальних кривих  $a_{GeGe}(s)$  проявляється плече на висококутовій гілці першого максимуму, що характерне для структурного фактору рідкого германію. При подальшому рості концентрації германію ( $\geq 50$  ат. %) криві  $a_{GeGe}(s)$  слабо залежить від

складу розплаву, а їх форма практично не відрізняється від кривої СФ для рідкого германію (рис.2в).

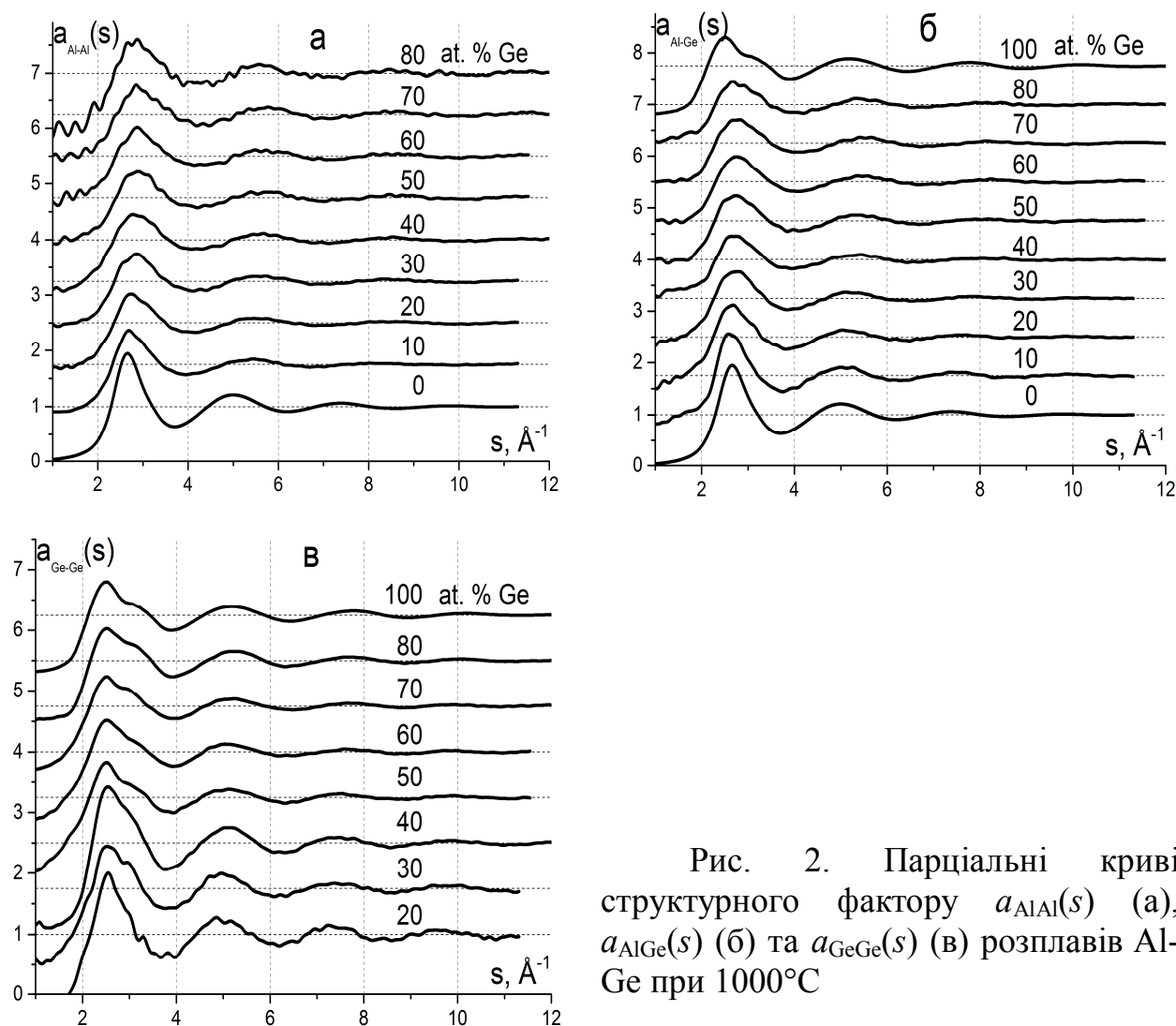


Рис. 2. Парціальні криві структурного фактору  $a_{AlAl}(s)$  (а),  $a_{AlGe}(s)$  (б) та  $a_{GeGe}(s)$  (в) розплавів Al-Ge при 1000°C

Аналіз параметрів полієдрів Вороного, на які розбивались структурні моделі бінарних розплавів, вказує на те, що щільність пакування атомів зменшується при концентрації германію до 30 ат.%, а, починаючи з 50 ат.%, вона відповідає значенню характерному для рідкого германію. Вказана залежність корелює із парціальними координаційними числами для координацій Al-Ge та Ge-Ge, які залишаються практично незмінними (при  $\geq 50$  ат. % Ge) та близькими до координаційного числа рідкого германію.

Отримані результати вказують на суттєвий вплив германію на формування локальної атомної структури розплавів Al-Ge при 1000 °C в концентраційному інтервалі до 30 ат. % Ge. Подальше збільшення концентрації приводить до появи мікрогруповань із структурою рідкого германію.

# ПІДВИЩЕННЯ ТЕРМОСТІЙКОСТІ ЖАРОСТІЙКОЇ ВИСОКОХРОМИСТОЇ СТАЛІ ДЛЯ РОБОТИ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ

Ямшинський М. М., Федоров Г. Є., Радченко К. С.  
(м. Київ, НТУУ «КПІ»)

Теплоенергетична галузь є одним із основних споживачів литих деталей із жаростійких сплавів. Ефективність роботи теплоелектростанцій напряду впливає на собівартість електричної енергії, що в свою чергу відбивається на кінцевій вартості електроенергії для споживачів. Підвищення міжремонтного терміну роботи енергоблоків та допоміжного обладнання ТЕС є однією з актуальних задач для зменшення витрат на експлуатацію обладнання.

Литі жаростійкі деталі, що використовують на ТЕС, в процесі роботи піддаються періодичному нагріванню і охолодженню, так званим теплосмінам, при цьому в об'ємі металу виникає нерівномірне температурне поле, що сприяє накопиченню термічних напружин. Термічні напружини можуть перевищити межу текучості металу, внаслідок чого в ньому розвивається пластична деформація, яка при багаторазових теплових змінах призводить до руйнування виробу. Тому важливою характеристикою сплавів для виливків, які працюють в умовах високих змінних температур, є їх термостійкість.

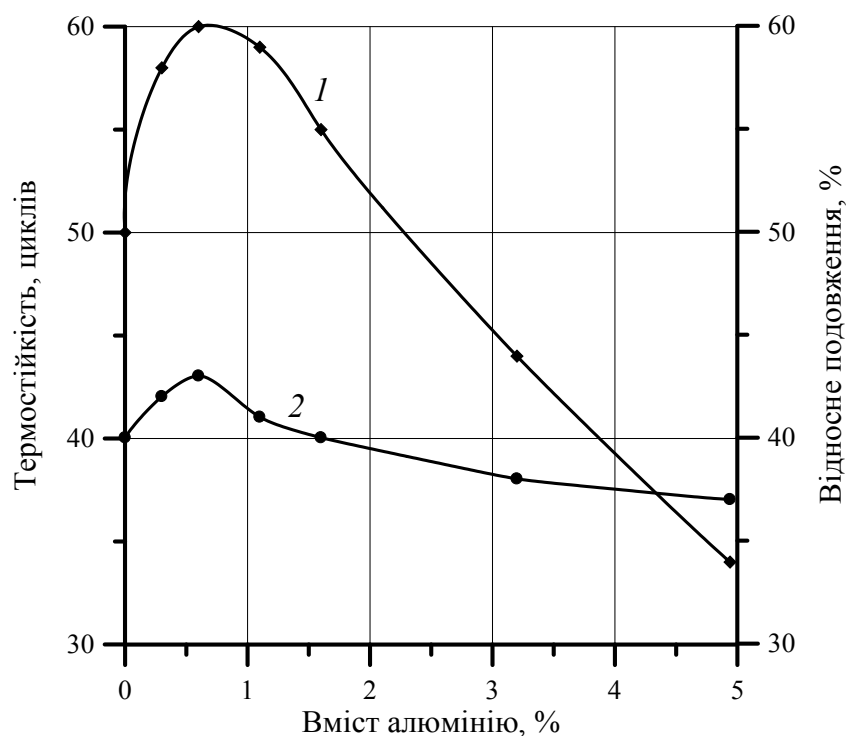
Поряд із окалиноустійкістю та ростостійкістю термостійкість впливає на тривалість роботи литих деталей із жаростійких сплавів в умовах високих температур, особливо тих, що працюють з періодичними нагріваннями та охолодженнями, тобто піддаються теплосмінам.

Метою роботи є дослідження впливу алюмінію та ливарних дефектів на термостійкість високохромистої сталі.

Досліджено вплив алюмінію на термостійкість високохромистої сталі 30Х30Л в діапазоні концентрацій до 5%. Установлено, що додавання алюмінію до 1,0% в хромисту сталь покращує термостійкість сталі (рис. 1) внаслідок глибокого розкиснення сталі, підвищення стабільної феритної складової, очищення металу від газів і неметалевих включень. Такий вміст алюмінію дещо збільшує відносне подовження, що в свою чергу призводить до покращання термостійкості. Подальше підвищення вмісту алюмінію в сталі, не дивлячись на зростання феритної складової, сприяє зниженню термостійкості приблизно на 10...12% на кожний відсоток алюмінію через збільшення розмірів зерен фериту та послаблення міжзернинного зв'язку.

Крім того це можна пояснити тим, що за вмісту в такій сталі 0,25...0,30% вуглецю  $\gamma$ -область замикається за вмісту хрому 27% [1], тобто під час нагрівання до 1100 °С у структурі сталі з'являється деяка кількість аустеніту. Під час охолодження зразка, внаслідок  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення, виникають додаткові термічні напружини, які негативно відбиваються на загальній пластичності.

Додавання алюмінію у високохромисту сталь сприяє здійсненню глибоких дегазації, десульфурації та рафінування металу, що підвищує межу текучості сталі й знижує пластичну деформацію в кожному циклі нагрівання-охолодження. Швидкість накопичення деформації найменша в зразках із сталі з 0,7...1,0% алюмінію. Такий вміст алюмінію дещо покращує відносне подовження (рис. 1), що в свою чергу призводить до покращання термостійкості.



1 – термостійкість; 2 – відносне подовження

Рис. 1. Зміна властивостей високохромистої сталі 30Х30Л залежно від вмісту в ній алюмінію

Зниження термостійкості сталі за високого вмісту алюмінію пояснюється суттєвим зниженням теплопровідності металу, збільшенням розмірів зерна та коефіцієнта лінійного розширення сталі. Крупнозернинна структура, як відомо, менш термостійка, ніж дрібнозернинна [2]. Крім того, додавання у високохромисту сталь великої кількості алюмінію сприяє створенню термодинамічних умов для утворення нітридів та оксидів алюмінію, які мають несприятливу форму і слугують концентраторами напружин. Такі явища можна спостерігати в структурі сталі за вмісту 4,0% алюмінію. Отже, алюміній покращує термостійкість хромистої сталі завдяки повному переведенню сталі в суто феритний клас. За вмісту 1,0...1,5% алюмінію сталь, яка вміщує біля 30% хрому, стає стабільною до температури плавлення, фазові та структурні перетворення в ній відсутні.

Порівнянням характеристик зміни термостійкості сталі та коефіцієнта лінійного розширення встановлено, що термостійкість хромистої сталі з вмістом



алюмінію понад 1,0% майже повною мірою визначається величиною коефіцієнта лінійного розширення. Для забезпечення високої термостійкості хромоалюмінієвої сталі з 28...32% хрому, вміст алюмінію необхідно обмежувати на рівні 1,0...1,5%, але для виробів, які працюють за температур вищих 1200 °С, вміст алюмінію необхідно підвищувати до 2,0...3,0% з метою покращання її окалинотійкості. Враховуючи достатню окалинотійкість і спрощений процес легування хромистої сталі алюмінієм, для роботи за температур 1100...1250°С достатньо додавати в неї 1,0...2,0% алюмінію.

Також на термостійкість литих сталей великий вплив справляють дефекти металургійного та технологічного походження, зокрема нами встановлено, що такі дефекти в сталі погіршують її термостійкість внаслідок зниження міцності і особливо пластичності. Наявність в сталі великих неметалевих включень, орієнтованих у вигляді ланцюгів, призводить до руйнування зразків за малого ступеня деформації.

### ЛІТЕРАТУРА

1. Гудремон Э. Специальные стали. В 2-х томах, 2-е изд. – М.: Металлургия, 1966. Т.1. – 736 с.
2. Лютий, В.А. Хромоалюминиевая сталь для отливок, работающих при переменных температурах до 1200°С. Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук. – К.: КПИ, 1969. – 320 с.

## ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ МЕДЬЮ И НИКЕЛЕМ НА СТРУКТУРУ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

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

Для повышения прочностных показателей и придания специальных свойств (износостойкости, ударостойкости, сопротивления усталостному разрушению и др.) высокопрочный чугун легируют. Широко применяется легирование медью и никелем – элементами, упрочняющими твердый раствор, способствующими перлитизации металлической основы, и в то же время не образующими карбидов в чугуне.

Целью работы являлось исследование особенностей влияния содержания меди и никеля, условий охлаждения отливок на структурообразование высокопрочного чугуна, получаемого модифицированием в литейной форме.

Плавки проводили в индукционной печи ёмкостью 10 кг. В качестве шихты использовали чугуны состава, мас. д. %: 3,80...3,95 C; 1,95...2,38 Si; 0,18...0,24 Mn; 0,015...0,019 S; 0,047...0,062 P; 0,1 Cr Расчетное количество меди или никеля вводили в жидкий чугун в конце плавки. Модифицирование магниевой лигатурой ФСМг7 проводили в литейной форме с литниково-модифицирующей системой, состоящей из стояка, проточного реактора и шлакоуловителя, соединенных литниковыми каналами. Влияние содержания меди и никеля на структуру высокопрочного чугуна изучали на шлифах, вырезанных из ступеней технологической пробы, толщина которых на модели составляла 1,5; 2,5; 5; 10; 15 мм.

В результате легирования медью в количестве 0,5 и 1,0 % или 1,5 % никеля в микроструктурах ступеней цементит отсутствовал.

Легирование медью уменьшает количество включений шаровидного графита в микроструктуре всех ступеней технологической пробы. В результате легирования высокопрочного чугуна 0,5 % Си количество феррита в микроструктуре металлической основы ступени толщиной 2 мм уменьшается с 40 до 10 %. В ступенях толщиной 5 мм и более перлитизирующее действие 0,5 % Си проявляется в меньшей мере: количество феррита уменьшается с 90...95 % до 70...80 %. При увеличении содержания меди от 0,5 до 1,0 % (в два раза) наблюдается многократное повышение перлитизирующего эффекта. В ступенях толщиной 2...5 мм формируется металлическая основа, состоящая преимущественно из перлита (92...97 %). В сечениях толщиной 10 и 15 мм количество перлита в металлической основе снижается и составляет соответственно 87...92 % и 75...85 %. Таким образом, при легировании 1 % Си модифицированного в литейной форме высокопрочного чугуна в тонкостенных сечениях (2...5 мм) обеспечивается получение перлитной металлической основы, а в более толстых (10...15 мм) формируется перлитно-ферритная металлическая основа, количество феррита в которой изменяется от 10 до 25 %.

В результате легирования высокопрочного чугуна 1,5 % Ni количество включений шаровидного графита уменьшается в 1,5-2,0 раза во всех ступенях технологической пробы. Количество перлита в микроструктуре металлической основы ступени толщиной 2 мм увеличивается с 60 до 90 %, толщиной 3 мм увеличивается с 20 до 30 %. В ступенях толщиной 5 мм и более количество перлита увеличивается с 5...10 % до 25...30 %. Таким образом, при легировании 1,5 % Ni модифицированного в литейной форме высокопрочного чугуна в тонкостенных сечениях 2 мм обеспечивается получение перлитной металлической основы, а в более толстых (3...15 мм) формируется феррито-перлитная металлическая основа. В высокопрочных чугунах легированных 1,5 % Ni в ступенях толщиной 3 мм и более скорость охлаждения оказывает незначительное влияние на перлитизацию металлической основы.

Никель по влиянию на перлитизацию металлической основы менее эффективен, чем медь. При легировании 1,5 % Ni количество перлита в микроструктуре металлической основы ступени такое же, как у чугуна легированного 0,5 % Cu и значительно ниже чем при легировании 1 % Cu.

## THE DEVELOPMENT OF BILLETS OPTIMUM SECONDARY COOLING TEMPERATURE AND SPEED MODES

Hress O. V., Chebotaryova O. O. (Dneprodzerzhinsk, Ukraine, DSTU)

Now in the world than one third of continuously cast steel is poured into billets. However, there are still many unsolved problems related to the casting of billets with the optimum temperature and high-speed modes.

The problem of optimizing the conditions of solidification of the metal in the continuous casting of steel is given a lot of attention. All researchers are unanimous in the opinion that the optimization of bullion cooling is multifaceted and extremely difficult task, because its solution must take into account many physical and chemical parameters. First of all, to their number the speed of the wheels, the temperature overheating of metal, the intensity of heat removal in the crystallizer and in the zone of secondary cooling (ZSC), thermophysical properties of metal, the level of dispersion patterns, segregation, porosity, cracks, etc..

At this stage of development of science and technology, finding the optimal parameters for cooling of steel ingots with consideration of all factors isn't possible. Often said about multicriterial optimization task is reduced to the determination of the optimal conditions of cooling of the ingot considering several factors. And found conditions often valid for a certain size billets, gauge steel and specific CCM.

In finding the optimal modes of secondary cooling the first functionality that affects the thermal loading on the billets within the bunker ZSC, are relative tensions, calculated as the ratio of actual tensions to the limit were accepted [1]. Unlike other mathematical models, in our considered that, in addition to temperature, on tensions are also affected changes in the chemical composition of metal in the process of crystallization, ferrostatic head, the layout of controls roller transaction. As it is known, tensions can be tensile and compression. Undoubtedly, if it will less in absolute indices the values of tensions, it will be less the probability of cracking.

The following functional is adopted the degree of segregation of chemical impurities, such as sulfur. Note that, according to our calculations, the location of the extremes of the distribution of different segregates on body billets may not coincide. It is accepted that sulfur largely determines consumer properties of metal products. As in the previous case, the degree of segregation should be smaller.

As parameters determining functionals defined, were used the reheating temperature, the casting speed, the temperature of the surface of billet at the exit from the bunker ZSC and concentration of carbon in the ladle sample.

Without a doubt, any dynamic value of any processes are not linear. Therefore, the purpose of obtaining regression dependencies of the second order and minimize the number of numerical experiments, used orthogonal central composite planning.

### LITERATURE

1. Огурцов, А. П. Непрерывное литье стали / А. П. Огурцов, А. В. Гресс.—Днепропетровск: Системные технологии, 2002. – 675 с.

## MATERIALSGENOMEDECODINGBYMEANSOFPHASE DIAGRAMSCOMPUTERMODELS

Lutsyk V. (Ulan-Ude, RussianFederation; IPMSSBRAS, BSU)

In designing new materials through computer simulation, our primary objective is to rapidly screen possible designs to find those few that will enhance the competitiveness of industries or have positive benefits to society [1, 2]. An important part of the similar research was made in Ulan-Ude (Institute of Physical Materials Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences) by the projects of the Russian Foundation for Basic Research 98-03-32844 "The design of the microstructures of multicomponent materials according to the equations of the boundaries of single-phase regions" and 01-03-32906 "The genotype of heterogeneous material (boundary of concentration domains with the unique schemes of phase transformations and thermodynamically unstable fragments of phase fields in the multidimensional diagrams of the known and forecasted topological types)".

These possibilities of phase diagrams (PD) application for computer-aided design (CAD) of heterogeneous materials were presented in Kyiv (Ukraine) in 2001 at the 6<sup>th</sup> International School-Conference "Phase Diagrams in Materials Science PDMS VI". Later the papers were published in Germany [3-8]. Along with the well-known and wide-spread "molecular design" and "structural design", this new approach in solid state chemistry and physics opened up new opportunities for multiphase materials engineering.

The main problem of CAD was to estimate the compositions of coexisting phases. The division of surface isotherms into proportional (and equal for the same surface) portions was suggested for the calculation of compositions in the two-phase regions of the ternary phase diagrams [4].

Four-dimensional hypersurfaces of the T-x-y-z diagram have been depicted by a one-dimensional linear contour and equations have been elaborated for two types of the skewed hyperplanes: with one-dimensional and with two-dimensional originating simplexes [5]. From a geometrical point of view, many isobaric PD represent a collection of unruled and ruled (hyper)surfaces, which with little input data can be approximated by equations of skewed (hyper)planes. Skewed hyperplanes may be considered as various variants of distortion of the hyperplane with a generating plane and a generating skewed plane at the linearity of its one-dimensional boundaries: a) two directing straight lines are orthogonal; b) one directing line is orthogonal; c) no directing line is orthogonal; d) both directing surfaces are planes; e) one directing surface is a skewed plane; f) both directing surfaces are skewed planes.

As the isothermal hyperplane intersects the unruled and ruled hypersurfaces with one- and two-dimensional originating simplexes within the T-x-y-z diagram, the corresponding isotherms (unruled surface, a ruled surface and a plane) have been realised. Algorithms and appropriate computer programs have been devised to depict on screen various projections of phase region sections. By means of a script-file they have been reproduced using AutoCAD software [6]. As the diagram of the vertical section is prismatic with three or four faces, it is enough to construct a two-

dimensional object projection and then to use AutoCAD to construct other projections. If the hypersurfaces are approximated using an additive model then special procedures are not necessary. An Excel table is created before entering AutoCAD. When the coordinates of the PD points are written to the cells and formulae for the calculation of section points are described, then the Excel filter selects the section points and they are transferred to AutoCAD. Difficulties in visualizing isobaric quaternary phase diagrams (PD) iso- and polythermal cross-sections are bound up with the necessity to depict not only the two-dimensional images as in the analogous ternary PD, but also the three-dimensional images. The last are seen as sections of hypersurfaces made by horizontal or vertical hyperplanes.

The three- and two-dimensional pentatop projections obtained from different pentatop positions are used for the graphical representation of a quinary system [7]. The optimal three- and two-dimensional projections have been considered. PD of multicomponent systems can be visualized using projections and sections decreasing the initial space. In particular, a double degeneracy of five-dimensional space occurs for isobaric quinary systems. Firstly, the five-dimensional space is projected to four-dimensions (that is concentration simplex – pentatop) and then the pentatop is projected to four three-dimensional coordinate hyperplanes or six two-dimensional coordinate planes.

To demonstrate the CAD algorithms the quaternary A-B-C-D isobaric PD with solid solubility and an incongruently melting compound  $R=A_mC$  has been chosen [7]. It is bordered by two eutectic systems and two - of eutectic-peritectic type with a mutual compound R. As T-x-y-z diagram is an object in four-dimensional space, the tasks of simulation are solved by multidimensional geometric methods. Using information about the geometrical structure of known diagrams (quaternary PD of eutectic type with solid solubility and a ternary with a binary incongruent compound without the solvus surfaces), it is possible to construct the quaternary PD with a binary incongruent compound and solid solubility.

## REFERENCES

1. Olson G. B. *Preface to the viewpoint set on: The Materials Genome (Editorial)* // *Scripta Materialia*. 2014. Vol. 70. P. 1-2.
2. Kaufman L., Ågren J. *CALPHAD, first and second generation – birth of the materials genome (Viewpoint paper)* // *Scripta Materialia*. 2014. Vol. 70. P. 3–6.
3. Lutsyk V.I. *Heterogeneous design: phase diagram → microstructure → Materials Genotype* // *Proceed. 6th Intern. School-Conference “Phase Diagrams in Materials Science PDMS-VI”*, Oct. 14-21 2001, Kyiv, Ukraine. Stuttgart, Materials Sciences International Services, GmbH, 2004. P. 304-306.
4. Lutsyk I.G., Zelenaya A.E., Lutsyk V.I. *Quinary systems visualization* // *Ibid.*, P. 307-311.
5. Sumkina O.G., Vorob'eva V.P., Lutsyk V.I. *Computer technologies of the quaternary isobaric phase diagrams three-dimensional section construction* // *Ibid.*, P. 312-317.
6. Vorob'eva V.P., Lutsyk V.I. *Microstructures design algorithms for the quaternary systems with the solid solubility* // *Ibid.*, P. 318-323.
7. Zelenaya A.E., Lutsyk V.I. *Computer simulation of T-X-Y diagram properties* // *Ibid.*, P. 324-330.
8. Trunin D.O., Lutsyk M.A., Lutsyk V.I. *Hypersurfaces of T-x-y-z diagrams* // *Ibid.*, P. 331-344.

# INTERFACE REACTIONS BETWEEN STEEL AND CARBON-BONDED REFRACTORIES

Tilo Zienert, Olga Fabrichnaya

(Freiberg, Germany, Institute of Material Science, TU Bergakademie Freiberg)

Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-C based refractories are used as bricks and wall materials in steel metallurgy. Carbon bonded alumina and carbon bonded magnesia are also promising candidates for ceramic filters for steel melt filtration. Such filters were developed with and without oxide coatings within the CRC 920 of the German Research Foundation. The filters are intended to act as chemical active and reactive parts in the filtration process. The aim is to reduce the amount of dissolved oxygen and the amount of oxide particles, mainly Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, in the steel melt. It was assumed that primary alumina from Al-killed steels would sinter on the alumina surface of the filter (active filtering). The dissolved oxygen in the melt should be removed by forming oxides on the filter surface using MgO containing materials (reactive filtering).

A thermodynamic database was developed to study the chemical reactions of the ceramic filters Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-C with iron. Interface reactions between Fe and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-C were reported by Khanna et al. [1] at 1550°C. The observed reactions can be explained using our dataset [2]. It can be shown that a small fraction of alumina will be dissolved in liquid iron at the filter surface. With the presence of carbon some of the dissolved oxygen will form CO-gas and the ratio Al:O is increased in the melt. The dissolved aluminium can then react with fresh oxygen from the melt to precipitate secondary Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Therefore Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-C filters can act as active and reactive components in the filtration process. Own experimental investigations were made to study in more detail the interface reactions between Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-C and Fe to explain the benefits for filtering. Secondary MgO-wires were observed on a MgO-C coated Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-C filter after contact with liquid steel [3]. It was shown by thermodynamic calculations of the system Mg-O-C that it is possible for certain compositions to have gaseous magnesium stable under steel making conditions. The Mg-containing systems will be added to the created database in a future work to investigate in detail the chemical reactions between liquid steel and MgO-C-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-C filter materials.

## REFERENCES

1. Khanna, R. *Chemical Interactions of Alumina–Carbon Refractories with Molten Steel at 1823 K (1550 °C): Implications for Refractory Degradation and Steel Quality* / R.Khanna, M. Ikram-Ul Haq, Y. Wang, S. Seetharaman, V. Sahajwalla / *Metall. Mater. Trans. B.* – 2011. – V. 42. – P. 677–684.
2. Zienert, T. *Interface reactions between liquid iron and alumina-carbon refractory filter materials* / S. Dudczig, O. Fabrichnaya, C.G. Aneziris / *Ceram. Intern.* – 2015. – V. 41, Issue 2. – P. 2089–2098.
3. Aneziris, C.G. *Reactive Filters for Steel Melt Filtration* / C.G. Aneziris, S.Dudczig, M.Emmel et al. / *Adv. Eng. Mater.* – 2013. – V. 15. – P. 46–59.

*Наукове видання*

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

**МАТЕРІАЛИ**

**V МІЖНАРОДНОЇ  
НАУКОВО-ТЕХНІЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ**

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

Формат 60 × 84/16. Папір офсетний.  
Ум. друк. арк.12,54. Обл.-вид. арк. 1,16.  
Тираж 100 пр. Зам. № 29.

Видавець і виготівник  
Донбаська державна машинобудівна академія  
84313, м. Краматорськ, вул. Шкадінова, 72.  
Свідоцтво про внесення суб'єкта видавничої справи  
до Державного реєстру  
серія ДК № 1633 від 24.12.2003.