

Министерство образования и науки,
молодежи и спорта Украины



Ассоциация литейщиков
Украины

Физико-технологический институт
металлов и сплавов НАН Украины



Донбасская государственная
машиностроительная академия

ПАО «Новокраматорский
машиностроительный завод»



ПАО «Энергомашспецсталь»

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ, МАТЕРИАЛЫ И ОБОРУДОВАНИЕ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

МАТЕРИАЛЫ III Международной научно-технической конференции



Украина, Краматорск
2011

Министерство образования и науки, молодежи и спорта Украины

Ассоциация литейщиков Украины

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины

Донбасская государственная машиностроительная академия

ПАО «Новокраматорский машиностроительный завод»

ПАО «Энергомашспецсталь»

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

МАТЕРИАЛЫ

**III МЕЖДУНАРОДНОЙ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЙ КОНФЕРЕНЦИИ**

Украина, Краматорск

2011

Рекомендовано к печати ученым советом
Донбасской государственной машиностроительной академии
Протокол № 10 от 30.06.2011.

Рецензенты:

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

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

Ответственность за достоверность информации, предоставленной в сборнике, несут авторы.

У збірнику представлено 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, розробки й використання перспективних формувальних матеріалів і сумішей, сучасних технологій виготовлення ливарних форм і стрижнів, моделювання, комп'ютерних інформаційних технологій, автоматизації та механізації ливарних процесів.

Матеріали призначені для інженерно-технічних працівників машинобудівних, металургійних та ін. підприємств, науково-дослідних інститутів, а також науково-педагогічних працівників і студентів ВНЗ.

Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве : материалы III международной научно-технической конференции 12–16 сентября 2011 г. / под общ. ред. А. Н. Фесенко. – Краматорск : ДГМА, 2011. – 224 с.

ISBN 978-966-379-507-2.

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.

Материалы предназначены для инженерно-технических работников машиностроительных, металлургических и др. предприятий, научно-исследовательских институтов, а также научно-педагогических работников и студентов вузов.

ISBN 978-966-379-507-2

УДК 624.7
© ДГМА, 2011

МЕЖДУНАРОДНЫЙ ПРОГРАММНЫЙ КОМИТЕТ

- Авдеенко А. П. зав. кафедрой ХиОТ ДГМА, канд. хим. наук, проф.
- Алиев И. С. проректор по научной работе и международным связям ДГМА, д-р техн. наук, проф.
- Белобров Е. А. вед. специалист КНПП «Формовочные материалы Украины», канд. техн. наук, ст. науч. сотр.
- Бубликов В. Б. зав. отделом высокопрочных специальных чугунов ФТИМС НАН Украины, д-р техн. наук
- Бурбелко А. проф. AGH University of Science and Technology, (г. Краков, Польша)
- Вейнов А. М. зав. лабораторией валков ПАО «НКМЗ», д-р техн. наук, проф.
- Верховлюк А. М. зам.директора ФТИМС НАН Украины, д-р техн. наук, ст. научн. сотр.
- Гринь А. Г. декан машиностроительного факультета ДГМА, канд. техн. наук, доц.
- Гутько Ю. И. зав. кафедрой промышленного и художественного литья ВНУ им. В. Даля, д-р техн. наук, проф.
- Предраг Дашич SaTCIP (Scientifical and Technical Center for Intellectual Property) Ltd. (Vrnjcka Banja, Serbia)
- Заблоцкий В. К. зав. кафедрой ТОЛП ДГМА, д-р техн. наук, проф.
- Ковалевский С. В. проректор по научно-педагогической работе ДГМА, д-р техн. наук, проф.
- Клименко С. И. директор департамента литейного производства Министерства промышленной политики Украины
- Лаптев А. М. зав. кафедрой МТиТОМ ДГМА, д-р техн. наук, проф.
- Лунев В. В. директор института, зав. кафедрой МТЛП ЗНТУ, д-р техн. наук, проф.
- Могилатенко В. Г. зав. кафедрой ЛП НТУУ «КПИ», д-р техн. наук, проф.
- Найдек В. Л. директор ФТИМС НАН Украины, академик НАН Украины, д-р техн. наук, проф.
- Онипко Г. С. нач. отдела литейного производства ПАО «ЭМСС»
- Пономаренко О. И. вице-президент АЛУ, проф. кафедры ЛП НТУ «ХПИ», д-р техн. наук, проф.
- Роганов Л. Л. зав. кафедрой МТО 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.
- Селютин А. А. технический директор ПАО «ЭМСС»
- Скударь Г. М. президент ПАО «НКМЗ», народный депутат Украины, Герой Украины, д-р экон. наук, проф.
- Суков Г. С. председатель правления, генеральный директор ПАО «НКМЗ», канд. экон. наук
- Турчанин М. А. проф. кафедры ТОЛП ДГМА, д-р техн. наук, проф.
- Федоринов В. А. ректор ДГМА, канд. техн. наук, проф.
- Фесенко А. Н. первый проректор ДГМА, канд. техн. наук, доц.
- Хрычиков В. Е. зав. кафедрой ЛП НМетАУ, д-р техн. наук, проф.
- Шинский О. И. зам. директора ФТИМС НАН Украины, президент АЛУ, д-р техн. наук, проф.
- Шумаков В. Ф. главный металлург ПАО «НКМЗ»
- Шумихин В. С. зав. отделом физико-химии сплавов ФТИМС НАН Украины
- Эффенберг MSI (Materials Science International) (г. Штутгарт, Германия)
- Гюнтер

СОДЕРЖАНИЕ

<i>Агравал П. Г., Абдулов А. Р., Древаль Л. А., Турчанин М. А.</i> Термодинамическое моделирование стабильных и метастабильных фазовых превращений в системе Ni – Ti	12
<i>Арабей А. В., Рафальский И. В., Немененок Б. М.</i> Синтез литейных алюминиевых сплавов методом прямого восстановления кремния из алюмоматричных композиций	13
<i>Бартель Г. П., Дардесов А. А.</i> Термоциклическая обработка расплава валковой стали	15
<i>Бартель Г. П., Фесенко Е. В., Фесенко М. А., Фесенко А. Н.</i> Исследование процесса повышения стойкости чугунных изложниц	16
<i>Бартель Г. П., Фурсов В. В.</i> Особенности поверхностного легирования в процессе литья заготовок из инструментальной стали	17
<i>Белобров Е. А., Белобров Е. К., Приходько О. В., Абдулов А. Р.</i> Использование декстрина как связующего в литейном производстве	19
<i>Белов Б. Ф., Троцан А. И., Гуцева И. И., Федаш А. В., Крейденко Ф. С., Бурдынюк Н. И.</i> О методе построения полигональных диаграмм состояния тройных металлургических систем	21
<i>Берчук Д. Н., Бубликов В. Б., Нестерук Е. П., Зеленская Т. В., Хохольков В. Н.</i> Влияние технологических факторов на получение высокопластичного высокопрочного чугуна	23
<i>Беспалый А. А., Верховлюк А. М., Левченко Ю. Н., Железняк А. В.</i> Межфазное взаимодействие расплавов систем Al – Cu – Zr и Al – Cu – Zr – Ni с углеродными материалами	24
<i>Бубликов В. Б.</i> Развитие технологий модифицирования чугунов	25
<i>Бубликов В. Б., Бачинский Ю. Д., Латенко В. П., Суменкова В. В., Хоружий В. Я., Зеленская Т. В.</i> Особенности взаимодействия модифицирующего сплава ФС65РЗМ15 с расплавом чугуна	27
<i>Бубликов В. Б., Ясинский А. А., Сыропоршнев Л. Н., Берчук Д. Н., Киришун И. В., Моисеева Н. П., Талько В. Н.</i> Влияние легирования никелем и скорости охлаждения на структуру и механические свойства отливок из высокопрочного чугуна	29
<i>Буланова М. В., Фартушина Ю. В., Судацова В. С., Шевченко М. О., Кудин В. Г.</i> Діаграми стану і термодинамічні властивості сплавів потрійних систем Al(Sn) – Dy – Ti	31
<i>Верес І. А., Соболюк О. В., Назаренко В. С. Федоров Г. Є., Платонов Є. О., Ямшинський М. М.</i> Покращання технологічних властивостей жаростійких хромоалюмінієвих сталей	32
<i>Воробьева В. П., Луцык В. И., Сумкина О. Г.</i> Компьютерные модели T–X–У диаграмм для конструирования бессвинцовых припоев	34

Глотка О. А., Коваль А. Д., Грешта В. Л. Экспериментальна лігатура типу Fe–W, витоплена з використанням важкотопкого брукхту	35
Гнатенко О. В., Гайдук С. В., Наумик В. В., Лунёв В. В. Разработка экономнолегированного жаропрочного сплава для ответственных отливок	37
Горюк М. С., Погорский В. К. Магнитодинамическое оборудование для приготовления и разливки железоуглеродистых сплавов	39
Гресс А. В., Стороженко С. А. Физическое моделирование гидродинамики металла в литейных ковшах.....	41
Гуныко И. И. О методике изучения в вузе дисциплины «Оборудование литейного производства»	44
Гуныко И. И., Порохня С. В., Гриненко А. А. О регенерации фурановых смесей.....	46
Гуныко И. И., Порохня С. В., Жуков О. Н. К вопросу эффективности зачистки крупного литья	49
Гутько Ю. И., Голофасев А. М., Калюжный П. Б. Компьютерное моделирование напряжено-деформованного стану сталевго виливка.....	51
Гутько Ю. И., Тараненко Н. А. Физическая модель изготовления пенополистироловых моделей	52
Дан Л. А., Трофимова Л.А. Легирование поверхности заготовок, отливаемых по пенополистироловым моделям.....	54
Дараган В. И., Жолудь А. И., Кривоконь В. А. Внедрение технологии изготовления отливок «бандажей» для прокатных валков из стали 150ХНМЛ на ПАО «Энергомашспецсталь»	56
Дараган В. И., Плотниченко А. В. Особенности технологии изготовления уникальных по сложности конструкции отливок для паровых турбин BHARAT HEAVY ELECTRICALS LIMITED (BHEL), Индия	58
Демидов Д. С., Кочешков А. С., Черниш С. В., Гавалешко Н. С. Умови утворення біметалевого шару срібла на міді	60
Дорошенко В. С. Криовакуумные технологии получения металлоотливок в песчаных формах.....	62
Дорошенко В. С., Кравченко В. П., Шевчук Б. М. Создание системы мониторинга литейного цеха на базе беспроводных сенсорных сетей.....	64
Дорошенко В. С., Шинский И. О. Leap-технологии и ЛПМ-процесс.....	66
Доценко Ю. В., Селиверстов В. Ю., Шейдаев К. В. Влияние технологии комбинированного воздействия на свойства литейных алюминиевых сплавов с повышенным содержанием железа	68

<i>Древаль Л. А., Абдулов А. Р., Агравал П. Г., Турчанин М. А.</i> Термодинамическое описание системы Cu – Fe – Co и оценка концентрационных областей получения сплавов с литой дисперсно-капельной структурой	70
<i>Дубоделов В. И.</i> Применение электромагнитных воздействий и литейного МГД оборудования в процессах плавки, внепечной обработки и электромагнитной разливки алюминиевых сплавов	71
<i>Дудченко А. В., Городчиков В. Н., Тарасевич Н. И., Примак И. Н., Щеглов В. М.</i> Оптимизация конструкции щелевого питателя для скоростной заливки крупных литейных форм.....	73
<i>Елькин А. В., Наумик В. В., Зеленюк А. Н.</i> Технология многократного использования вторичных материалов на основе никеля.....	75
<i>Жегур А. А.</i> О производстве мелких фасонных отливок в разовые формы	77
<i>Жолудь А. И., Бибик И. В.</i> Изготовление крупнотоннажных отливок «корпусов рабочих колес» массой 50–150 тонн на ПАО «ЭМСС».....	79
<i>Жуков Л. Ф., Богдан А. В.</i> Непрерывный термоконтроль вакуумной плавки	81
<i>Жуков Л. Ф., Богдан А. В.</i> Исследование и разработка метода спектрально-компенсационной многоцветовой пирометрии излучения с динамическим введением поправки.....	82
<i>Жуков Л. Ф., Богдан А. В.</i> Однотемпературный метод бесконтактной спектрально-компенсационной многоцветовой пирометрии излучения	83
<i>Жуков Л. Ф., Богдан А. В.</i> Двухтемпературный взаимокompенсационный метод спектрально-компенсационной пирометрии	84
<i>Жуков Л. Ф., Богдан А. В., Крупник Л. В., Крупник В. М.</i> Многоцветовая бесконтактная пирометрия излучения металлических сплавов	85
<i>Жуков Л. Ф., Гончаров А. Л., Батальянец В. В., Антонов Г. О.</i> Установка термодинамического контроля степени сфероидизации графита в чугунах	86
<i>Жуков Л. Ф., Гончаров А. Л., Батальянец В. В., Антонов Г. О.</i> Термоэлектрический контроль химического состава металлических сплавов	87
<i>Жуков Л. Ф., Гончаров А. Л., Корниенко А. Л., Смирнов М. И., Батальянец В. В., Антонов Г. О., Дроздовский В. В.</i> Термоэлектрические и оптические переносные термометры для периодических измерений температуры	88
<i>Жуков Л. Ф., Захарченко Э. В., Гончаров А. Л., Сиренко Е. А.</i> Термографический экспресс-анализ железоуглеродистых сплавов.....	89
<i>Жуков Л. Ф., Зубенина Н. Ф.</i> Энерго- и ресурсосберегающие режимы получения и разливки жидкого металла на основе контролируемого индукционного нагрева.....	90

Жуков Л. Ф., Корниенко А. Л., Дроздовский В. В., Гордин В. Н. Непрерывный бесконтактный контроль температуры жидкого металла на сливе или выпуске из металлургических печей и агрегатов	91
Жуков Л. Ф., Смирнов М. И., Богдан А. В. Непрерывный световодный контроль температуры недоступных пирометрам излучения расплавов в металлургических печах и агрегатах	92
Заблоцкий В. К., Фесенко А. Н., Фесенок М. А., Шимко В. И., Шимко А. И. Термическая обработка с использованием тепла структурно-фазовых превращений	93
Заблоцкий В. К., Фесенко А. Н., Фесенко М. А., Шимко В. И. Перспективные технологии термической обработки бейнитных чугунов с шаровидным графитом	95
Заблоцкий В. К., Шимко В. И. Влияние исходной структуры стали 70X5BMФ на превращения при нагреве для повторной закалки	96
Заблоцкий В. К., Шимко В. И. Особенности структурно-фазовых превращений в стали 70X5BMФ при непрерывном охлаждении и в изотермических условиях	98
Заблоцкий В. К., Шимко В. И., Удовиченко В. В. Особенности термообработки стали 35ХМЛ с охлаждением в сыпучем графите	99
Зеленая А. Э., Луцык В. И., Савинов В. В. Схемы кристаллизации силикатных расплавов.....	101
Зырянов А. М., Луцык В. И. Трехфазные области с необычными сменами типов реакции	102
Иванова Л. Х., Колотило Є. В., Калашикіова А. Ю. Комплексне легування та модифікування чавунних розплавів.....	103
Иванов М. И., Березуцкий В. В., Шевченко М. А., Кудин В. Г., Судацкова В. С. Термодинамические свойства расплавов Al – Ln, Ln – Pd и Al – Ln – Pd	105
Иванченко В. Г., Косорукова Т. А. Фазовые равновесия в системе Zr – Co – Ni с содержанием Zr 50–100 ат. %	106
Клименко В. А., Шейко О. І. Застосування статистичних методів дослідження під час визначення оптимального гранулометричного складу наповнювача формувальних і стрижневих сумішей	107
Козак Д. С., Бубликов В. Б., Зеленая Л. А. Модифицированная заэвтектоидная сталь с дисперсным графитом шаровидной формы	109
Козачук Є. В., Яблонський А. А., Могилатенко В. Г., Гурія І. М. Вплив температурного режиму на формування виливків з пористого алюмінію.....	110
Кондрат А. А., Калинин В. Т. Применения комплексного ультра- и нанодисперсного модификатора для отливок сталеразливочных изложниц	111

Кравченко В. И. АРМ технолога модельного цеха	113
Кравченко В. П., Дорошенко В. С. Интеллектуальные функциональные системы мониторинга качества отливок при литье по разовым моделям	114
Кудин В. Г., Матейко И. В., Шевченко М. А., Шаркина Н. О., Судацова В. С. Термодинамические свойства сплавов двойных систем Al – Ln, Ln – Si и Al – Ln – Si	116
Кужель Д. Г., Бурлака Т. В., Федоров Г. Є., Ямшинський М. М. Виготовлення виливків із диференційованими властивостями.....	117
Кузьмин Ю. Д., Раханская А. И., Скребцов А. М., Терзи В. В. Влияние температуры ликвидус металлического расплава на количество включений в стали.....	119
Литус Е. А., Костик В. О. Влияние упрочнения азотированием стали 3Х3М3Ф на изменение износостойкости пресс-форм литья под давлением медных сплавов	120
Лукьянова Е. А., Добаткина Т. В., Рохлин Л. Л. Теоретические основы кристаллизации высокопрочных магниевых сплавов системы Mg – Sm – Tb – Zr.....	122
Лукьяненко И. В., Слепцова А. Б., Платонов Е. А., Косячков В. А. Вероятная причина хрупкости высококремнистого чугуна с шаровидным графитом.....	125
Лысенко Т. В., Становский А. Л., Желдубовский Д. А. Синхронизация составных событий в литейной форме	126
Лысенко Т. В., Худенко Н. П., Степаненко А. В., Солоненко Л. В. Определение коэффициента теплопроводности противоположных покрытий песчаных стержней	129
Лютый Р. В., Кочешков А. С., Кеуш Д. В. Формувальні та стрижневі суміші з неорганічними зв'язувальними компонентами, які зміцнюються у контакт з оснащенням	132
Матвеева М. О., Климович Б. В., Климович В. В. Повышение качества валковых чугунов легированием ванадием, титаном и азотом.....	134
Найдек В. Л., Костяков В. Н., Волошин А. А. Плазменные приставки к индукционным печам.....	136
Найдек В. Л., Костяков В. Н., Сидак В. Б., Левчук М. Т., Кирьякова Н. В. Освоение технологии легирования углеродистой стали ванадием из оксидного расплава золы ТЭС и ванадиевого концентрата	138
Насрулин Э. Р., Луцык В. И. Противоречия в строении T – X – Y диаграммы Cd – Sn – Pb	139
Онишко Г. В., Бондаренко М. Г., Бекленищев О. П., Куриленко А. Н. Внедрение пакета объемного моделирования Solid Works для модельного производства предприятия.....	140

Парфентьев О. В., Мошковський Д. В., Радченко К. С. Федоров Г. Є., Платонов Є. О., Ямшинський М. М. Підвищення експлуатаційних властивостей хромомарганцевих чавунів, мікролегованих титаном і ванадієм	141
Пономаренко О. И., Евтушенко Н. С., Берлизова Т. В. Экология производства ХТС в литейном производстве	143
Приходько О. В., Туманянс Г. Г. Алгоритм автоматизированного определения размеров литейных опок	146
Рабинович А. В., Поляков Г. А., Трезубенко Г. Н., Пучиков А. В., Катрич А. А., Лелеко Д. В., Фельдман А. И., Хейфец Р. Г., Юрковский В. В. Повышение качества центробежнолитых труб из стали 10ХСНД	147
Репях С. И. Кинетика коробления выплавляемых моделей отливок	150
Румянцева Г. А., Немененок Б. М., Задруцкий С. П. Оптимизация флюсовой обработки силуминов с учетом экологических требований	152
Русаков П. В., Шинский И. О. Особенности энергетических моделей управления процессами вибрационной формовки	155
Севастьянов А. М., Стулов В. В. Получение полых отливок из алюминия и его сплавов	157
Селиверстов В. Ю., Михайловская Т. В., Доценко Ю. В. Новая информационная технология количественного анализа цифровых изображений серных отпечатков	158
Середенко Е. В. Применение постоянного магнитного поля в технологии получения эмульгированных сплавов.....	160
Середенко В. А., Косинская А. В., Костенко А. Д. Обработка бинарных сплавов алюминия с элементами, образующими интерметаллиды, постоянным магнитным полем при охлаждении и кристаллизации	162
Сигарев Н. К., Юрковская Т. А. Исследование влияния состава смеси на ее свойства с использованием метода планирования эксперимента	163
Симановский В. М., Максютта И. И., Квасницкая Ю. Г., Михнян Е. В., Нейма А. В. Основные требования к формовочным материалам для получения деталей с ориентированной структурой.....	165
Скребецов А. М., Иванов Г. А., Кузьмин Ю. Д., Качиков А. С. Оптимальные температуры нагрева жидкого расплава в печи с выдержкой при этой температуре и связь их с качеством затвердевшей отливки	167
Слажнев Н. А., Богдан К. С. Повышение динамической точности дозирования металлических расплавов из магнитовесовой литейной установки.....	168

Сокольский В. Э., Давиденко А. О. Исследование керамического флюса для наплавки на основе солеоксидной системы $MgO - Al_2O_3 - SiO_2 - CaF_2$	170
Сокольский В. Э., Казимиров В. П., Шовский В. А., Роик А. С., Смык С. Ю., Самсонников А. В. Исследование строения металлических расплавов на кафедре физической химии Киевского национального университета имени Тараса Шевченко.....	173
Сокольский В. Э., Казимиров В. П., Шовский В. А., Роик А. С., Гончаров И. О., Галинич В. И. Исследование строения шлаковых расплавов на кафедре физической химии Киевского национального университета имени Тараса Шевченко.....	175
Соценко О. В., Посыпайко И. Ю., Белич А. В. Компьютерное моделирование процесса литья деталей промышленных смесителей.....	177
Становский А. Л., Коряченко А. А., Щедров И. Н. Идентификация нарушений в технологии литейного производства.....	179
Стулов В. В. Повышение эффективности тепловой работы кристаллизатора машин непрерывной разливки черных и цветных металлов путем изменения способа их охлаждения и конструкции.....	181
Стулов В. В., Одинокоев В. И., Горнаков А. И. Совершенствование технологии непрерывной разливки слябов путем изменения способа подвода жидкой стали в кристаллизатор с целью повышения качества металлопродукции.....	182
Тимова Е. С. Создание и опробование технологий получения литых сталемедных заготовок в вакууме.....	184
Toleuova A. R., Smagulov D. U., Belov N. A., Alabin A. Perspective aluminum alloys with increased high-temperature strength for valve industry as a possible alternative to steels and cast irons.....	185
Тринева Т. Л. Перспективные материалы литейной оснастки для точного литья.....	187
Троцан А. И., Карликова Я. П., Тимов В. В., Каверинский В. В., Бродецкий И. Л. Модифицирование чугуна тугоплавкими инокуляторами.....	189
Федоров Н. Н., Сотников Д. Ю. Новое в применении углеродсодержащих добавок для песчано-бентонитовых смесей.....	191
Федосов А. В. Моделирование тепловых процессов кристаллизации стали с применением неравномерных расчетных сеток.....	192
Фесенко А. Н., Фесенко М. А. Перспективные направления использования технологии внутриформенной обработки расплава для получения отливок с заданной структурой и свойствами.....	195

Фесенко А. Н., Фесенко М. А., Дегтярев С. А. Установка центробежного литья для получения двухслойных и многослойных отливок	197
Фесенко М. А., Фесенко А. Н. Внутриформенное модифицирование расплава для получения отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом	200
Фесенко М. А., Фесенко А. Н., Чугайов Д. А. Исследование процессов внутриформенного модифицирования расплавов	201
Фиксен В. Н. Применение магнитодинамических установок для рафинирования алюминиевых сплавов и получения из них отливок.....	203
Хазанов А. В., Иванова Л. Х. Плавка валковых чугунов в индукционных печах	205
Хорошилов О. Н., Пономаренко О. И. Повышение производительности ГМНЛЗ и качества заготовок204	207
Чабак Ю. Г., Ефременко В. Г., Станишевский Р. Р. Температурно-временные границы распада первородного аустенита в высокохромистом чугуне.....	210
Чайкина Н. В., Чайкин В. А., Неменёнок Б. М., Панасюгин А. С., Михалач Д. П., Задрецкий С. П., Розум В. А., Бежок А. П., Зыкович И. Л., Яковский Д. Д. Новый взгляд на механизм обработки расплавов алюминия карбонатом кальция	211
Чейлях А. П., Караваева Н. Е. Влияние режимов закалки на структуру и свойства цементованной стали 20ГЛ	213
Cheiliakh Y. A., Chigarev V. V. Surface modification of metastable phase structural states, realizing the effect of self-strengthening and increasing wear resistance in the process of steels wear	214
Шевченко М. О., Иванов М. І., Березуцький В. В., Кудін В. Г., Судавацова В. С. Термодинамічні властивості сплавів подвійних систем Sn-РЗМ і потрійних Al-Sn-РЗМ.....	215
Шумаков В. Ф. Инновационные технологии и техническое первооружение сталелитейного производства завода в 2010–2011 гг	216
Эффенберг Г., Ильенко С., Довбенко А., Турчанин М. Msi Eureka – база данных для современного материаловедения и технологических процессов.....	218
Ямшинський М. М., Федоров Г. Є., Платонов Є. О., Гарячий М. В., Бурлака Т. В. Зносостійкі середньовуглецеві сплави.....	219
Ясинский А. А., Бубликов В. Б., Берчук Д. Н., Зеленый Б. Г., Зеленая Л. А., Киришун И. В. Технологические факторы, регулирующие формирование структуры тонкостенных отливок из высокопрочного чугуна.....	221

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТАБИЛЬНЫХ И МЕТАСТАБИЛЬНЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СИСТЕМЕ Ni–Ti

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

Интерес к сплавам никеля с титаном обусловлен их склонностью к аморфизации, уникальным сочетанием высокой прочности с жаростойкостью и эффектом памяти формы.

Термодинамическое описание системы Ni–Ti было выполнено в рамках CALPHAD-метода. Для описания избыточной составляющей термодинамических свойств расплавов системы была использована модель идеального ассоциированного раствора. Избыточная энергия Гиббса смешения граничных твердых растворов (Ni), (α Ti), (β Ti) была описана с применением полиномов Редлиха – Кистера. Интерметаллические соединения были описаны с использованием Compound Energy Formalism (CEF). Рассчитанная равновесная диаграмма состояния системы приведена на рис. 1, а.

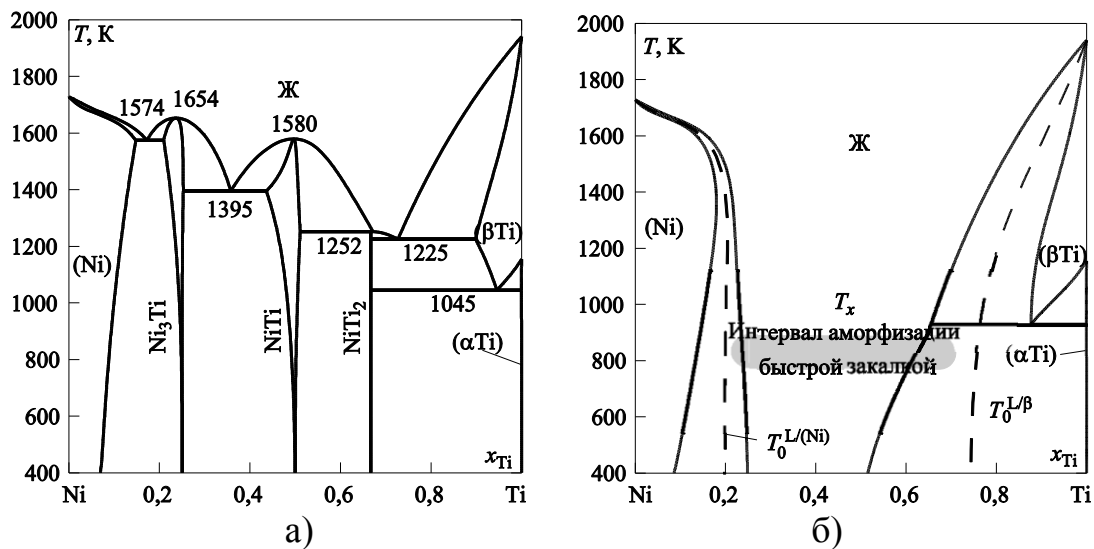


Рис. 1. Рассчитанные равновесная (а) и метастабильная (б) диаграммы состояния системы Ni–Ti.

Полученные нами параметры моделей энергии Гиббса фаз были использованы для расчета метастабильных превращений с участием переохлажденной жидкой фазы и граничных твердых растворов. Представленная на рис. 1, б метастабильная диаграмма состояния позволяет прогнозировать концентрационную область получения аморфных сплавов закалкой из жидкости в пределах $x_{Ti} \approx 0,2 - 0,7$, что удовлетворительно согласуется с экспериментальными данными. В метастабильных условиях линия солидуса (Ni)-фазы имеет ретроградный характер с координатами ретроградной точки $x_{Ti} = 0,18$ при 1360 К. Согласно расчетам, при температуре 923 К растворимость никеля в (β Ti) может возрастать до $x_{Ni} = 0,12$ (рис. 1, б).

СИНТЕЗ ЛИТЕЙНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ ПРЯМОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ КРЕМНИЯ ИЗ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИЙ

Арабей А. В., Рафальский И. В., Немененок Б. М.
(БНТУ, г. Минск, Республика Беларусь)

Литейные алюминиевые сплавы широко используются в машиностроении, авиации, пищевой промышленности, строительстве и др. Перспективность использования литейных технологий обусловливается универсальностью, позволяющей получить из алюминиевого сплава отливки сложных геометрических форм. В последние годы отмечается тенденция к увеличению доли производства алюминиево-кремниевых сплавов.

Наиболее широко используемым способом получения сплавов и лигатур на основе системы алюминий-кремний является традиционная технология сплавления алюминия с кристаллическим кремнием и другими присадками.

В последние годы альтернативным способом получения кремния и алюминиево-кремниевых сплавов является метод прямого восстановления в руднотермических электропечах большой мощности (15000 – 35000 кВА), обеспечивающих протекание высокотемпературных процессов восстановления кремния углеродом (1800 – 2200 °С).

Однако возможность получения силумина методом прямого восстановления кремния из его оксидов алюминием в существующих плавильных печах, используемых в литейном производстве, при значительно более низких температурах (до 800–900 °С) представляется более перспективным и экономичным способом низкотемпературного синтеза этих сплавов. Тем не менее, несмотря на очевидные преимущества данного способа получения силуминов, низкотемпературный синтез литейных алюминиевых сплавов методом прямого восстановления кремния в настоящее время широкого применения не получил.

Авторами работы были изучены закономерности низкотемпературного синтеза литейных алюминиевых сплавов методом прямого восстановления кремния из алюмоматричных композиций и определены основные принципы построения модели ресурсосберегающего синтеза литейных сплавов на основе алюминия.

Процесс получения синтетического силумина контролировали по следующим параметрам: температура перегрева расплава, температура начала и конца кристаллизации первичных и эвтектических фаз, содержание кремния, временные параметры плавки.

Контроль процесса протекания химической реакции между расплавом алюминия и оксидом кремния контролировали по температурам начала и конца фазовых превращений при затвердевании пробы расплава методом компьютерного термического анализа.

Для приготовления алюмоматричных композиций была сконструирована и изготовлена лабораторная установка, которая включает лабораторную

печь, графитовый тигель, устройство для перемешивания наполнителя и расплава с импеллером, желоб для подачи наполнителя.

Необходимо отметить, что в последние годы активно разрабатываются технологии получения литейных композиционных сплавов (ЛКМ). ЛКМ на основе алюминия (АКМ) и дисперсных частиц (карбидов, нитридов, оксидов и др.), получают их в основном следующими методами: интенсивным механическим замешиванием в матричный расплав дисперсных частиц (вортекс-процесс), вдуванием их в расплав с помощью плазменной струи аргона или другого инертного газа, реакционного литья, введением в расплав армирующих добавок в виде лигатур, армирования теблетированными брикетами. Известной проблемой при получении АКМ является плохое смачивание частиц дисперсной фазы (наполнителя) расплавом алюминия, поскольку не обеспечивается непрерывный физический контакт между фазами, необходимый для достижения прочных адгезионных связей.

Изготовление литейных алюминиевых сплавов механическим замешиванием дисперсных частиц оксида кремния в матричный расплав является наиболее простым и универсальным способом. Однако, как показал анализ известных технологий получения АКМ и результаты собственных исследований, реакция взаимодействия расплава алюминия с оксидом кремния хорошо протекает лишь при больших скоростях перемешивания расплава и наполнителя (более 600 об/мин). В условиях реального производства обеспечить такие скорости перемешивания расплава достаточно сложно, что связано с окислением расплава и снижением стойкости импеллера.

Авторами работы были изучены закономерности низкотемпературного синтеза литейных алюминиевых сплавов методом прямого восстановления кремния из алюмоматричных композиций, а также определены основные принципы построения модели ресурсосберегающего синтеза литейных сплавов на основе алюминия, учитывающего следующие параметры: межфазные взаимодействия на поверхности раздела «алюминиевая матрица – оксид алюминия»; особенности смачивания поверхностей дисперсных частиц упрочняющей фазы расплавами алюминия; особенности физико-химического взаимодействия компонентов металлооксидной композиции; влияние термических и механических напряжений на поверхность раздела фаз «алюминиевая матрица – оксид алюминия». Отличительной особенностью разработанной модели является применение эффективных и легко реализуемых на практике технологических операций.

В результате проведенных исследований было установлено, что при использовании алюмоматричных композиций с кремнеземсодержащими наполнителями процесс восстановления кремния определяется химическим и фракционным составом наполнителя, температурно-временными параметрами приготовления алюмоматричных композиций, количеством вводимой фракции наполнителя, состоянием поверхности раздела контактирующих фаз. Полученные результаты позволили предложить новый ресурсосберегающий способ получения синтетических сплавов и лигатур с высокими показателями выхода годного материала – литейных алюминиевых сплавов и Al-Si лигатур.

ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА РАСПЛАВА ВАЛКОВОЙ СТАЛИ

Бартель Г. П.¹, Дардесов А. А.²
(¹ДГМА, г. Краматорск, Украина;
² ПАО «НКМЗ», г. Краматорск, Украина)

В периодической печати уделяется большое внимание методам воздействия на расплав различных марок стали, обеспечивающим улучшение структуры и механических свойств. Это и раскисление, и рафинирование, и модифицирование, и дегазация, и обработка в ковше-печи и другие [1-3].

Обработка расплава вне печи направлена на снижение в нем вредных примесей, загрязненности неметаллическими включениями, содержания газов и, в первую очередь, водорода.

Все больше внимания уделяется методам модифицирования без введения специальных модифицирующих препаратов. Это термовременная обработка, электромагнитное перемешивание, ультразвуковая обработка расплава, воздействие на расплав плазмой, вибрация.

Однако при использовании комплексов внепечной обработки расплава не всегда успешно решаются вопросы, связанные с качеством металла.

В данной работе опробовали новый метод воздействия на расплав – термоциклическую обработку расплава стали 60X2СМФ в индукционной печи ИСТ-016. В результате циклического изменения температуры изменяется вязкость расплава, что влияет на изменение растворимости газов, условия укрупнения и всплывания различных неметаллических включений.

Получены положительные результаты по снижению содержания неметаллических включений, газонасыщенности, структурной и химической неоднородности слитков, что положительно повлияет на контактную выносливость валков из стали 60X2СМФ.

Реализация технологии возможна как в электродуговых, так и индукционных печах, еще лучше – в ковше-печи.

Для разработки стабильной технологии этот метод нуждается в широком промышленном опробовании и дальнейших исследованиях применительно к различным сплавам.

ЛИТЕРАТУРА

1. К вопросу о выборе рациональной схемы производства качественной стали / А. С. Вергун [и др.] // *Металлургическая и горнорудная промышленность*, 2006. – № 3. – С. 21–23.

2. Зинченко В. Т. Внепечная обработка валковой стали комплексными модификаторами / В. Т. Зинченко, И. В. Судоргин // *Современные проблемы электрометаллургии стали. Материалы XII международной конференции*. – Издательство ЮУрГУ, 2004. – 320 с.

3. Происхождение неметаллических включений и пути снижения загрязненности ими металла / В. А. Голубцов, А. А. Воронин, Т. В. Тетюева, В. Е. Рощин, Р. Г. Усманов // *Металлург*, 2005. – №4. – С. 73–77.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ ЧУГУННЫХ ИЗЛОЖНИЦ

Бартель Г. П., Фесенко Е. В., Фесенко М. А., Фесенко А. Н
(ДГМА, г. Краматорск, Украина)

В настоящее время изложницы чаще всего применяются для производства кузнечных слитков из углеродистых и легированных сталей. Традиционным материалом для изготовления сталеразливочных изложниц с момента их изобретения и до настоящего времени служит серый чугун, что обусловлено тем, что этот материал является легко доступным, сравнительно дешевым и достаточно технологичным.

В процессе эксплуатации чугунные изложницы подвержены действию высоких температур и больших термических напряжений. Неравномерность и цикличность нагрева, а также охлаждения отдельных участков изложницы являются причиной развития термических напряжений, которые, в свою очередь, вызывают появление трещин, что, главным образом, предопределяет условия работы изложниц и срок их эксплуатации. Кроме этого, исследованиями целого ряда авторов установлено, что при эксплуатации чугунных изложниц на поверхности выхода трещины наблюдается значительное окисление металлической матрицы чугуна и выгорание графита, что увеличивает ширину трещины. Следовательно, склонность к трещинообразованию чугуна с пластинчатым графитом связана не столько с термическими напряжениями, сколько с окислением и выгоранием графита.

Для повышения стойкости к трещинообразованию чугунных изложниц необходимо исключить выгорание углерода в процессе взаимодействия поверхности изложницы и выходящих на поверхность пластин графита с кислородом. Этого можно достичь путем защиты рабочей поверхности изложницы защитными покрытиями. Поэтому особый интерес, как с научной, так и с практической точки зрения, представляет получение защитного покрытия, которое формируется непосредственно в процессе литья изложницы.

В данной работе для повышения стойкости изложниц из серого чугуна с пластинчатым графитом за счет улучшения рабочей поверхности разработана и исследована технология поверхностного внутриформенного легирования чугуна непосредственно в процессе изготовления отливок изложниц в форме элементами, повышающими жаростойкость и термическую усталость. В качестве веществ для получения поверхностного защитного слоя изложницы были выбраны чистый алюминий и механическая смесь алюминия с феррохромом ФХ650 в соотношении 1 к 4 разной фракции.

Установлено, что для достижения на отливках жаростойкого слоя необходимо использовать алюминиевый порошок или механическую смесь ФХ650 с алюминием фракций 0315-063. Толщина легированного слоя при этом при соответствующих режимах литья может достигнуть 4,5–5,0 мм, что вполне удовлетворяет требованиям, предъявляемым к жаростойким отливкам.

Разработанная технология является перспективной для внедрения на предприятиях при изготовлении чугунных изложниц.

ОСОБЕННОСТИ ПОВЕРХНОСТНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ В ПРОЦЕССЕ ЛИТЬЯ ЗАГОТОВОК ИЗ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ

Бартель Г. П.¹, Фурсов В. В.²

¹ ДГМА, г. Краматорск, Украина;

² ПАО «ЭМСС», г. Краматорск, Украина)

Известны различные способы повышения эксплуатационных свойств инструмента из инструментальной стали. Более широкое применение получили методы насыщения поверхности заготовок или готового инструмента различными легирующими элементами.

Методы химико-термической обработки заготовок с последующей закалкой и отпуском обеспечивают повышение твердости и износостойкости инструмента при наличии вязкой сердцевины. Химико-термическая обработка позволяет обеспечить насыщение поверхности одним или несколькими легирующими элементами совместно или послойно. Однако методы химико-термической обработки достаточно длительны и требуют соответствующего оборудования, подготовки и проведения процесса насыщения.

Поверхностное легирование отливок в процессе литья не получило должного распространения из-за грубой поверхности и нестабильности результатов, что связано с применяемой технологией насыщения.

В работе [1] отмечается, что известные методы поверхностного легирования отливок можно подразделить на три группы в зависимости от того, как происходит насыщение:

- 1) в результате сваривания легирующего материала с поверхностью отливки;
- 2) пропитки жидким металлическим сплавом облицовочного слоя легирующего покрытия;
- 3) диффузии легирующих элементов из облицовочного слоя формы в отливку.

В работе [2] изучены процессы интенсификации поверхностного легирования отливок различными компонентами из обмазок за счет расширения диапазона диффузии от температуры плавления инструментальной стали и времени диффузионных процессов при замедлении скорости охлаждения отливок. В этом случае обеспечивается хорошая поверхность отливки по сравнению с методами поверхностного легирования первых двух групп, по классификации [1].

Интенсификация процессов формирования упрочненных поверхностных слоев актуальна как при химико-термической обработке сталей [3], так и при получении поверхностно-легированных слоев на отливках. Сплавление облицовочного слоя обмазки с материалом отливки обеспечивает наибольшую глубину упрочненного слоя, но неудовлетворительное качество поверхности по шероховатости.

В данной работе исследовали получение поверхностных легированных слоев на отливках из инструментальной стали наиболее эффективным методом – расплавления порошкового композиционного состава легирующего покрытия, предварительно нанесенного на поверхности формы.

Для улучшения качества поверхности отливок предусмотрено нанесение промежуточного стойкого огнеупорного покрытия на формовочные смеси до нанесения легирующего композиционного состава. Опробование различных формовочных материалов с огнеупорными покрытиями позволило выбрать смеси, обеспечивающие получение качественной поверхности отливок по шероховатости.

Использование различных композиций составов для поверхностного легирования отливок позволило изучить условия сплавления и формирования микроструктуры в процессе первичной кристаллизации, выбрать составы для обеспечения повышенной износостойкости вырубного инструмента из стали типа 65ХЗВЗМФСЛ.

По результатам проведенных исследований показано, что, используя различные композиции дисперсных порошковых частиц легирующих элементов, возможно получение требуемых микроструктуры и микротвердости поверхностного слоя литой стали в заданных пределах (от 1 до 15 мм и более). Изменение микроструктуры связано с насыщением расплава у стенок формы химическими элементами из композиционного состава покрытия и формированием в процессе ускоренной первичной кристаллизации в поверхностном слое литых заготовок мелкодисперсных структур слоя.

Установлено, что влияние Al на поверхностное внутриформенное легирование литой инструментальной стали связано с изменением условий выделения карбидной фазы. Ускоренное охлаждение в малых сечениях отливок способствует преимущественному выделению карбидной фазы.

Показано, что использование в порошковом композиционном составе карбидов хрома, бора, ферросилиция и других компонентов позволяет получать в поверхностном слое отливок из инструментальной стали мелкодисперсные эвтектики повышенной твердости и различной толщины. Выбор оптимальной толщины легированного слоя может обеспечить повышение износостойкости различного по назначению инструмента.

ЛИТЕРАТУРА

1. Чурик М. Н. *Повышение качества отливок методом поверхностного легирования* / М. Н. Чурик, А. И. Шинкевич, А. А. Андрушкеви // Минск: БелНИИИТИ, 1978.

2. Бельский Е. И. *Упрочнение литых и деформированных инструментальных сталей* / Е. И. Бельский, М. В. Ситкевич, Н. С. Траймак // Минск : Наука и техника, 1982. – 280 с.

3. Лыгденов Б. Д. *Интенсификация процессов формирования структуры диффузионного слоя при химико-термической обработке сталей* / Автореферат дис. на соиск. уч. ст. д-ра техн. наук : спец. 05.02.01 «Материаловедение» / Б. Д. Лыгденов. – Барнаул, АлтГТУ, 2008. – 34 с.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ДЕКСТРИНА КАК СВЯЗУЮЩЕГО В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Белобров Е. А.¹, Белобров Е. К.², Приходько О. В.², Абдулов А. Р.²
(¹КНПП «Формовочные материалы Украины», г. Краматорск, Украина;
²ДГМА, г. Краматорск, Украина)

Коллективное научно-производственное предприятие «Формовочные материалы Украины» выполнило лабораторно-техническую проработку стержневых смесей, содержащих в качестве связующего в своем составе декстрина. В этих смесях, кроме декстрина, использовались следующие материалы:

- вольногорский кварцевый песок,
- часовояровский тощий песок с содержанием глинистой составляющей 4–10 %,
- порошковый бентонит производства ОАО «Завод утяжелителей»,
- связующие: лигносульфонат технический жидкий (ЛСТЖ), 4ГУ-П, АЗМОЛ УСК, олифа «Оксоль».

Всего было проработано 20 составов смесей с различными сочетаниями песков, глин и связующих. Составы смесей, свойства которых показали наилучшие результаты, представлены в таблице 1.

Таблица 1

Составы смесей, показавших приемлемые результаты

Наименование исходных материалов	Содержание компонентов в различных смесях, % масс.						
	1	2	3	4	5	6	7
Кварцевый песок	78	78	78	78	97	97	97
Часовяровский тощий песок	20	20	20	20	-	-	-
Порошковый бентонит	2	2	2	2	3	3	3
ЛСТЖ	-	2	-	-	-	2	-
Декстрин	2,5	1,5	2,5	2,5	2,5	1,5	2,5
4ГУ-П	-	0,5	0,5	-	-	-	0,5
АЗМОЛ УСК	-	-	-	0,5	-	-	-
Вода	До влажности 3,5–4,0 %						

Физико-механические свойства этих смесей приведены в таблице 2.

Стержневые смеси с декстрином можно приготавливать в любых смесителях, соблюдая следующий порядок загрузки компонентов и время их перемешивания:

Физико-механические свойства смесей

Наименование физико-механических свойств смесей и их размерности	Значение физико-механических свойств смесей, составы которых приведены в табл. 1						
	1	2	3	4	5	6	7
Газопроницаемость, ед.	102	193	163	163	102	138	163
Влажность, %	4,0	2,6	2,6	2,6	4,0	2,6	2,4
σ_v сырых образцов, кПа	20	25	29	34	27	18	27
σ_p сухих образцов (сушка в течение 1 часа при 160–180°C, МПа)	0,7	0,72	0,58	0,47	1,22	0,7	0,87
Текучесть, %	59	70	69	49	41	40	52

- песок + бентонит + декстрин – 2 мин;
 - жидкие связующие (ЛСТЖ, АЗМОЛ УСК, 4ГУ-П, олифа) – 5 мин
 (до достижения требуемой сырой прочности).

Наилучшие во всех отношениях результаты показали смеси № 2 и 3 с часовяровским тощим песком и небольшими добавками связующего 4ГУ-П, которое устраняет комкуемость смесей и придает им хорошую текучесть, что обеспечивает плотную набивку стержней, отсутствие на их поверхностях рыхлот. Эти смеси следует использовать для изготовления ажурных, тонкостенных стержней. Для предприятий, не располагающих часовяровским тощим песком, рекомендуем смесь № 7 на кварцевом песке. Добавление в нее 0,5 % связующего 4ГУ-П позволяет получить приемлемую текучесть (51 %) при сохранении высокой прочности после тепловой сушки.

Практически все смеси обладают достаточной прочностью в сыром состоянии (18–34 кПа), что позволяет использовать их для изготовления достаточно высоких стержней с отношением высоты к поперечному размеру до 3. Смесей 5, 6 рекомендуются для изготовления достаточно крупных и простых по конфигурации стержней массой до 150–200 кг. При отсутствии связующего 4ГУ-П можно в качестве технологической добавки использовать связующее АЗМОЛ УСК (смесь 4).

Добавление в смеси связующих типа олифы, 4ГУ-П, АЗМОЛ УСК благоприятно влияет на их текучесть, существенно повышая ее, но вместе с тем снижает сухую прочность. Умеренное содержание этих связующих, порядка 0,5 %, незначительно снижает прочность смеси. При этом снижается также гигроскопичность сухих стержней, что является благоприятным обстоятельством.

О МЕТОДЕ ПОСТРОЕНИЯ ПОЛИГОНАЛЬНЫХ ДИАГРАММ СОСТОЯНИЯ ТРОЙНЫХ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ СИСТЕМ

Белов Б. Ф.¹, Троцан А. И.¹, Гуцева И. И.¹,

Федаш А. В.¹, Крейденко Ф. С.², Бурдынюк Н. И.²

(ПГТУ, г. Мариуполь, Украина; ИПМ НАН Украины, г. Макеевка, Украина)

Предлагается новый графоаналитический метод (ПДС-метод) построения полигональной диаграммы состояния тройных металлургических систем на плоскости равностороннего треугольника.

В вершинах треугольника (рис. 1) обозначают исходные компоненты – А, В, С, на его гранях – промежуточные фазы базовых бинарных систем А–В, В–С, С–А. Реперные точки бинарных систем отвечают заданному стехиометрическому составу химических соединений: $2AB(210) \rightarrow AB(110) \rightarrow A_2B(120)$ – система А–В; $2BC(021) \rightarrow BC(011) \rightarrow B_2C(012)$ – система В–С; $A_2C(102) \rightarrow AC(101) \rightarrow 2AC(201)$ – система А–С.

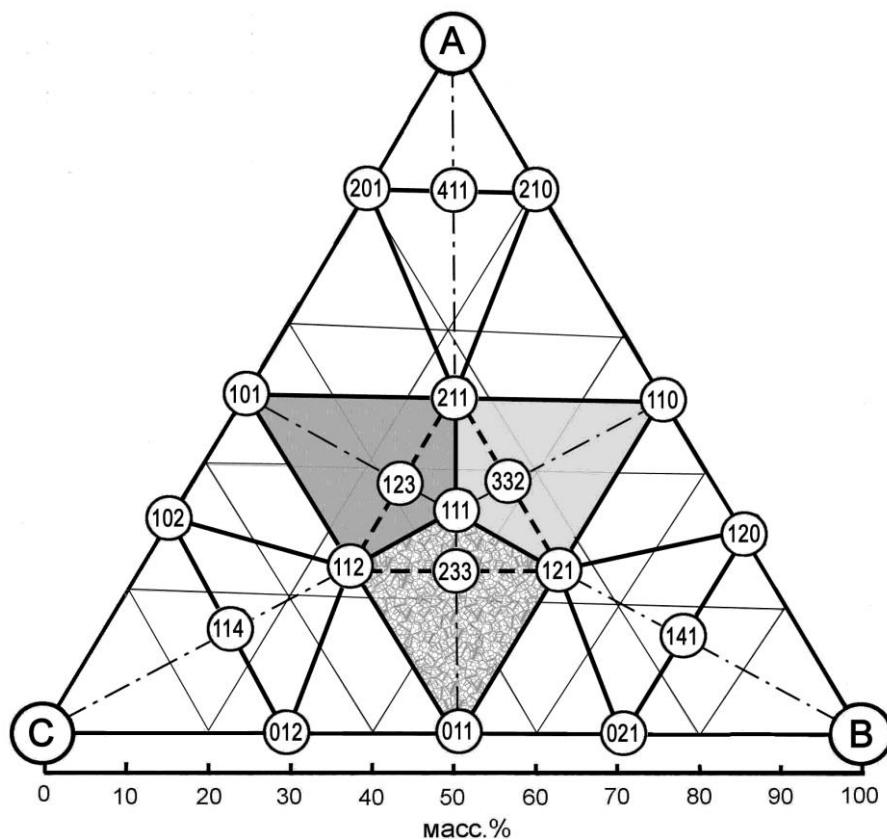


Рис. 1. Полигональная диаграмма состояния тройной системы.

Условные обозначения для промежуточных двойных и тройных фаз представляют трехзначными числами, где первые цифры относятся к стехиометрическим коэффициентам первого компонента (А), вторые – (В) и третьи – (С). Координационная сетка из параллельных ребрам треугольника

линий (тонкие линии на рис. 1) определяет координаты концентраций промежуточных фаз по отношению к масс. (ат.) долям бинарных систем.

Геометрический образ тройной, как и двойной диаграмм, определяется реперными точками первичных промежуточных фаз, состав которых отвечает минимальному числу частиц с максимально плотной упаковкой структурных ионно-молекулярных комплексов (СИМ-комплексы). Для двойных диаграмм типа А–В координаты первичной промежуточной фазы (ППФ) находятся на коноде (горизонтальная линия), соединяющей исходные компоненты с ППФ, которые относятся к линейным бинарным системам в виде прямых линий, являющихся геометрическим местом точек концентраций всех промежуточных фаз. Реперная точка ППФ бинарной системы заданного стехиометрического состава $nAmB$ условно разделяет ее на две подсистемы: А- $nAmB$ и В- $nAmB$, в которых происходит образование вторичных промежуточных фаз в точках пересечения прямых линий, исходящих от чистых компонентов и промежуточной фазы.

В тройной полигональной диаграмме также существуют линейные системы, которые различаются на полевые (ПЛС) и лучевые (ЛЛС) в квазибинарных системах. ПЛС – сплошные прямые линии, соединяющие реперные точки промежуточных бинарных фаз на ребрах треугольника и ЛЛС – прямые штрихпунктирные линии, соединяющие вершины треугольника с реперными точками на его противоположных ребрах.

Координаты тройной первичной промежуточной фазы находят в точке пересечения трех ЛЛС, соединяющих вершины треугольника и первичные промежуточные фазы бинарных базовых систем.

Анализ структурно-химического состояния (СХС-анализ) тройных промежуточных фаз проводят с помощью полигональных диаграмм состояния квазибинарных систем, построенных дополнительно на лучевых линейных системах А-011, В-101 и С-110. СХС-анализ дает возможность исследовать условия существования промежуточных фаз – температуры образования и плавления, область гомогенности твердых и жидких растворов, фазовые и химические превращения.

Представленный новый графоаналитический метод построения полигональных диаграмм состояния тройных систем пригодный для органических и неорганических компонентов конденсированных фаз, является гипотетическим в рамках феноменологической теории строения конденсированных фаз по модели гармонических структур вещества (теория МГС-фаз). Однако ПДС-метод позволяет систематизировать и классифицировать известные экспериментальные данные, в частности, твердых и жидких металлургических фаз, для которых прецизионные методики физико-химических исследований практически отсутствуют и справочные данные весьма ограничены. Информационная емкость полигональных диаграмм значительно превышает классические диаграммы, что дает возможность их использования для разработки научно-технологических основ повышения эффективности технологии производства черных и цветных металлов.

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОПЛАСТИЧНОГО ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

Берчук Д. Н., Бубликов В. Б., Нестерук Е. П.,
Зеленская Т. В., Хохольков В. Н.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Наиболее перспективным для действующих чугунолитейных цехов Украины представляется не требующим высокого уровня механизации, автоматизации, мониторинга и управления процесс модифицирования в проточных реакторах, расположенных непосредственно в литейных формах. Внутриформенное модифицирование является экологически чистым процессом, обеспечивает переход магния из лигатур в металл отливок на уровне 70–85 % и устраняет характерную для ковшовых методов проблему демодифицирования расплава. Одновременно с этим внутриформенное модифицирование обеспечивает наиболее оптимальное для свойств высокопрочного чугуна структурообразование, что позволяет использовать тонкостенные отливки без высокотемпературного графитизирующего отжига. Несмотря на очевидные преимущества, поздние методы модифицирования расплава магниевыми лигатурами пока не получили широкого распространения, в первую очередь по причине недостаточной изученности чрезвычайно сложных гидродинамических и тепломассообменных процессов в проточных реакторах, определяющих кинетику перехода модифицирующих элементов в металл отливок, что препятствует во многих случаях успешному осуществлению технологических процессов.

Исследовали особенности процесса получения высокопрочного чугуна внутриформенным и ковшовым модифицированием расплава магниевой лигатурой ФСМг-7. По экспериментальным данным получены математические уравнения в виде полиномов второго порядка и построены графики, которые адекватно описывают влияние скорости охлаждения (1,25; 0,6; 0,32; 0,23; 0,17 °С/с) клиновидных проб на количество включений шаровидного графита, количество феррита, твердость, предел прочности и относительное удлинение при внутриформенном и ковшовом модифицировании.

По результатам исследования инокулирующая способность внутриформенного модифицирования значительно выше, чем ковшового модифицирования. С увеличением скорости охлаждения от 0,17 до 1,25 °С/с, что соответствует диапазону толщин клиновидных проб от 25 до 5 мм, количество феррита уменьшается от 95 до 65 % при внутриформенном модифицировании и от 45 до 10 % – при ковшовом.

Из-за наличия цементита в структуре быстроохлаждающейся клиновидной пробы толщиной 5 мм из высокопрочного чугуна, полученного ковшовым модифицированием, механические свойства не исследовались. По сравнению с внутриформенным при ковшовом модифицировании предел прочности, в среднем на 100 МПа выше, так как меньше содержание феррита. При внутриформенном модифицировании с повышением скорости

охлаждения прочность возрастает, а в диапазоне скоростей охлаждения $0,6 - 1,25^{\circ}\text{C}/\text{с}$, что соответствует толщине клиновидных проб 5–10 мм, изменяется незначительно. Изменение относительного удлинения при ковшовом модифицировании характеризуется значительным разбросом данных, а при внутриформенном модифицировании значительно выше и во всем исследованном диапазоне скоростей охлаждения находится в пределах 11,5–17,5 %. Твердость закономерно возрастает и пропорциональна росту предела прочности. При ковшовом модифицировании в исследованном диапазоне скоростей она не превышает 263 НВ, а при внутриформенном модифицировании – 210 НВ.

В результате проведенных исследований показана перспективность и сформулированы рекомендации по применению модификатора ФСМг-7 для внутриформенного модифицирования с целью получения высокопрочного чугуна с повышенным уровнем пластических свойств. Получены новые научные данные по влиянию химического состава модификатора, параметров внутриформенного модифицирования и скорости охлаждения на структуру и механические свойства отливок из высокопрочного чугуна, послужившие основой для разработки материало- и энергосберегающих технологий.

МЕЖФАЗНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ РАСПЛАВОВ СИСТЕМ Al – Cu – Zr И Al – Cu – Zr – Ni С УГЛЕРОДНЫМИ МАТЕРИАЛАМИ

Беспалый А. А., Верховлюк А. М., Левченко Ю. Н., Железняк А. В.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Для модифицирования алюминиевых расплавов могут применяться мелкокристаллические (МКМ) или аморфные модификаторы (АМ) на основе систем Al – Cu – Zr и Al – Cu – Zr – Ni. Одним из условий их получения в аморфном или микрокристаллическом состояниях является гомогенность исходного расплава, что достигается благодаря высокой температуре нагрева (порядка 1473К). Нагрев этих сплавов до высоких температур в сочетании с высокой реакционной способностью их компонентов приводят к активному химическому взаимодействию расплава с материалом плавильного тигля и разливочного устройства. Кроме того – к загрязнению исходного сплава, что в конечном итоге снижает его аморфизирующую способность и приводит к износу огнеупоров. В связи с этим выбор огнеупорных материалов играет важную роль в процессе получения данных сплавов. В этом случае исследование межфазного взаимодействия в системах твердое тело – жидкость, позволяет выбрать футеровочные материалы, инертные по отношению к этим сплавам, и температурные интервалы их применения.

Межфазные свойства в системах сплав 47 % Al – 40 % Cu – 13 % Zr – графит и сплав 47 % Al – 40 % Cu – 10 % Zr – 3 % Ni – графит исследовали методом лежащей капли в интервале температур от 1333К до 1523 К

в вакууме ($P = 1,7 \times 10^{-2}$ Па). В качестве подложек использовали электродный графит (ЭГ), мелкозернистый графит (МГ1), мелкозернистый плотный графит (МПП7) и пирографит (базисная плоскость).

Эксперименты показали, что контактный угол смачивания (θ) для всех изученных систем лежит в области ниже 90° уже при температуре 1453 К. Значения θ при этой температуре для различных систем разные, а именно, изменяются от 40 до 85° . Исключение составила система 47 % Al – 40 % Cu – 13 % Zr – МПП7. В данном случае θ намного выше и равен 140° . Подложки, изготовленные из этого материала, начинают смачиваться при более высокой температуре. Для всех изученных систем установлено, что смачивание огнеупоров начинается после различного времени выдержки, а именно, через 5–8 минут. Это подтверждает тот факт, что поверхностная пленка изученных расплавов на основе алюминия имеет различную прочность.

Таким образом, исследования показали, что все исследованные огнеупорные материалы можно использовать для кратковременной плавки и разливки сплавов систем Al – Cu – Zr и Al – Cu – Zr – Ni до температуры 1473К.

РАЗВИТИЕ ТЕХНОЛОГИЙ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ЧУГУНОВ

Бубликов В. Б.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

В мировом выпуске литья из всех видов сплавов чугуны отливки по массе составляют 75 %. В последнее время в структуре чугунолитейного производства произошли большие изменения. В технологически развитых странах выпуск высокопрочного чугуна с шаровидным графитом сравнялся с выпуском серого чугуна с пластинчатым графитом. Динамично растет выпуск отливок из чугуна с вермикулярным графитом. По причине высокой энергоемкости технологии во много раз снизился выпуск отливок из ковкого чугуна.

Модифицирование является основной технологической операцией, обеспечивающей получение в чугуне шаровидного или вермикулярного графита, а также марок серого чугуна с высокой прочностью при растяжении ($\sigma_b = 250\text{--}400$ МПа).

В производстве чугуна с пластинчатым графитом модифицирование служит средством решения следующих технологических задач:

- предотвращения образования эвтектического цементита (отбела), при кристаллизации тонкостенных отливок;
- предотвращения образования при высокой скорости охлаждения отливок междендритного графита и обусловленной этим ферритизации металлической основы;
- создания условий для формирования в структуре мелкого однородно распределенного графита типа «А» по классификации стандарта США А48/А48М-00;

- получения высоких механических свойств ($\sigma_b = 250\text{--}400$ МПа) низколегированных чугунов с пониженным углеродным эквивалентом.

Модифицирование минимизирует степень переохлаждения при эвтектической кристаллизации, предотвращая образование цементита, измельчает эвтектические ячейки, уменьшает размер пластинчатого графита и, таким образом, способствует повышению прочности чугуна при растяжении.

Основой большинства модификаторов серого чугуна является 75 %-ный ферросилиций. Применяются также смеси ферросилиция с порошком кристаллического графита. Ферросилиций увеличивает углеродный эквивалент исходного расплава до эвтектического состава, повышает активность углерода в жидком чугуне, создает обогащенные кремнием микрообъемы (флуктуации), что способствует графитизации. Наличие в модификаторах на основе ферросилиция небольшого количества химических элементов с высокой раскисляющей способностью, таких как Ca, Ba, Mg, Sr, PЗМ, Al, Zr, повышает эффективность модифицирования.

Практически все технологии получения высокопрочного чугуна с шаровидным графитом основаны на применении сфероидизирующего модифицирования (обработки) расплава магниевыми лигатурами или чистым магнием. Магний является уникальным катализатором образования сферокристаллов графита при затвердевании чугуна. Модифицирование жидкого чугуна чистым магнием связано с рядом известных технологических и экологических проблем и применяется, главным образом, в производстве крупных отливок, таких как прокатные валки. В технологиях высокопрочного чугуна широко применяются магниевые лигатуры на основе ферросилиция, содержащие 3–10 % Mg; 42–55 % Si; до 2,5 % Ca; до 2 % PЗМ. Кальций повышает степень десульфурации и раскисленности расплава, уменьшает расход магния, снижает склонность к отбелу, способствует ферритизации металлической основы и повышению пластичности и ударной вязкости высокопрочного чугуна. PЗМ нейтрализует действие примесных элементов, таких как Ti, Sb, As, Pb и др., оказывающих негативное действие на образование шаровидного графита, повышает коэффициент использования магния.

Неотъемлемой частью технологий получения высокопрочного чугуна, наряду с вводом в расплав магния, является графитизирующее модифицирование для предотвращения образования эвтектических карбидов, увеличения числа центров кристаллизации шаровидного графита, что способствует ферритизации металлической основы и повышению показателя относительного удлинения высокопрочного чугуна.

Интенсификация процессов графитизации модифицированием способствует уменьшению усадки высокопрочного чугуна и улучшению обработки резанием в результате увеличения в структуре оливок количества графитной фазы и феррита.

Технологии высокопрочного чугуна непрерывно совершенствуются, создаются новые составы магниевых лигатур и графитизирующих модификаторов. Активно развиваются высокоэффективные методы позднего

модифицирования расплава, приближенного во времени к началу процесса кристаллизации. По сравнению с ковшовым, эффективность позднего модифицирования значительно выше, что позволяет снизить расход модификатора в 1,5–3 раза. Большинство зарубежных технологий основано на обработке жидкого чугуна в закрытых ковшах магниевой лигатурой сэндвич-процессом: магниевая лигатура размещается в углублении в днище ковша и пригружается стальной высежкой. Модифицированный магнием расплав из ковша переливают в заливочную индукционную печь, в которой эффект магниевой обработки сохраняется несколько часов благодаря тому, что пространство печи над жидким металлом заполнено нейтральным газом (азотом или аргоном). В процессе заливки форм проводится позднее графитизирующее модифицирование вдуванием в струю металла, подачей проволоки с сердцевиной из модифицирующего сплава, введением модифицирующего сплава в литниковую систему в виде брикетов, литых вставок, прессованных таблеток и др.

Для предприятий Украины, применяющих ковшовое модифицирование, по нашему мнению, представляется целесообразным применение позднего графитизирующего внутриформенного модифицирования сплавами ферросилиция, содержащими щелочноземельные элементы (Ca, Ba, Mg, Sr). Позднее графитизирующее модифицирование эффективно увеличивает плотность распределения включений шаровидного графита, повышает степень их сфероидизации, предотвращает образование отбела при кристаллизации тонкостенных отливок, способствует ферритизации металлической матрицы и повышению пластичности высокопрочного чугуна. Для условий крупносерийного производства отливок из высокопрочного чугуна рекомендуется применение более технологичного внутриформенного одностадийного модифицирования лигатурой FeSiMg7.

ОСОБЕННОСТИ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МОДИФИЦИРУЮЩЕГО СПЛАВА ФС65РЗМ15 С РАСПЛАВОМ ЧУГУНА

Бубликов В. Б., Бачинский Ю. Д., Латенко В. П., Суменкова В. В.,
Хоружий В. Я., Зеленская Т. В.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Основой современных технологий получения высококачественного чугуна является модифицирование, поэтому перспективным направлением дальнейшего совершенствования технологий, улучшения качества и повышения свойств чугуна является развитие научных основ процессов модифицирования и создание новых эффективных модификаторов. При модифицировании происходит нагрев, плавление, растворение, химическое и физико-химическое взаимодействие компонентов модифицирующего сплава с жидким чугуном. Модифицирование обеспечивает получение в структуре чугуна определенной формы и морфологии графитных

включений, предотвращает образование отбела в охлаждающихся с высокой скоростью тонкостенных отливках, повышает технологические, механические и служебные свойства литых изделий. Результативность модифицирования в значительной мере определяется механизмами и кинетикой растворения модифицирующих элементов в жидком чугуна. Различие качественного и количественного фазового состава модификаторов влияет на кинетику перехода модифицирующих элементов в расплав чугуна и, таким образом, предопределяет результативность действия модифицирования на процесс кристаллизации и дальнейшее формирование структуры отливок.

В последнее время активно развиваются методы позднего модифицирования, при которых предельно сокращается отрезок времени между модифицированием расплава и кристаллизацией, что позволяет повысить эффективность модифицирования в 1,5–3,0 раза. При небольшой металлоемкости форм, изготовленных на современных высокопроизводительных автоматических линиях, заливка одной литейной формы осуществляется на протяжении 5–10 с, поэтому процессы позднего модифицирования должны быть малоинерционными, что требует применения быстрорастворимых модификаторов (рис. 1).

Для графитизирующего модифицирования чугуна на основе ферросилиция разработан более эффективный, чем ФС30РЗМ30, модификатор ФС65РЗМ15, поэтому актуальным является исследование особенностей процесса плавления ферросплава ФС65РЗМ15 и изменений химического состава в его поверхностном слое вследствие диффузии химических элементов, результаты которого позволят оптимизировать технологию модифицирования.

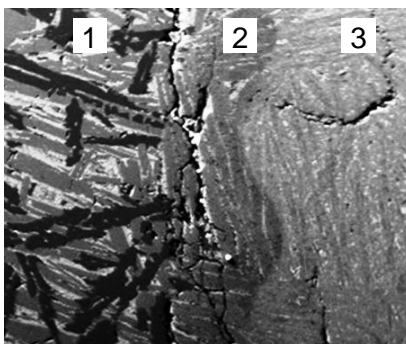


Рис. 1. Микроструктура исследуемого сплава.

В исследованиях использовали специально отлитые из модифицирующего сплава ФС65РЗМ15 образцы массой 20–25 г на штанге, которые погружали в нагретый до необходимой температуры жидкий чугун, находящийся в индукционной печи емкостью 10 кг. Глубина погружения образцов составляла 100 мм. После выдержки в расплаве в течение ~5 с, образцы извлекали и охлаждали на воздухе. Исследование микроструктуры, фазового и химического состава оплавленных образцов проводили на рентгеновском электронном микроанализаторе РЭММА-102. Определение

количества фаз в ФС65РЗМ15 проводили с использованием количественного металлографического анализа.

Извлеченный из жидкого чугуна образец плавящегося ферросплава ФС65РЗМ15 после охлаждения на воздухе до комнатной температуры состоит из трех зон: зоны исходного ферросплава с крупноигольчатой структурой (1), переходной диффузионной зоны (2) и зоны плавления (3). Параллельно с процессом плавления интенсивно протекает диффузионный перенос кремния и РЗМ через переходную зону и зону плавления в чугун и железа из чугуна в зону плавления, переходную зону и примыкающую к ней часть зоны исходного ферросплава. На границе переходной зоны со стороны ферросплава наблюдается скачкообразное изменение концентрации кремния и железа. Кремнийсодержащие фазы в зоне плавления измельчаются, но сохраняют игольчатую форму, тогда как фаза с РЗМ дробится на округлые включения.

Анализ полученных результатов показывает, что повышение температуры жидкого чугуна ускоряет диффузионные процессы: уменьшается ширина переходной зоны, увеличивается скорость встречной диффузии, что особенно характерно для железа. Скорость диффузии железа больше, чем кремния, что объясняется законом действия масс. Содержание РЗМ в зоне плавления снижается в несколько раз по сравнению с исходным образцом.

Установлено, что процесс плавления ускоряется в результате эпизодического отделения от образца фрагментов плавящегося слоя. Процесс плавления ферросплава ФС65РЗМ15 может быть интенсифицирован в результате повышения температуры жидкого чугуна и увеличения скорости его относительного движения.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НИКЕЛЕМ И СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОТЛИВОК ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

Бубликов В. Б.¹, Ясинский А. А.¹, Сыропоршневу Л. Н.²,
Берчук Д. Н.¹, Киришун И. В.¹, Моисеева Н. П.¹, Талько В. Н.¹
(¹ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина;
²НТУУ «КПИ», г. Киев, Украина)

Исследование влияния скорости охлаждения на структуру и механические свойства нелегированного и легированного никелем высокопрочного чугуна проводили на образцах, изготовленных из металла клиновидных проб (кильблоков) толщиной от 8 до 45 мм, скорости охлаждения которых приведены в таблице 1. Наряду с клиновидными пробами для исследования микроструктуры отливали комплект пластин высотой 20 мм, шириной 40 мм, толщиной 5; 10; 15; 20 мм. Скорость охлаждения которых составляла 4,20; 1,25; 0,60; 0,45 °С/с, соответственно.

**Значения скоростей охлаждения исследуемых отливок
в зависимости от толщины стенки**

Толщина отливки у основания, мм	8	12	16	20	25	30	45
$V_{\text{охл.}}, \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$	0,75	0,46	0,32	0,23	0,17	0,12	0,04

Характер влияния никеля на соотношение перлит / феррит в металлической основе высокопрочного чугуна в значительной мере определяется величиной скорости охлаждения. В предусмотренных стандартом ДСТУ 3925-99 клиновидных пробах толщиной 25 мм, из которых изготавливали образцы для механических испытаний, увеличение доли перлита в металлической основе наблюдали только в опытах с содержанием в чугуне 1,5 % Ni. В сравнении с нелегированным высокопрочным чугуном при легировании 0,5 % Ni в результате увеличения доли феррита в металлической основе временное сопротивление разрыву (σ_b) и твердость (НВ) несколько снижаются. При легировании 1 % Ni, несмотря на меньшее по сравнению с исходным нелегированным высокопрочным чугуном количество перлита, показатели σ_b и НВ немного увеличиваются, а относительное удлинение (δ) уменьшается, что является следствием упрочнения твердого раствора. Ударная вязкость (КС), определенная на образцах без надреза в результате легирования никелем повышается. При содержании 1,5 % Ni, когда количество перлита увеличивается, наблюдается повышение показателей σ_b , НВ и снижение δ и КС.

Степень сфероидизации графита (ССГ) в отливках с толщиной стенки от 8 до 20 мм была более 90 %, а в отливках с толщиной стенки 30 и 45 мм значительно ниже – 86 и 83 %, соответственно. При увеличении толщины отливки (снижении скорости охлаждения) уменьшается количество перлита в металлической основе, снижаются временное сопротивление разрыву (σ_b) и условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$). Относительное удлинение (δ) с увеличением количества феррита в металлической основе сначала повышается, достигает максимума в отливках толщиной 20 мм и далее снижается в более медленно охлаждающихся отливках толщиной 30 и 45 мм.

Отмеченный характер изменения относительного удлинения можно объяснить следующим образом. В структуре отливок толщиной до 20 мм при ССГ > 90 % по мере уменьшения скорости охлаждения увеличивается количество феррита и, соответственно, относительное удлинение. В более медленно охлаждающихся отливках толщиной 30 и 45 мм, несмотря на увеличение количества феррита, величина относительного удлинения уменьшается как по причине снижения показателя ССГ, так и в результате действия масштабного фактора, проявляющегося как следствие большей степени развитости ликвации, пористости и других несовершенств структуры.

Наиболее эффективно перлитизирующее действие никеля проявляется в диапазоне повышенных скоростей охлаждения ($V_{охл} = 4,20 - 0,60$ °C/c), поэтому легирование никелем рекомендуется, главным образом, для производства ответственных тонкостенных отливок с повышенным уровнем механических и служебных свойств. Для увеличения степени перлитизации металлической основы и повышения прочности высокопрочного чугуна, в случае более медленных скоростей охлаждения ($V_{охл} = 0,46 - 0,12$ °C/c), рекомендуется легирование повышенным количеством никеля (1,5 %) и термическая обработка (нормализация), сочетание которых обеспечивает получение высоких механических свойств: $\sigma_B = 880 - 910$ МПа; $\delta = 4 - 6$ %.

ДІАГРАМИ СТАНУ І ТЕРМОДИНАМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВІВ ПОТРІЙНИХ СИСТЕМ Al(Sn) – Dy – Ti

Буланова М. В.¹, Фартушна Ю. В.¹, Судацова В. С.¹,
Шевченко М. О.¹, Кудин В. Г.²

(¹ІПМ ім. І. М. Францевича, м. Київ, Україна;

²КНУ ім. Тараса Шевченка, м. Київ, Україна)

Титанові й алюмінієві сплави характеризуються високими механічними властивостями та є корозійно стійкими матеріалами. Для науково обґрунтованого створення таких матеріалів необхідні діаграми стану та термодинамічні властивості, зокрема для систем Al(Sn)-Dy-Ti. Нами побудовані їхні діаграми плавкості в широкому інтервалі температур і низка їхніх ізотермічних перерізів при $x_{Sn} < 0,5$. Нами вперше виявлено утворення потрійної сполуки $Ti_{4.2-4.3}Dy_{0.8-0.7}Sn_{\leq 3}$ (τ), знайденої нами вперше. Встановлено, що τ плавиться конгруентно при температурі, дещо вищій за 1543 °C. Попередню розшифровку кристалічної структури сполуки τ виконано методом дифракції електронів на практично однофазних литих зразках $54,5Ti-12,5Dy-35Sn$ і $52,5Ti-10Dy-37,5Sn$. Аналіз набору отриманих електроніграм показав, що сполука має гексагональну ґратку з параметрами $a = 0,494$, $c = 0,565$ нм.

Відомо, що діаграми стану й термодинамічні властивості сплавів тісно пов'язані між собою. У багатьох системах Al(Sn)-РЗМ утворюються тугоплавкі сполуки, тому термодинамічні властивості їхніх розплавів вдалося розрахувати не у всьому концентраційному інтервалі. У зв'язку з цим ми розраховали термодинамічні властивості розплавів Sn-РЗМ, (використовуючи ентальпії утворення станідів рідкісноземельних металів і теорію ідеальних асоційованих розчинів (ТІАР). Встановлено, що мінімуми інтегральних ентальпій змішування для всіх розплавів Sn-РЗМ складають від -60 до -80 кДж/моль.

Отримані дані дали нам можливість оцінити термодинамічні властивості трійних деяких систем Al(Sn)-Dy-Ti за моделями Боньє–Кабо, Колера та ін. Для прикладу нижче наведені інтегральні ентальпії (кДж/моль) змішування розплавів цих систем при 1800 К, оцінені за моделлю Колера (рис. 1).

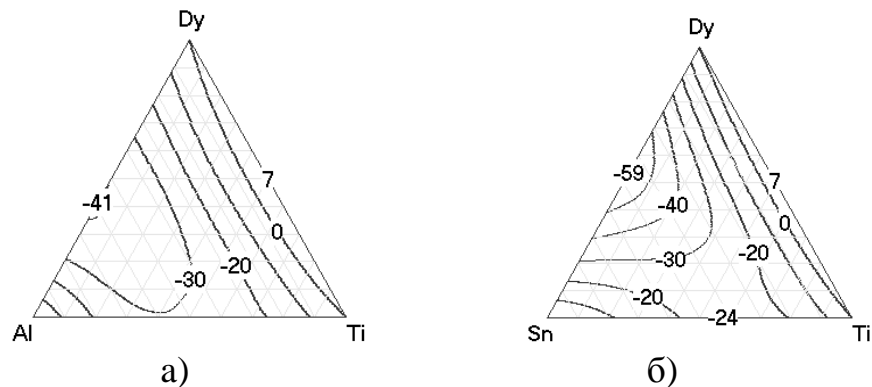


Рис. 1. Інтегральні ентальпії змішування розплавів системи Al–Dy–Ti (а) та системи Sn–Dy–Ti (б).

Достовірність отриманих термодинамічних характеристик розплавів цих систем може бути перевірена шляхом моделювання трійних діаграм стану. Нами показано, що вигляд таких діаграм залежить від обраної моделі трійних розплавів, але в межах експериментальної похибки узгоджується із знайденим у досліджах.

ПОКРАЩАННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЖАРОСТІЙКИХ ХРОМОАЛЮМІНІЄВИХ СТАЛЕЙ

Верес І. А., Соболук О. В., Назаренко В. С. Федоров Г. Є.,
Платонов Є. О., Ямшинський М. М.
(НТУУ «КПІ», м. Київ, Україна)

Для забезпечення вимог до жаростійких сплавів, з яких виготовляють деталі, що працюють в умовах високих температур і агресивних середовищ (наприклад, литі деталі котлоагрегатів теплових електростанцій, устаткування металургійних, хімічних і машинобудівних підприємств тощо), у першу чергу потрібно звертати увагу на жаростійкість сплавів. Вищезгадана властивість складається із окалиностійкості, термостійкості та ростостійкості. Тому вибір сплаву з високою окалиностійкістю є необхідним, але недостатнім, критерієм для забезпечення надійності та довговічності експлуатації виробів, особливо в умовах теплозмін.

Приймаючи до уваги, що високохромисті сталі схильні до плівкоутворення внаслідок наявності в їхньому складі значної кількості хрому й алюмінію, одним із ефективних технологічних заходів запобігання цьому є перегрівання металу перед заливанням його в ливарну форму.

Як базовий сплав для дослідження використані високохромисті сталі з алюмінієм, оскільки вони економічні, дешеві та недефіцитні порівняно з іншими жаростійкими сплавами.

Тимчасовий опір розриванню. Зміна концентрації вуглецю від 0,10 до 0,79 % подрібнює первинне зерно хромоалюмінієвої сталі з 180 до 40...45 мкм.

Невеликі присадки титану (до 0,15 %) збільшують кількість неметалевих включень (переважно оксидів), які він утворює внаслідок розкиснення розплаву і які залишаються в металі та знижують механічні властивості.

Подальше підвищення вмісту титану спричиняє появу в структурі металу дрібних кутастих карбонітридів, які є додатковими центрами кристалізації, що і сприяє зменшенню розмірів зерна з 82 до 48 мкм. Проте присадки титану в сталь більше 0,6 % сприяють появі в структурі значної кількості неметалевих включень і тому є небажаними.

Твердість. Підвищення в хромоалюмінієвих сталях вмісту вуглецю і титану сприяє зростанню твердості внаслідок пропорційного збільшення в структурі металу кількості карбідів різного складу та карбонітридів, які мають значно вищу твердість, ніж ферит, легований хромом.

Зміна вмісту вуглецю в хромоалюмінієвій сталі від 0,08 до 0,8 % сприяє зростанню мікротвердості на 20...25 %, а зміна вмісту титану до 1,4 % – на 30...35 %.

Рідкотекучість. Із збільшенням вмісту вуглецю до 0,4 % практична рідкотекучість значно підвищується внаслідок зниження температури плавлення, теплопровідності розплаву та збільшення в зв'язку з цим температурного інтервалу рідкого стану. Подальше підвищення вмісту вуглецю знижує рідкотекучість сталей через суттєве збільшення інтервалу кристалізації.

Практична рідкотекучість дещо підвищується у разі додавання до 0,35 % титану, тому що титан має високу розкиснювальну здатність.

Лінійна усадка. З підвищенням вмісту вуглецю в сталі значно зменшується лінійна усадка, що можна пояснити зниженням температури остаточного тверднення.

У низьковуглецевих сталях максимальне значення усадки досягається у разі додавання 0,35 % титану, середньовуглецевих – 0,25 % титану, високовуглецевих – 0,15 % титану.

Підвищення лінійної усадки, очевидно, здійснюється внаслідок дегазації розплаву титаном і утворення високотемпературних сполук, які є додатковими центрами кристалізації, а тому вони сприяють прискоренню початку кристалізації сталі.

Після подальшого зростання концентрації титану у сталях їхня лінійна усадка знижується, очевидно, через зменшення коефіцієнта термічного стискання та збільшення міжатомних сил зв'язку в кристалічних ґратах фериту, оскільки титан може розчинятися в α -залізі до 6,3 %.

Тріщиностійкість. Вуглець подрібнює первинне зерно литої сталі, що збільшує її тріщиностійкість.

Додавання невеликої кількості титану (у низьковуглецеві хромоалюмінієві сталі – до 0,35 %, у середньовуглецеві – до 0,25 % та високовуглецеві – до 0,15 %) знижує тріщиностійкість сталей через збільшення лінійної усадки.

Підвищення вмісту титану понад 0,25 % зменшує схильність сталей до утворення гарячих тріщин, що пов'язано із збільшенням характеристик міцності в період можливого утворення гарячих тріщин внаслідок додаткового мікролегування хромоалюмінієвого фериту титаном.

Комплексне дослідження впливу вуглецю і титану на технологічні властивості жаростійкої хромистої сталі дало можливість рекомендувати покращений варіант ливарного матеріалу для виробництва виливків, які працюють в умовах високих температур і агресивних середовищ – хромоалюмінієву сталь, леговану титаном, такого складу, %: C = 0,30...0,40; Cr = 28...32; Al = 1,2...2,0; Ti = 0,25...0,60; Si \leq 1,0; Mn \leq 0,8; P \leq 0,025; S \leq 0,025.

Одним із перспективних технологічних заходів для покращення властивостей сплавів на основі заліза, в тому числі й хромоалюмінієвих сталей, є додаткове оброблення розплаву перед заливанням у ливарну форму рідкісноземельними металами (РЗМ). РЗМ утворюють незмочувані сталлю сполуки, які швидко спливають у шлак і знижують температуру плівкоутворення рідкого металу. Присадка понад 0,15 % РЗМ позитивно впливає на лінійну усадку й тріщиностійкість. Оскільки оксиди РЗМ мають температуру плавлення вищу за 2300 °С, вони є додатковими центрами кристалізації та подрібнюють первинне зерно, внаслідок чого покращуються механічні властивості як при температурах вірогідного утворення тріщин, так і при кімнатних температурах.

КОМПЬЮТЕРНЫЕ МОДЕЛИ Т-Х-У ДИАГРАММ ДЛЯ КОНСТРУИРОВАНИЯ БЕССВИНЦОВЫХ ПРИПОЕВ

Воробьева В. П., Луцык В. И., Сумкина О. Г.
(БГУ, г. Улан-Удэ, Российская Федерация)

Компьютерная модель позволяет исследовать строение фазовой диаграммы, рассчитывать материальные балансы на всех этапах кристаллизации, восстанавливать картину формирования микроструктуры путем исследования качественного и количественного состава равновесных фаз, обнаруживать наступление смены типа трехфазного превращения при изменении знака приращения массовой доли одной из фаз, определять результаты конкуренции разнодисперсных составляющих в моно- и нонвариантных процессах, а в целом – выяснять условия формирования материала с заданными свойствами.

Произведена проверка графики Атласа Т-Х-У диаграмм альтернативных систем, сплавы которых можно использовать взамен Pb-содержащих композиций (Atlas of Phase Diagrams for Lead-Free Soldering

compiled by A. Dinsdale, A. Watson, A. Kroupa, J. Vrestal, A. Zemanova, J. Vizdal. COST 531. European Science Foundation, 2008). К примеру, в системе Au-Bi-Sb (рис. 1) отсутствуют следы от пересечения границы двухфазной области $B(C) + R2 = RHOMBO_A7 + AUSB2$.

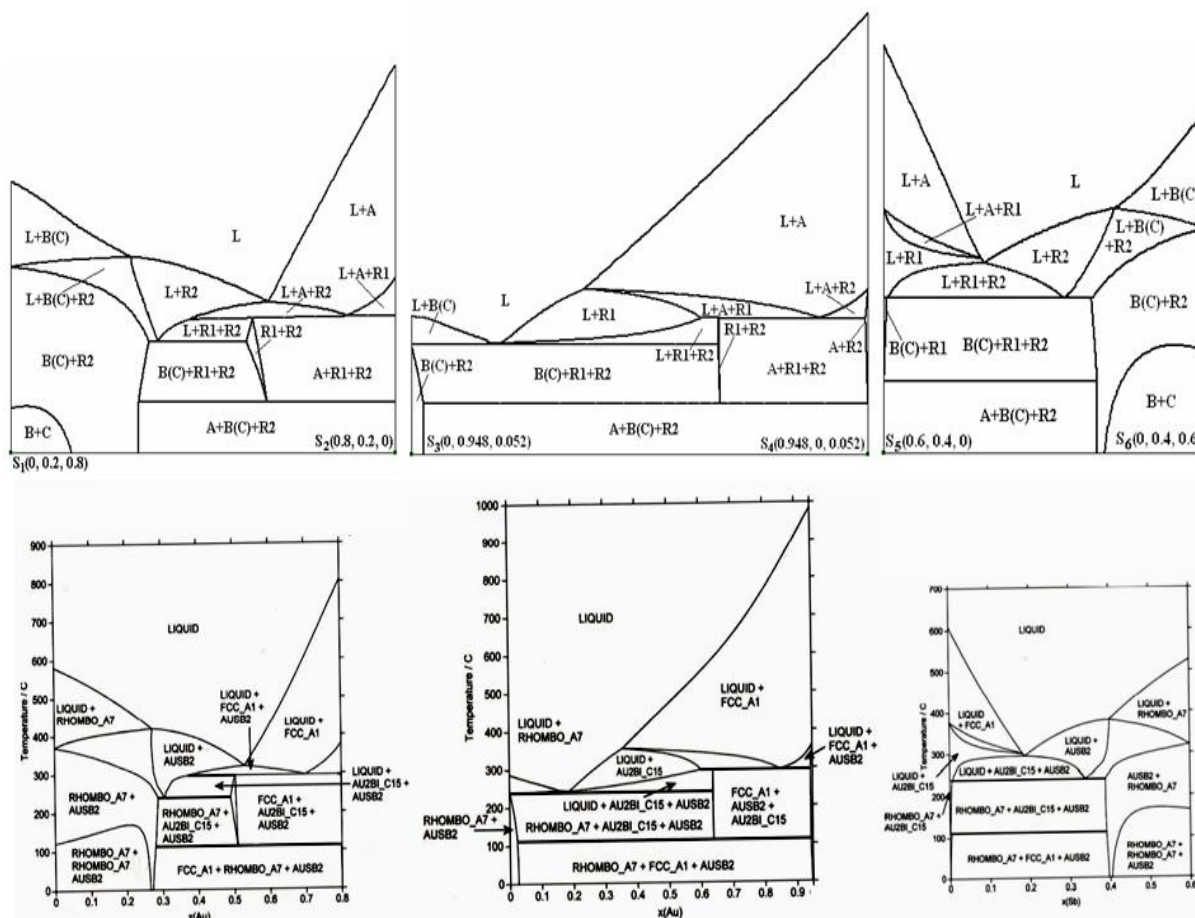


Рис. 1. Коррекция разрезов системы Au-Bi-Sb.

Произведена проверка графики Атласа Т-Х-У диаграмм альтернативных систем, сплавы которых можно использовать взамен Pb-содержащих композиций (Atlas of Phase Diagrams for Lead-Free Soldering compiled by A. Dinsdale, A. Watson, A. Kroupa, J. Vrestal, A. Zemanova, J. Vizdal. COST 531. European Science Foundation, 2008). К примеру, в системе Au-Bi-Sb (рис.) отсутствуют следы от пересечения границы двухфазной области $B(C)+R2=RHOMBO_A7+AUSB2$.

Европейские экологические стандарты запрещают свинцовые технологии (<http://www.univie.ac.at/cost531>). На Уральском оптико-механическом заводе (Россия) на изготовление электронных плат расходуют тонны расплавленного свинца (<http://www.vesti.ru/doc.html?id=406399>).

ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА ЛІГАТУРА ТИПУ Fe–W, ВИТОПЛЕНА З ВИКОРИСТАННЯМ ВАЖКОТОПКОГО БРУХТУ

Глотка О. А., Коваль А. Д., Грешта В. Л.
(ЗНТУ, м. Запоріжжя, Україна)

Машинобудівні підприємства в умовах ринкової економіки прагнуть знизити вартість продукції, що випускають, за рахунок не тільки оптимізації та модернізації технології виробництва, а і проведення ринкових досліджень для закупівлі менш коштовних матеріалів при збереженні високих вимог до якості товару.

Одним з таких матеріалів є важкотопкий брукт, який є відходами від виробництва роторів гіроскопів, робочих частин рубильників, вимикачів, електродів для контактної сварки, радіаційних екранів, контейнерів для зберігання радіоактивних відходів, частин керма літаків і ракет з високою масою та масивних кінцьовиків. Приблизна кількість матеріалу для утилізації на теренах України становить близько 100 тисяч тонн на рік [1]. Використання важкотопкого брукту для заміни лігатур є перспективним, оскільки коштовність такого матеріалу в декілька раз менше, ніж феровольфраму, але є низка недоліків. До недоліків належить те, що в брукті окрім вольфраму та заліза присутній нікель у кількості 3 % (мас.), а для більшості сталей нікель є негативною домішкою. Окрім цього, температура топлення брукту (3473 К) наближається до температури топлення чистого вольфраму, що призводить до збільшення температур витоплення та збільшення часу розчинення лігатури.

Для вирішення вище згаданих проблем було проведено витоплення та дослідження лігатур заліза з важкотопким бруктом у таких пропорціях: залізо 30 % – вольфрам 70 %; залізо 50 % – вольфрам 50 %; залізо 70 % – вольфрам 30 % (мас.) [2]. Розрахунки та експериментальні дослідження показали, що температура топлення значно знижується у разі зростання кількості заліза і є мінімальною при 70 % на рівні 1856 К, що спричинить зниження енергії для розтоплення з 2,091 МДж/кг до 1,224 МДж/кг. Однак зниження кількості заліза менше 50 % є не раціональним, оскільки значно знижується кількість вольфраму в лігатурі та рівномірність розподілу вольфраму по виливку зростає.

Порівняння мікроструктури експериментальних лігатур з феросплавом марки ФВ70 дало змогу пояснити зниження температури розтоплення та зміну рівномірності розподілу вольфраму в лігатурах. Структура стопу ФВ70 наближається до важкотопкого брукту (світлі сферичні вкраплення твердого розчину на основі вольфраму, які розташовані в легко топкій матриці), що і пояснює високі показники в енергії розтоплення. В експериментальних лігатурах відсутні сферичні вкраплення, в них твердий розчин на основі вольфраму має пластинчасту морфологію (голки на перерізу шліфа) з невеликим поперечним перетином, що спричиняє зменшення енергії розчинення.

У стопі з 30 % вольфраму різниця в концентрації між вершиною та нижньою частиною становить майже 8,0 %, в той час як для стопу з 70 % вона складає лише 3,0 %. Нерівномірність розподілення заліза та нікелю по висоті виливниці має такий самий характер, як і для вольфраму. Це можна пояснити тим, що вольфрам є туготопким елементом і розчинитися та рівномірно розподілитися за невеликі концентрації потребує затрат значно більшої кількості енергії та високих дифузійних процесів.

Таким чином, використання експериментальних лігатур спричинить не тільки зниження вартості металопродукції на машинобудівних заводах, а й зниження температури розтоплення та зниження процесів ліквідації в сталях. Для витоплення якісних сталей з високим вмістом вольфраму пропонується використовувати експериментальні лігатури з середнім вмістом вольфраму від 50 до 70 %, оскільки саме такі концентрації забезпечать найкращі показники в розподілі елемента по виливку. А для низьковольфрамових сталей раціонально обирати лігатуру з вмістом вольфраму від 30 до 50 %.

ЛІТЕРАТУРА

1. Глотка О. А. Дослідження важкотопкого брухту, що містить вольфрам / О. А. Глотка, А. Д. Коваль, Л. П. Степанова // *Нові матеріали та технології в металургії та машинобудуванні*, 2007. – № 1. – С. 17–20.

2. Глотка О. А. Використання важкотопкого брухту для виготовлення Fe–W лігатури / О. А. Глотка, А. Д. Коваль // *Вісник двигунобудування*, 2008. – № 2 – С. 164–170.

РАЗРАБОТКА ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОГО ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ДЛЯ ОТВЕТСТВЕННЫХ ОТЛИВОК

Гнатенко О. В.¹, Гайдук С. В.², Наумик В. В.², Лунёв В. В.²

(¹ОАО «Мотор – Сич», г. Запорожье, Украина;

²ЗНТУ, г. Запорожье, Украина)

Ответственные отливки для силовых установок энергетического и авиационного машиностроения изготавливаются из дорогостоящих сложнелегированных жаропрочных никелевых сплавов. Данные отливки изготавливаются методом высокоскоростной направленной кристаллизации на установках типа УВНК-8П. Современные экономические условия требуют снижения себестоимости любого изделия с сохранением уровня его эксплуатационных свойств и надёжности. Одним из путей снижения

стоимости отливок из жаропрочных никелевых сплавов является использование в шихте технологического возврата. Другим перспективным направлением является разработка новых сплавов, отвечающих не только высоким эксплуатационным, но и экономическим требованиям.

Турбинные лопатки современных как авиационных, так и наземных силовых установок изготавливают, как правило, из жаропрочного никелевого сплава ЖС-32. Данный сплав отличается очень сложной системой легирования и, соответственно, высокой стоимостью, при этом не обладает коррозионной стойкостью, вследствие чего на лопатки дополнительно наносят коррозионное покрытие. Самым дорогостоящим легирующим элементом в данном сплаве является рений, содержание которого составляет 4 %. Таким образом, снизить стоимость лопаток газотурбинных двигателей можно, заменив его на другой, менее дорогостоящий элемент, который при этом обеспечит наличие у сплава механических свойств на уровне, близком к сплаву ЖС-32.

Изучали влияние увеличения в составе жаропрочного никелевого сплава ЖС-32 содержания тантала от 4,0 % до 9,0 % при одновременном снижении содержания рения от 4,0 % до 1,5 % на его свойства.

Установлено, что в описанных условиях прочностные характеристики сплава как кратковременные при комнатной, так и длительные при повышенных температурах неуклонно снижаются. При этом данное снижение сначала является относительно незначительным, а затем, с повышением содержания тантала до 8,0, а рения, соответственно, снижения до 2,0 % существенно увеличивается.

Исследованиями установлено, что описанное изменение химического состава опытных сплавов также приводит к увеличению стойкости образцов против высокотемпературной коррозии в 2,5–3 раза. Коррозионная стойкость опытных образцов повышалась во всём диапазоне исследованного изменения химического состава, при этом вначале значительно возрастала, а затем стремилась к стабилизации на определённом уровне, что свидетельствует о нецелесообразности продления области исследований.

Таким образом, сплав, содержащий 8,0 % тантала и 4,0 % рения, обладает прочностными характеристиками, близкими к сплаву ЖС-32, при этом почти в три раза превосходит его по стойкости против высокотемпературной коррозии и содержит в два раза меньше рения. В результате обеспечивается практически двукратное снижение себестоимости ответственных отливок. Для получения качественных отливок из данного сплава не требуется корректировка действующей технологии литья методом высокоскоростной направленной кристаллизации.

МАГНИТОДИНАМИЧЕСКОЕ ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ПРИГОТОВЛЕНИЯ И РАЗЛИВКИ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ

Горюк М. С., Погорский В. К.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Магнитодинамические миксеры-дозаторы уже долгое время успешно используются при изготовлении отливок из чугуна в литейных цехах машиностроительных предприятий в Украине и за ее пределами. В последние годы, в связи с постоянным ужесточением требований к качеству металлопродукции, необходимости обеспечения ресурсосбережения, улучшения экологии на производстве и автоматизации технологических процессов, отделом магнитной гидродинамики ФТИМС НАН Украины был выполнен ряд оригинальных научных и технологических разработок, позволивших существенно расширить не только функциональные возможности магнитодинамического оборудования при получении литых заготовок, но и области технологического применения таких агрегатов.

Так, применение в системе электропитания магнитодинамического миксера-дозатора для чугуна тиристорных регуляторов тока (в отличие от базовых схем этих устройств, основанных на использовании ступенчатых автотрансформаторов) обеспечит большую гибкость процесса и аналоговое управление работой миксера-дозатора, что позволило реализовать более рациональные в энергетическом и технологическом аспектах режимы работы (нагрев, выдержка и разливка чугуна), нежели при ступенчатом регулировании мощности электромагнитных систем такого оборудования.

Была разработана и реализована технологическая схема применения магнитодинамического миксера-дозатора в технологии литья мелющих тел (шаров) из легированных чугунов. Помимо перегрева и разливки расплава, миксер-дозатор в этом случае использовался для приготовления чугуна необходимого химсостава путем легирования расплава в миксере феррохромом. Установленные при этом рациональные режимы нагрева и перемешивания жидкого металла позволили в несколько раз увеличить скорость растворения добавки и обеспечить ее равномерное распределение по всему объему расплава.

В ходе работы в рамках Государственной научно-технической программы «Ресурс», отделы магнитной гидродинамики и технологии биметаллического литья ФТИМС НАН Украины разработали технологию и специализированный литейный комплекс для производства биметаллических отливок рабочих органов дробильного оборудования. Важным элементом комплекса является магнитодинамический миксер-дозатор, служащий для накопления высокохромистого чугуна, доводку его по температуре и химическому составу и управляемую электромагнитную подачу оп-

ределенной массы расплава с заданным расходом в кокили, установленные на шаговом литейном конвейере. Разработанные технология и комплекс оборудования для ее реализации позволят в 2,5–6 раз повысить нормативный ресурс эксплуатации дробильных агрегатов и при этом уменьшить на 65–70 % расход высоколегированных дорогих сплавов и остродефицитных легирующих компонентов.

Был также проведен специальный комплекс исследований влияния электромагнитной разливки чугуна из магнитодинамического миксера-дозатора на качество литья. Так, в сравнении с традиционной ковшевой разливкой, использование миксера-дозатора позволило достичь большей изотропии структуры и свойств по телу отливок, повысить на 5–10 % их механические свойства, измельчить структурные составляющие. Это объясняется, в первую очередь, стабилизацией тепловых и гидродинамических режимов разливки.

Кроме того, применение магнитодинамических миксеров-дозаторов для перегрева и разливания чугуна обеспечивает:

- сокращение энергопотребления при разливке чугуна на 8–10 %;
- снижение дефектов литья на 10–12 %;
- уменьшение угара легирующих на 2–5 %;
- экономию огнеупоров на 10–15 %;
- рост производительности на 7–10 %;
- улучшение экологии на производстве;
- автоматизацию процесса разливки.

Особое внимание было уделено созданию и промышленному внедрению магнитодинамических миксеров-дозаторов стали. Ранее это направление сдерживалось рядом объективных и субъективных факторов, в первую очередь неблагоприятными физико-химическими свойствами стали в сравнении с чугуном (в частности, сталь имеет более высокую температуру плавления, более низкую электропроводность и вязкость, большую химическую агрессивность расплава и шлаков). В последние годы благодаря использованию новых разработок в области огнеупорных материалов и электрооборудования удалось создать промышленные образцы магнитодинамического оборудования для стали. Так, один из таких агрегатов использовался в технологии литья букс железнодорожных вагонов из стали 20ГТЛ.

Другим успешным примером стала совместная работа ФТИМС НАН Украины, ЗАО «НКМЗ», ИЭД НАН Украины, КП «Киевтрактородеталь» по созданию магнитодинамического миксера-дозатора для стали. Такое оборудование было внедрено на ЗАО «НКМЗ» в технологии электрошлаковой

наплавки легированными чугуном и сталью прокатных валков массой 20 и 50 тонн (технология разработана в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины).

В настоящее время ФТИМС НАН Украины совместно с ДонНТУ МОН Украины, ИЭД НАН Украины, ООО «Нет Шейп Каст Украина» ведут работы по созданию магнитодинамического промежуточного ковша (МД-ПК) для технологий и комплексов оборудования для процессов непрерывной разливки стали. Наиболее перспективными областями применения указанных разработок являются технологии полунепрерывного литья высококачественных сталей в условиях металлургических микропроизводств, а также непрерывная разливка тонких слябов. По предварительным оценкам, это позволит обеспечить энергосбережение и снижение расхода огнеупоров благодаря более рациональным методам нагрева и перемешивания стали, исключить необходимость применения специальных дорогостоящих систем торможения потоков стали в кристаллизаторе, улучшить условия труда и уменьшить опасность прорывов жидкого металла, повысить качество заготовок вследствие предотвращения их растрескивания и вздутия, снижения пористости в 2–3 раза и количества неметаллических включений в 1,5–2 раза.

ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ГИДРОДИНАМИКИ МЕТАЛЛА В ЛИТЕЙНЫХ КОВШАХ

Гресс А. В., Стороженко С. А.
(ДГТУ, г. Днепропетровск, Украина)

На современном этапе развития литейного производства Украины особенно актуальным является вопрос повышения конкурентной способности литой продукции на фоне повышения ее качества. Решение вопроса возможно посредством развития и совершенствования технологий, связанных, в том числе, с использованием современных методов внепечной обработки литейных расплавов.

Сейчас накоплен большой научный материал, посвященный изучению гидродинамики металла в ковшах большой вместимости. В то же время, научных работ, содержащих результаты исследований характера поведения металла в ковшах малой вместимости (далее – литейных ковшах) незаслуженно мало. Актуальность подобных исследований определяется спецификой литейных ковшей, а именно, относительно высокой скоростью охлаждения в них металла и небольшой скоростью естественных конвективных

потоков жидкости. Увеличение интенсивности конвективных потоков достигают, чаще всего, посредством продувки металла аргоном (азотом) в ковше через специальные фурмы, установленные в днище ковша.

Для исследования гидродинамики металла в металлургических агрегатах используются натурные эксперименты, физическое (высокотемпературное и холодное) и математическое моделирование. Постановка натуральных экспериментов и высокотемпературное моделирование – достаточно сложная и дорогая задача. К тому же, при использовании таких методов не всегда могут быть получены достоверные результаты, поскольку на данном этапе развития науки и техники отсутствуют первичные датчики, способные выдержать столь агрессивную среду как жидкий металл. Поэтому в последнее время предпочтение отдается методам холодного и математического моделирования. Причем целесообразно использовать эти виды моделирования в комплексном подходе.

В условиях лаборатории физического моделирования кафедры литейного производства ДГТУ для моделирования гидродинамики металла в литейных ковшах создана прозрачная экспериментальная установка в масштабе 0,6 реального ковша. Определяющими критериями при создании модели и исследованиях являлись число Лапласа и модифицированное число Фруда.

В днище модели предусмотрен продувочный узел, расположение которого можно менять в зависимости от задач эксперимента. Жидкий металл и шлак моделировали, соответственно, водой и растительным маслом. Для продувки жидкости применяли сжатый воздух. В качестве индикаторов движения жидкостных потоков использовали полистироловые шарики диаметром 1–1,5 мм с нулевой плавучестью.

В процессе холодного моделирования исследовали гидродинамику металлической ванны и поведение шлака при подаче в агрегат газа с интенсивностью 1,2–3,2 л / (мин·т). Для определения количественных значений скорости потоков жидкости использовали устройство «световой нож». Исследования проводили в затемненном помещении посредством фиксации гидродинамической картины на цифровые фото- и видеокамеру. Время гомогенизации жидкой ванны определяли по времени изменения электропроводности воды, в которую вводили электролит.

В результате проведения экспериментов установлено, что в целом поведение металла в объеме литейного ковша не носит ярко выраженного стабильного характера ввиду возникновения большого количества отрывных течений, приводящих к появлению турбулентных пульсаций. При росте расхода газа происходило увеличение флуктуации потоков, что,

согласно результатам наших исследований, вызывает ускорение гомогенизации расплава и уменьшение объема застойных зон. Вместе с тем, для решения технологических задач можно принять, что расположение вихрей в полости ковша носит практически симметричный характер относительно вертикальной плоскости, проходящей через оси продувочного узла и ковша.

Найдено, что в объеме ковша при продувке имеет место 6–8 достаточно стабильных замкнутых гидродинамических потоков, интенсивность и число которых определяются, соответственно, расходом газа и расположением продувочного узла. На основании обработки фото- и видеоматериалов определены скорости потоков жидкости, направление и расположение вихрей. В дальнейшем полученные данные послужили для доказательства адекватности разработанной нами сопряженной математической модели тепло- и массообменных процессов в литейных ковшах.

Исследования поведения шлака показали, что над продувочным узлом слой шлака утончается с оголением зеркала металла при определенной интенсивности продувки. Размер продувочного пятна в шлаке не стабилен во времени, его поведение носит пульсирующий характер. Частота пульсаций зависит от расхода газа и толщины шлакового покрова. Вокруг продувочного пятна в шлаке наблюдаются скопления газа, концентрация которого уменьшается по мере удаления от центра пятна.

Определено, что поведение металла под шлаком оказывает малое влияния на поведение поверхности шлака. Однако на границе раздела шлак-металл зафиксировано появление волн, движущихся от продувочного пятна к периферии ковша. Скорость передвижения и амплитуда волн зависят от расхода газа при несущественной зависимости от толщины шлака. При некоторых расходах продувочного газа амплитуда волн достигала достаточно значительной величины, что приводило к отрыву небольших объемов шлака и их «запутыванию» в объеме металла.

В целом, проведенные исследования позволили определить количественные характеристики поведения металла и шлака в объеме литейных ковшей при продувке их газом, его рациональные режимы подачи, расположение застойных зон, наметить пути по сокращению их объема, способы и места рационального ввода различных присадок.

О МЕТОДИКЕ ИЗУЧЕНИЯ В ВУЗЕ ДИСЦИПЛИНЫ «ОБОРУДОВАНИЕ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА»

Гунько И. И.
(ДГМА, г. Краматорск, Украина)

В настоящее время, когда поднимается отечественное машиностроение на современный уровень, в том числе литейное производство, остро встает проблема подготовки молодых специалистов. Однако то, как при общем упадке качества школьного образования, устаревших учебниках и техническом оснащении лабораторной базы по специальным дисциплинам (в том числе по «Оборудованию литейных цехов») готовить молодых специалистов с развитым творческим мышлением, остается серьезной проблемой.

Понятно, что нужен новый подход к методике преподавания дисциплин в вузе, связанный с проблемой активизации творческого мышления студентов. Для специальности ОЛП (7.090.205 – оборудование литейного производства) ведущей является дисциплина «Оборудование литейных цехов (ОЛЦ).

Группа преподавателей кафедры «Технология и оборудования литейного производства» Донбасской государственной машиностроительной академии, по роду своей работы связанная с конструированием литейных машин и с этим направлением подготовки, является сторонником следующей современной методики преподавания: изучение нескольких дисциплин в комплексе, которые могли бы помочь студенту находить собственные оригинальные решения конструкций литейных машин

В данной работе собран и систематизирован опыт преподавания дисциплины ОЛЦ для студентов – механиков литейного производства (ОЛП).

Целью данной работы является разработка методики изучения в техническом вузе названной дисциплины, которая позволяла бы активизировать творческое мышление молодых специалистов ещё на стадии обучения, а студентов, показывающих на младших курсах обучения достаточно средние или даже низкие результаты, переводить в разряд успешных изобретателей.

Для достижения цели нужно решить следующие задачи:

1. Изучение оборудования должно представлять собой не зазубривание чужих схем машин (зачастую серьезно устаревших), а выполнение работы, обеспечивающей определенную классификацию и преемственность множества решений существующего оборудования и дающей каждому студенту возможность создания новых оригинальных проектов;

2. Дисциплина ОЛЦ должна рассматриваться комплексно, иметь в своем объеме несколько дополнительных дисциплин, соединяя несколько этапов обучения на разных курсах и, желательно, сосредоточенных в руках одного преподавателя. Это такие дисциплины, как «Основы конст-

руирования литейных машин» (ОКЛМ) – (3 курс), «Оборудование литейных цехов» – (4 курс), конструкторская практика на предприятии (обязательно в литейном цехе и, желательно, в учебном семестре) – (4 курс), «Научно-исследовательская работа студентов» (НИРС) – (4 курс), курсовой проект по дисциплине ОЛЦ – (4 курс), «Усовершенствование конструкции литейных машин» – (5 курс);

3. Для изучения комплексной дисциплины каждый студент получает тему для её глубокой проработки еще на 3 курсе. Темы организуются так, чтобы охватить все переделы литейного производства.

Попробуем соединить известные приемы обучения с системным подходом при подготовке творчески мыслящего молодого специалиста. Четко выделяются следующие этапы работы:

Первый этап. Критический литературный обзор и патентный поиск. Начинается при изучении дисциплины ОКЛМ и продолжается далее при изучении дисциплины ОЛЦ.

Обязательно необходимо учесть, что литературный обзор – это творческая работа с литературой по заданной теме, т. к. конструирование – сложнейшая инженерная деятельность по созданию новой техники, новых машин. Надо просто и лаконично уметь рассказать о сложных изменениях, происходящих в конструкциях машин. Литературный обзор включает критический анализ аналогов конструкций оборудования по заданной теме. Для проведения литературного обзора необходимо иметь доступ к печатным источникам Украины и других стран (для этого использовать не только библиотеку, но и Internet).

Необходимо:

а) выбирать нужные чертежи и схемы комплексов, делать четкие выноски главных узлов, очень коротко описывать их работу, досконально (критически) определять их достоинства и недостатки;

б) аналогично проводить работу, но уже с узлами машины, выбирая из различных решений наиболее подходящие для выполнения своей задачи;

в) выстраивать известные схемы так, чтобы каждое последующее найденное решение, так или иначе, давало бы ответ на поставленные вопросы, т. е. убирало хотя бы один недостаток

Второй этап работы. Создание нового проектируемого объекта. При выполнении этого пункта предъявляются высокие требования к преподавателю – руководителю работы. Руководитель своими знаниями, умениями, своим опытом и интуицией должен направить мышление студента в нужное русло и пробудить у студента его фантазию, его желание претворять найденные идеи в проектируемый объект. По вычерченной схеме проектируемого оборудования четко выписать, прежде всего, главные исполнительные механизмы; затем механизмы, в которых, возможно, проведет изменения для устранения того или иного недостатка. Затем из учебной литературы выбрать методики расчетов основных узлов предложенной

машины (методики расчетов выписывать в математических формулах, но пока без цифрового решения). Сделать ссылки на соответствующий источник, предварительно составив список используемой литературы. Вычертить новый объект и подробно описать ее работу

Третий этап обучения. На этом этапе работы необходимо проводить:

а) поиск теоретических доказательств взаимного влияния друг на друга технических возможностей машин и технологических особенностей объекта с использованием математического аппарата и нахождением расчетных формул;

б) экспериментальная проверка найденных решений, компьютерная обработка экспериментальных данных. Аналитическая работа, выводы, формулирование новизны конструируемого объекта.

Четвертый этап работы. Апробирование, создание патента. Этот этап проводится на 5 курсе. Он завершает изучение блока дисциплин ОЛЦ, помогает ходу обучения дисциплина «Усовершенствование литейного оборудования».

Предлагаемые этапы подготовки специалистов ОЛП позволяет студентам подходить творчески к экспериментальной и аналитической работе, которая заканчивается доказательством новизны собственных решений, появлению статей в студенческом журнале, выступлений на конференциях, участие в конкурсах студенческих работ разного уровня, а некоторые, самые оригинальные, подаются как изобретение.

Главное достижение от внедрения такой методики – массовость участия студентов в творческой работе (составляет 100 %). Повышается активность студентов. Они пытаются разъяснить в печатных источниках свою точку зрения на различные проблемы: количество публикаций при этом составляет – 60–80 % от общего числа студенческих научных работ, патентов – 3–5 %, выступлений на конференциях может доходить до 70–80 %.

О РЕГЕНЕРАЦИИ ФУРАНОВЫХ СМЕСЕЙ

Гунько И. И., Порохня С. В., Гриненко А. А.
(ДГМА, г. Краматорск, Украина)

В последнее время в Украине в литейном производстве для формовки и изготовления стержней наиболее распространены фурановые холоднотвердеющие смеси (ХТС). Регенерация смесей такого типа осуществляется двумя способами: комбинированным и механическим. Однако при всех известных способах регенерации в составе сыпучих материалов, так или иначе, остается определенное количество пыли.

Известно, что пылью считается фракция песка диаметром менее 0,1 мм, а также остатки связующего после регенерации. Современное оборудование для регенерации фурановых смесей позволяет уловить пылевидную фракцию

размером от 0,085 мм до 0,063 мм, но даже после такой очистки в регенерате остается пыль, диаметром менее 0,063 мм. Ряд исследователей утверждает, что пылевидная фракция также влияет на прочность и газопроницаемость фурановой смеси. Кроме того, присутствующая в формовочном песке инертная пыль приводит к увеличению расхода связующего и, особенно, отвердителя, а значит к увеличению соединений из пыли и смолы как отдельных элементов. Применение электрокоронных фильтров позволяет уловить пыль диаметром до 0,0004 мм.

Цель работы – анализ влияния пыли на показатели прочности и газопроницаемости в фурановых смесях, усовершенствование конструкции фильтра для использования его в сепараторе по очистке сыпучих материалов от мелкодисперсной пыли.

Для достижения цели необходимо решить следующие задачи: исследование влияния диаметра частиц пыли на скорость их осаждения, а также, влияние напряженности электрического поля на скорость осаждения частиц пыли (что связано с устройством фильтра).

Известен универсальный электрокоронный сепаратор, который удаляет пыль диаметром менее 0,063 мм. Он представляет собой двухъярусную камеру с коронным разрядом и может служить для обеспыливания и классификации отработанных формовочных и стержневых смесей. Однако такая конструкция имеет ряд недостатков: 1) во время работы электровстряхивателя пыль попадает в чистый песок; 2) осадительные электроды выполнены в виде проволочной сетки, поэтому при осаждении электрод забивается пылью и теряет работоспособность.

Из литературных источников известно, что главным условием улавливания пыли в электрокоронном сепараторе является движение заряженных частиц от коронирующего к осадительному электроду. Это движение происходит под действием аэродинамических сил, силы взаимодействия электрического поля и заряда частицы, силы тяжести и силы давления электрического ветра. Основной силой, вызывающей движение частицы к осадительному электроду, является сила взаимодействия между электрическим полем и зарядом частицы. Расчеты скорости этого движения ω_d показывает, что ее значение зависит, главным образом, от размеров частиц и напряженности электрического поля E .

Расчет скорости осаждения частиц проводим по формуле Стокса:

$$\omega_d = \frac{0,118 \cdot 10^{-10} \cdot E^2 \cdot d_q}{2 \cdot \mu};$$

где E – напряженность электрического поля, В/м;

μ – динамический коэффициент вязкости газа (для воздуха $\mu = 0,89$);

d_q – диаметр частиц, мм.

Проводим расчеты для двух величин напряженности электрического поля, изменяя при этом диаметр частиц пыли. Откуда следует, что при

размере частиц менее 50 мкм скорость их осаждения на электрод резко увеличивается. Это объясняется тем, что чем меньше частица, тем сложнее ей отдать свой электрический заряд, который она получила при прохождении коронного разряда. Поэтому использование универсального электрокоронного сепаратора позволит сделать очень тонкую очистку фурановых смесей от пыли. Предложен усовершенствованный фильтр для осаждения пыли (рис. 1).

Разработанное устройство работает следующим образом: поток смеси распределяется по окружности с помощью конуса – расщепителя 1. Корирующий электрод 2 создает в зоне А коронный разряд. Пыль, попадая в эту зону, заряжается и направляется к осадительному электроду 3, который выполнен из тонколистового металла (фольги), и осаждается. Вращающийся барабан 4 непрерывно передвигает полотно осадительного электрода 3 по направляющим 5. Очистка осадительного полотна от осевшей пыли происходит в зоне Б под действием потока воды, который подается рассеивателем 6. Смытая пыль уносится вместе с потоком грязной воды на очистные фильтры. Обеспыленный песок из зоны А попадает в бункера для хранения регенерата при помощи пневмокамерного насоса.

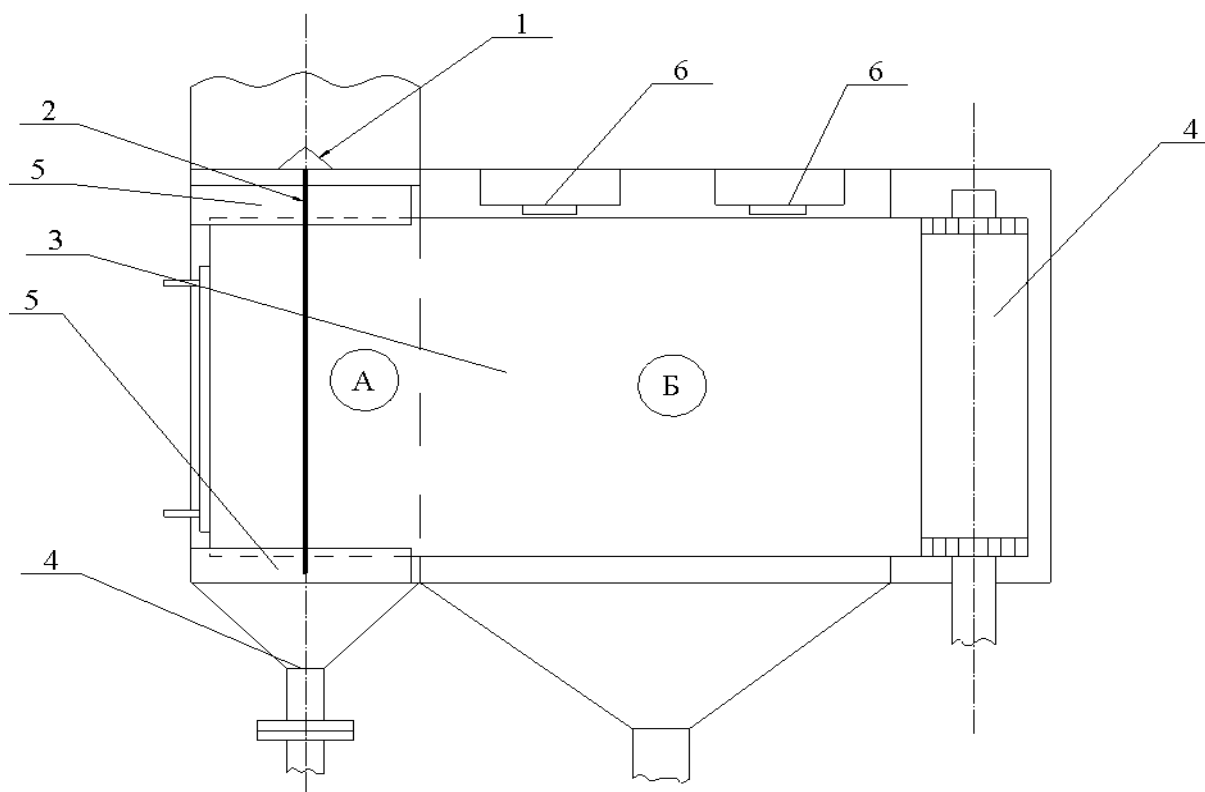


Рис. 1. Усовершенствованная конструкция осадительного электрода.

Таким образом, разработанная конструкция осадительного электрода позволяет: осадить большее количество пыли за счет большей площади

поверхности электрода; удалить пыль с поверхности осадительного электрода, при этом не загрязняя чистый песок.

К ВОПРОСУ ЭФФЕКТИВНОСТИ ЗАЧИСТКИ КРУПНОГО ЛИТЬЯ

Гулько И. И., Порожня С. В., Жуков О. Н.
(ДГМА, г. Краматорск, Украина)

Одной из самых трудоемких операций при производстве отливок является зачистка литья после обрубки. При единичном и мелкосерийном производстве крупногабаритных отливок операции очистки выполняются, как правило, в большом пролёте без какого-либо ограждения рабочих мест друг от друга. В результате этого шум и пыль, возникающие на одном из рабочих мест, распространяются и на другие рабочие места. Расположение нескольких мест рядом приводит к тому, что действие шума повышенной интенсивности продолжается всю смену. То же самое относится к загрязнению воздуха пылью. Поэтому проблема автоматизации и механизации зачистки литья актуальна.

Целью работы является исследование возможности создания универсальной головки для манипулятора по зачистке крупного литья с целью установки манипулятора в рабочую камеру для повышения как качества зачистки литья, так и улучшения условий работы человека.

В настоящее время требования к финишным операциям, и в особенности к операциям, на которых применяются сверхтвердые абразивные материалы, настолько возросли, что дальнейшее совершенствование процесса абразивной обработки невозможно без повышения качества применяемого инструмента, дальнейшего развития теории абразивной обработки, без глубокого изучения физической сущности происходящих процессов.

Теоретические исследования ориентации зерен в абразивном инструменте показали следующее. Повысить режущие свойства и износостойкость круга можно за счет правильной ориентации его зерен, особенно если они классифицированы по форме и имеют удлиненную форму. От формы зерна зависят сила сцепления его со связкой, абразивная способность и механическая прочность. Ориентированные зерна лучше сопротивляются разрушению и вырыву их из связки из-за более прочного их закрепления.

Используя известные схемы ориентации зерна в электромагнитном поле, ряд исследователей с помощью математического аппарата (уравнения траектории движения зерна и значения угла контакта) предложили рассчитывать длину дуги контакта зерна (без колебаний шлифовального круга), величину осевого перемещения шлифовального круга за время поворота на угол контакта. Используя предлагаемые методики, рассчитали значения длины дуги с учетом контакта единичного зерна шлифовального круга для плоского шлифования (с колебаниями и без колебаний) для зачистки вполне определенной крупногабаритной отливки сложной формы.

Результаты расчетов и построенные графические зависимости показали, что чем больше прерываний тока электромагнита и оборотов абразивного круга, тем больше колебаний круга. Таким образом, частоту колебаний абразивного круга можно регулировать при помощи прерываний тока. Это и обеспечивает усовершенствованная головка, представленная на рисунке 1.

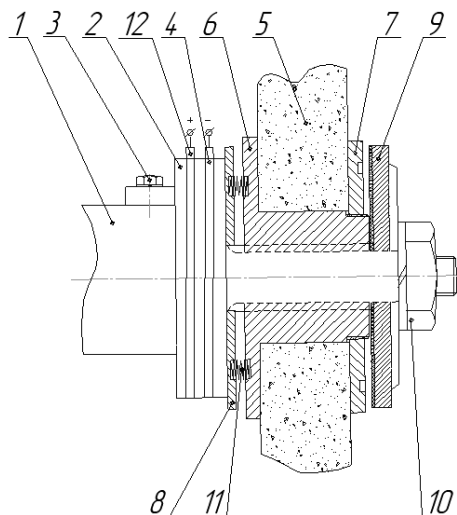


Рис. 1. Усовершенствованная головка для реализации шлифования с осевыми колебаниями: 1 – вал; 2 – электромагнитная катушка; 3 – болт; 4 – токосъемник; 5 – шлифовальный круг; 6 – шлицевая втулка; 7, 10 – гайка; 8 – кольцевая шайба; 9 – шайба; 11 – пружина; 12 – щетка.

Работа представленной головки заключается в следующем: на вал 1 головки помещается электромагнитная катушка 2, которая задает частоту осевого колебания абразивного круга. Во избежание проворачивания головка фиксируется болтом 3. Подвод тока к электромагнитной катушке 2 осуществляется через токосъемник 4 при помощи щеток 12. Шлифовальный круг 5 устанавливается на подвижную относительно всей конструкции шлицевую втулку 6. На шлицевой втулке 6 шлифовальный круг 5 фиксируется гайкой 7 специальным инструментом, имеющей левую резьбу для реализации эффекта самозатягивания в процессе работы. Шлицевая втулка 6 должна иметь возможность легко перемещаться вдоль оси вала 1, и одновременно необходимо обеспечить отсутствие зазоров и люфтов в подвижных соединениях. С этой целью шлицевая втулка 6 сажается на вал 1 по шлицевому соединению. Величина хода шлицевой втулки ограничена с одной стороны электромагнитной катушкой 2 с токосъемником 4 и кольцевой шайбой 8, с другой стороны – шайбой 9, которая фиксируется гайкой 10. Шлицевая втулка 6 находится в крайне правом положении, благодаря пружинам 11, упирающимся в неподвижный корпус электромагнитной катушки 2. В процессе нормальной работы вся конструкция головки для реализации осевых колебаний шлифовального круга вращается с постоянной скоростью, при этом шлицевая втулка 6 вместе со шлифовальным кругом 5 совершает постоянное колебательное движение.

Таким образом, абразивный инструмент в этой головке совершает не только вращательное движение, но и колебательные движения относительно оси вала, что позволяет работать трем граням абразивных частиц, поэтому предлагаемая конструкция головки имеет возможность зачищать труднодоступные места отливки, работать без правки абразивного инструмента и обеспечивает получение качественной поверхности отливки.

КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ СТАЛЕВОГО ВИЛИВКА

Гутько Ю. І., Голофаєв А. М., Калюжний П. Б.
(СНУ ім. В. Даля, м. Луганськ, Україна)

Аналіз температурних полів, ливарних дефектів, а також напруг і деформацій здійснюється послідовно в трьох функціональних модулях програмного комплексу LVMFlow: 1) у препроцесорі генерується кінечно-різницьова сітка; 2) у процесорі задаються початкові та граничні умови; задаються властивості сплаву вилівка та матеріалу ливарної форми; вирішуються на сітці диференціальні рівняння й обчислюються у вузлах температура та переміщення; 3) у постпроцесорі обробляються розрахункові результати, проглядаються й аналізуються похідні розрахункові характеристики – деформація, напруга. Температури та переміщення обчислюються на одній сітці, але різними процесорами, які організовані у вигляді незалежних програмних модулів. Спочатку вирішується теплове завдання й обчислюються температурні поля; потім розраховується температурна напруга.

Основні прийоми й етапи роботи в *LVMFlow*

Крок 1. Імпортувати 3D вилівок і ливниково-живлячу систему на розрахунок.

Крок 2. Створити розрахункову сітку.

Крок 3. Задати властивості матеріалів.

Крок 4. Задати граничні умови.

Крок 5. Розрахувати температурні поля.

Крок 6. Задати навантаження. Під час розрахунку температурних напруг навантаженням є температурні поля, які розраховані в попередньому кроці – тепловому аналізі. Крім того, навантаженням в процесорі «Напруги» можуть бути:

1) зовнішні сили, момент сил ;

2) поверхневий тиск.

Крок 7. Задати граничні умови у вигляді обмеження ступенів свободи переміщення. Місто закріплення визначається у наслідок оцінювання часу тверднення та припущення того, що перші тверднучі зони стають жорстким каркасом, на яких чиниться пластична деформація вилівка з подальшим охолодженням.

Крок 8. Розрахувати напруги та деформації.

Крок 9. Проглянути та проаналізувати результати розрахунків. Контролювати зміну розрахункових параметрів.

Об'єкт моделювання – сталевий вилівок «Цапфа поворотна», лиття в піщану форму.

Технологічні дані вирішуваної задачі:

1. Матеріал вилівка: сталь 35Л СОУ МПП 77.140.80-313:2009. 2. Температура заливання: 1565⁰С. 3. Час заливання 16,1 с. 4. Формування

в двох опоках. 5. Щільність форми 85–90 од. 6. Опока 800×600×175/300 ГОСТ 2133-75. 7. Формувальна піщана суміш:

- регенерат: 95–90 %;
- пісок марки 2K₂O₂02 ГОСТ 2138-91: 10–5 %;
- смола GIOCA NB95F: 1,0–0,7;
- каталізатор Н 60/1,2: 0,5–0,3.

Властивості формувальної суміші:

- газопроникність: 150 – 200 од.;
- міцність на стискання 1,0 – 1,25 МПа.

8. Стрижень виготовляється на основі ХТС. 9. Склад стрижньової суміші:

- формувальний пісок – 100 %;
- смола GIOCA NB95F: 1,1–1,0;
- каталізатор Н 60/1,2: 0,6–0,3.

Властивості стрижньової суміші:

- газопроникність: 170–250 од.;
- міцність на стискання 4–6 МПа.

Після введення всіх потрібних параметрів запускаємо процес моделювання. У процесі моделювання доступний перегляд всіх перерахованих у списку розрахункових параметрів: температура, об'єм рідкої фази, локалізація усадкових дефектів, мікропористість за критерієм Ніяма, час твердження, деформації та напруги.

Після завершення розрахунку аналізуємо отримані результати.

Враховуючи отримані результати, технологічний процес потребує подальшого аналізу, перевірки та вибору оптимальних умов, при яких буде бездефектний вилівок.

Висновок

Комп'ютерне проектування дозволяє імітувати та спостерігати технологічні процеси лиття віртуально та знаходити оптимальні технологічні параметри лиття для виробництва бездефектних виливків.

ЛІТЕРАТУРА

1. *Електронний ресурс* : <http://www.litaform.ru>.

ФИЗИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПЕНОПОЛИСТИРОЛОВЫХ МОДЕЛЕЙ

Гутько Ю. И., Тараненко Н. А.
(ВНУ им. В. Даля, г. Луганск, Украина)

Аморфные линейные полимеры, к которым относится и полистирол, могут находиться в трех состояниях: стеклообразном, высокоэластическом и вязкотекучем. Стеклообразное состояние характеризуется наличием колебательного движения атомов, входящих в состав молекулярной цепи, около положения равновесия. Колебательные движения звеньев и перемещения цепи как единого целого практически отсутствуют. Высокоэластическое

состояние характеризуется наличием колебательного движения звеньев (крутильные колебания) и растягиванием (сжатием) макромолекулы в целом. Вязкотекучее состояние характеризуется подвижностью всей молекулы как целого относительно соседних молекул [1].

При нагревании полимера сначала проявляется колебательное движение звеньев и только при более высокой температуре – движение цепей. Следовательно, при повышении температуры полистирол переходит из стеклообразного в высокоэластическое и только затем в вязкотекучее состояние. При понижении температуры полимер проходит все три состояния в обратном порядке.

Переход полимера из одного физического состояния в другое совершается не при какой-нибудь определенной температуре, а в некотором диапазоне температур, при этом наблюдается изменение термодинамических свойств полимера.

Приблизительно время спекания гранул полистирола t_{cn} на второй стадии вспенивания полистирола в пенополистироловую модель будет состоять из времени нагревания t_n всех подвспененных гранул до температуры u_{em} начала диапазона вязкотекучего состояния, так как после u_{em} изменяется теплоемкость полистирола, при этом должен выделяться в газообразное состояние оставшийся порообразователь, и времени t_{em} перехода всей массы полистирола в вязкотекучее состояние, а также ее одновременного нагрева от температуры u_{em} до температуры T внешнего теплоносителя:

$$t_{cn} = t_n + t_{em}.$$

Были предложены формулы для возможности экспериментального определения удельной теплоты $w_{em}(T)$ перехода полистирола в вязкотекучее состояние при верхнем пороге температуры T . При этом следует знать расход пара как внешнего теплоносителя и его среднюю температуру после выхода из пресс-формы. Температуру начала перехода в вязкотекучее состояние обозначает появление необратимых деформаций в процессе повышения температуры при эластическом состоянии полистирола.

В результате теоретического анализа разработаны формулы времени вспенивания полистирола на второй стадии изготовления пенополистироловой модели.

ЛИТЕРАТУРА

1. Тагер А. А. *Физико-химия полимеров* / А. А. Тагер - М. : изд. Химия, 1968. – 536 с.
2. Ландау Л. Д. *Статистическая физика, часть 1* / Л. Д. Ландау, Е. М. Лифшиц. – М. : Наука, 1976. – 583 с.
3. Нащокин В. В. *Техническая термодинамика* / В. В. Нащокин. – М. : Высш. шк., 1975. – 496 с.

ЛЕГИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ЗАГОТОВОК, ОТЛИВАЕМЫХ ПО ПЕНОПОЛИСТИРОЛОВЫМ МОДЕЛЯМ

Дан Л. А., Трофимова Л. А
(ДВНЗ ПГТУ, г. Мариуполь, Украина)

К поверхностям изделий современного машиностроения предъявляются требования повышенной твердости, устойчивости против коррозии, эрозии и т. д. Существующие методы поверхностной обработки позволяют получить толщину слоя с нужными свойствами до 3 мм, что явно недостаточно для крупных литых деталей типа лопастей гидротурбин, броневых плит углеразмольных мельниц, валков прокатных станков и т. п. Толщина поверхностного слоя со специальными свойствами в таких отливках должна быть на порядок больше. Такой слой с большими затратами труда и дорогих материалов получают обычно наплавкой.

В поисках более экономичного способа литейщики уже давно предложили совместить процесс легирования поверхностного слоя с процессом получения самой отливки. Достаточно широко известны методы биметаллического литья и поверхностного легирования [1; 2].

Суть этих процессов в общем случае состоит в том, что при формировании отливка соприкасается со средой (твердой, жидкой или газообразной), из которой получает (или в которую отдает) определенные элементы. В результате поверхностный слой изделия приобретает свойства, отличные от свойств остального объема отливки.

Наиболее перспективен частный метод легирования, когда на форму (неметаллическую или металлическую) наносится слой обмазки, содержащей легирующие элементы, которые в процессе формирования отливки насыщают ее поверхность.

В последние годы значительное распространение получило литье по моделям из пенополистирола – литье по газифицируемым моделям (ЛГМ) [3]. Применение этого способа упрощает процесс изготовления отливок, позволяет получать заготовки повышенной точности, приближающиеся по размерам и конфигурации к готовым деталям.

Представляет большой научный и практический интерес исследование возможности поверхностного легирования отливок, получаемых методом литья по газифицируемым моделям.

В настоящей работе при проведении опытов легирующий порошок, содержащий в равном количестве частицы металлических хрома и никеля фракцией (-1,0 мм) на органической связке наносили на поверхность цилиндрической пенополистироловой модели диаметром 50 мм и длиной 70 мм. Толщина слоя легирующего покрытия была 1,2–1,5 мм. Поверх легирующего слоя, на модель, как и обычно, наносили слой противпригарной краски ДП2М2А, образцы сушили и заливали в вакуумируемом контейнере серым чугуном, выплавленным в индукционной печи с кислой футеровкой.

Из опытных отливок вырезали темплеты для металлографических исследований и изучения распределения легирующих элементов в металле. Микроструктуру чугуна опытных отливок исследовали с помощью микроскопа МИМ-7; химический анализ выполняли на анализаторе элементного состава Expert-3L. На рисунке 1 приведена макроструктура, а на рисунке 2 микроструктура поверхностного слоя опытных отливок.



Рис. 1. Макроструктура опытной отливки.

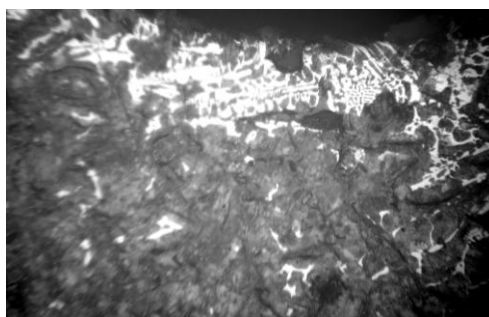


Рис. 2. Микроструктура поверхностного слоя опытной отливки, $\times 100$, травлено HNO_3 .

Анализ микроструктуры металла легированного слоя и распределения Cr и Ni в нем показали следующее. Взаимодействие жидкого металла с частицами порошка при формировании отливки сопровождается явлением пропитки, а не растворения. Полученные результаты хорошо согласуются с имеющимися в литературе данными.

В результате проведенных экспериментов была показана принципиальная возможность поверхностного легирования металла при изготовлении отливок методом ЛГМ. Полученные результаты требуют дополнительной проверки в опытно-промышленных условиях.

ЛИТЕРАТУРА

1. Михайлов А. М. Поверхностное легирование стальных отливок / А. М. Михайлов, Г. Ш. Ахметов // Известия вузов. Чёрная металлургия, 1965. – №7 – С. 175–179.
2. Лакедемонский А. В. Биметаллические отливки / А. В. Лакедемонский // Машиностроение, 1964. – 180 с.
3. Шуляк В. С. Литье по газифицируемым моделям / В. С. Шуляк. – СПб. : НГЛ «Профессионал», 2007. – 408 с.

ВНЕДРЕНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОТЛИВОК «БАНДАЖЕЙ» ДЛЯ ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ ИЗ СТАЛИ 150ХНМЛ НА ПАО «ЭНЕРГОМАШСПЕЦСТАЛЬ»

Дараган В. И., Жолудь А. И., Кривоконь В. А.
(ПАО «Энергомашспецсталь», г. Краматорск, Украина)

Первые попытки освоения процесса изготовления «Бандажей» из высокоуглеродистой стали были предприняты еще в 50-е годы прошлого века ведущими отечественными машиностроительными предприятиями, однако в связи со значительными трудностями, связанными с получением качественного литья, они закончились неудачей.

Идея использования литой стали 150ХНМЛ для изготовления «бандажей» периодически возникала и в последующие годы, однако не была реализована. Литые отливки «бандажей» из аналогичной марки стали с повышенным содержанием углерода до 2,0 % успешно изготавливаются и используются за рубежом в развитых странах, в частности, в Японии и Германии.

Кроме литого способа, предпринимались попытки изготовления «бандажей» прокатных валков в кованом варианте, окончившиеся неудачей.

Причины неудач изготовления как литых, так и кованных изделий обусловлены технологическими особенностями стали 150ХНМЛ, а именно, наличием в теле отливки больших литейных и структурных термических напряжений. Сталь 150ХНМЛ относится к сталям заэвтектоидного класса. Химический состав стали: С = 1,4–1,6 %; Si = 0,25–0,50 %; Mn = 0,5–0,8 %; S ≤ 0,04 %; P ≤ 0,04 %; Cr = 0,9–1,25 %; Ni = 0,8–1,2 %; Mo = 0,1–0,3 %.

Основное требование, предъявляемое к литым «бандажам» определяется высокой твердостью (330–400 НВ), а соответственно, и износостойкостью.

Механические свойства: предел прочности при изгибе $\sigma_{\text{изг}} > 700 \text{ Н/мм}^2$, ударная вязкость – КСУ $\geq 15 \text{ кДж/см}^2$.

Структура металла состоит из карбидной сетки, расположенной по границам зерен. Вследствие этого металл имеет высокую хрупкость в не-термообработанном виде.

Поэтому при освоении технологии изготовления данных отливок, кроме решения вопросов литейного характера, большое внимание уделялось отработке технологии термической обработки.

«Бандажи», заказ на изготовление которых был размещен на ПАО «ЭМСС», представляют собой цилиндрические полые тела наружным диаметром 1600 мм, длиной от 240 до 600 мм и толщиной тела до 400 мм. При разработке технологии было принято решение отливать две детали «бандаж» одной заготовкой (отливкой) длиной 1200 мм с последующей механической разрезкой на необходимые длины в соответствии со спецификацией на поставку. В таком варианте масса жидкого металла на одну форму составляла 16–17 тонн. Металл выплавлялся в основной электродуговой

печи емкостью 50 т. Далее металл проходил доводку на установке «Ковш – печь» и подвергался вакуумированию.

В соответствии с разработанным технологическим процессом форма состоит из трех частей: нижняя часть формируется в рамке, где выполняется знак центрального стержня и питатели литниковой системы; средняя часть – это металлический (чугунный) кокиль; верхняя (прибыльная) часть формируется в опоке и пригружается грузом, исключая всплытие песчаных стержней, выполняющих внутреннюю полость «бандажа». Питание отливки осуществлялось открытой кольцевой прибылью. Боковая поверхность и зеркало металла теплоизолировались высокоэффективными материалами.

Металл в форму подавался снизу сифонным способом с доливкой прибыли горячим металлом через прибыльный ярус питателей.

На рис. 1 представлена схема собранной формы отливки «бандаж» из стали 150ХНМЛ.

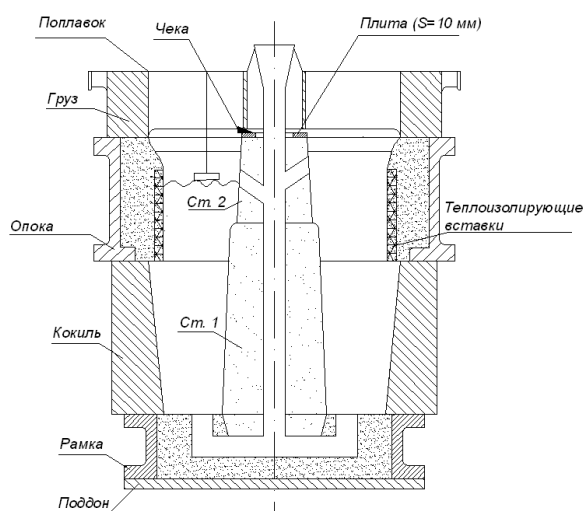


Рис. 1. Схема форма в сборе отливки «бандаж» из стали 150ХНМЛ.

Эффективность процесса питания и затвердевания отливки подтвердили результаты моделирования, которое проводилось с помощью программы LVM Flow.

В процессе внедрения технологии отливки «бандажей» из стали 150ХНМЛ были решены основные проблемные вопросы: оптимизирована температура и режим выбивки отливок из формы, существенно влияющие на трещинообразование; отработаны режимы термообработки заготовок, определяющие требования по твердости; решены вопросы конструкции и стойкости кокилей и т. д.

В результате проведенных мероприятий технологический выход годного составил около 70 %.

По данной технологии на ПАО «Энергомашспецсталь» в течение 5 лет было изготовлено «бандажей» более 500 отливок (общей массой 4000 т).

Качество изготовленных деталей удовлетворяло всем требованиям эксплуатации и, согласно отзывам Заказчика, по износостойкости и другим показателям «бандажи» зарекомендовали себя положительно.

ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ УНИКАЛЬНЫХ ПО СЛОЖНОСТИ КОНСТРУКЦИИ ОТЛИВОК ДЛЯ ПАРОВЫХ ТУРБИН BHARAT HEAVY ELECTRICALS LIMITED (BHEL), ИНДИЯ

Дараган В. И., Плотниченко А. В.
(ПАО «ЭМСС», г. Краматорск, Украина)

ПАО «Энергомашспецсталь» является специализированным предприятием с большим опытом изготовления супертяжелых (до 200 т), уникальных по сложности конструкции литых деталей для различных отраслей тяжелого и энергетического машиностроения.

Индийская компания «Bharat Heavy Electricals Limited» (BHEL), крупнейшее инженерно-производственное предприятие по производству газо- и паровых турбин, заключило контракт с ПАО «ЭМСС» на изготовление отливок «Корпусов паровых турбин».

«Корпус турбины» представляет собой разъемную конструкцию, состоящую из верхней и нижней части (рис. 1 и рис. 2). Нижняя часть имеет несколько более простую конструкцию, чем верхняя. Подобная конструкция литых корпусов в отечественной практике турбостроения ранее не встречалась.

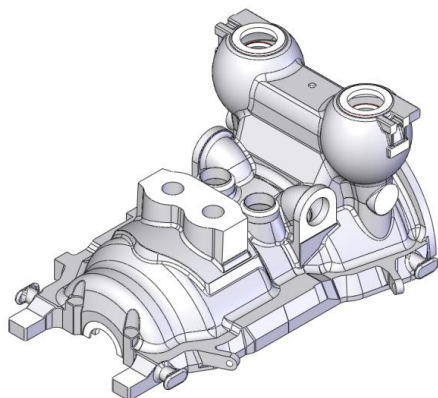


Рис. 1. Отливка «верхняя часть корпуса паровой турбины».

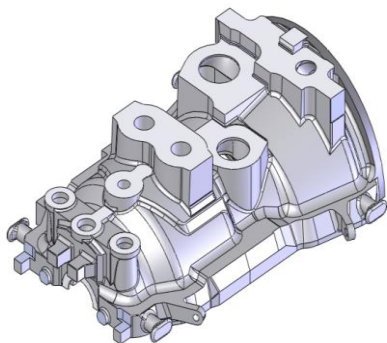


Рис. 2. Отливка «нижняя часть корпуса паровой турбины».

Отливки изготавливаются из марки стали G17GrMo55. Масса отливки «верхняя часть» – 33 500 кг, габаритные размеры – 4450×3490×2160 мм.

Масса отливки «нижняя часть» – 32 300 кг, габаритные размеры – 4220×3490×1390 мм.

К отливкам предъявляются очень жесткие и высокие требования:

- изготовление в соответствии с европейскими нормами и стандартами;
- механические свойства стали: предел прочности 490–690 Н/мм²; предел текучести ≥ 315 Н/мм²; ударная вязкость ≥ 27 Дж;
- визуальный контроль всех наружных и внутренних поверхностей;
- магнитопорошковая дефектоскопия (МПД) 100 % объема;
- ультразвуковой контроль (УЗК) 100 % объема;
- рентгенографический контроль мест, указанных в чертежах и т. д.

Отливки «полукорпусов», принятые к изготовлению, отличаются от ранее изготавливаемых крайней нетехнологичностью конструкции.

Особую сложность имеет «верхняя часть корпуса», в составе которой литьем выполняется два сферических «корпуса клапана».

Каждый «корпус клапана» имеет сложную внутреннюю конструкцию, представляющую собой пересечение наружной сферы с внутренней полусферой. Внутренние полости сферических корпусов соединяются между собой и с центральной полостью посредством переходной полости и отверстий в стенках.

Таким образом, ни о какой направленности затвердевания, определяемой конструкцией, речь идти не может. Многочисленные пересечения стенок образуют тепловые узлы, создающие благоприятные условия для образования дефектов.

Как известно, правильно организованная направленность затвердевания предупреждает образование не только дефектов усадочного происхождения, но в значительной степени и горячих трещин.

С помощью компьютерного моделирования в программе LVMFlow были выявлены участки отливки с дефицитом металла.

Направленность затвердевания и оптимальное питание отливки было организовано с помощью комбинированного использования прибылей прямого и непрямого действия, а также установкой расчетного количества наружных холодильников.

Техпроцессом предусматривалось теплоизоляция боковой поверхности и зеркала металла всех прибылей на отливке. Для изготовления формы и стержней использовались фурановые холоднотвердеющие смеси (ХТС), что дало возможность изготовить сложные стержни, выполняющие внутреннюю часть «корпуса клапана».

После извлечения из формы, отливки имели чистую наружную и внутреннюю поверхность.

По данной литейной технологии отлиты три комплекта «полукорпусов».

Первый комплект после проведения всех видов контроля (УЗК – 100 % объема, МПД – 100 % поверхности рентгенографии указанных в чертеже мест) и предварительной механообработки отправлены покупателю.

УМОВИ УТВОРЕННЯ БІМЕТАЛЕВОГО ШАРУ СРІБЛА НА МІДІ

Демидов Д. С., Кочешков А. С., Черниш С. В., Гавалешко Н. С.
(НТУУ «КПІ», м. Київ, Україна)

Відомо два шляхи отримання біметалевих виливків – одночасним або послідовним заливанням металів. Виготовлення біметалевих виробів шляхом послідовного заливання сплавів кольорових металів дає можливість для:

- створення принципово нових ювелірних прикрас вишуканого дизайну;
- значного розширення можливостей створення біметалевих прикрас;
- розвитку нового напрямку виробництва у ювелірній справі та нумізматиці.

Найважливішим фактором під час утворення біметалевого виливка є поверхня розподілу між металами.

Для імітації процесу змочування розплаву були виготовленні зразки, які склалися з мідної підложки, наважки зі срібла та флюсів для видалення окислів, забруднень з поверхні металу, захисту його від окислення та кращого змочування поверхні [1]. Незмінними були: розміри підложки та наважки; температура печі відпалу, в якій здійснювалися досліди; метод нанесення флюсу, який обирався самостійно згідно з ГОСТ 23904-79. У процесі роботи змінювали комбінації флюсів та час витримки в печі.

Для визначення кута змочування на станину встановлюється металевий куб з горизонтальною поверхнею. За допомогою кутоміра вимірюються кути у чотирьох місцях на одному зразку та визначається середнє значення за стандартною методикою (рис. 1).

На зразках визначали такі параметри:

- кути змочування міді сріблом;
- діаметр, висоту та площу розплавленої «краплі».

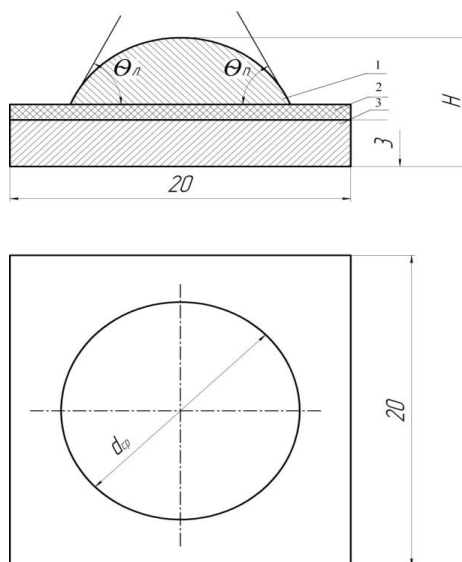


Рис. 1. Схема для визначення кута змочування: 1 – срібна наважка; 2 – шар флюсу; 3 – мідна підложка θ_l , θ_{II} – кути змочування; H – загальна висота; d_{cp} – середній діаметр.

Для визначення товщини перехідного шару робили знімки фотокамерою з мікроскопу при збільшенні $\times 200$, а потім вимірювали товщину перехідного шару.

Мікроскопічні дослідження структури та хімічного складу перехідного шару виконували на растровому електронному мікроскопі «РЕМ-106И».

Таблиця 1

Значення крайових кутів змочування

Назва флюсу	Q_n , середнє значення, град.
Без флюсу	65,42
Бура	63,25
Борна кислота	61,12
ПВ-209	57,3
Бура + борна кислота (1:1)	65,5
Бура + борна кислота (2:1)	63,3
Бура + борна кислота (1:2)	59,3

Відомо, що система сплавів Ag–Cu є системою з повною взаємною розчинністю. В результаті атомної дифузії з обох боків від площини з'єднання металів утворюється твердий розчин з плавно змінною концентрацією.

Перехідний шар Ag–Cu у зразку з сумішшю бури та борної кислоти складав Ag 82,98 %, Cu 17,02 %.

В результаті проведення дослідів визначено:

- змочуваність срібла на мідній основі досягнута під час нанесення флюсів (середнє значення кута змочування дорівнює 57, 30);
- найбільше значення товщини перехідного шару дорівнює 0,185 мм у випадку нанесення на мідну основу суміші бури та борної кислоти;
- найкраща взаємопроникненість металів у перехідному шарі спостерігалась у випадку офлюсовування борною кислотою 47,88 % Ag та 52,12 % Cu.

За діаграмою стану «Ag–Cu» [2] визначили, що у зразку з офлюсовуванням сумішшю бури та борної кислоти у співвідношенні, фактичне значення взаємопроникненості металів найближче до значення евтектики. Розглянуті метали легко дифундують один в одному з утворенням твердих розчинів змінної концентрації. В результаті атомної дифузії з обої боків від площини з'єднання металів утворився твердий розчин з плавно змінною концентрацією.

ЛІТЕРАТУРА

1. *Крайт Тим Мак Практическое литье / Т. М. Крайт. – Омск : Наследие, 2002. – 164 с.*
2. *Лякишева Н. П. Диаграммы состояния двойных металлических систем / Н. П. Лякишева. – М. : Машиностроение, 1996. – 200 с.*

КРИОВАКУУМНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ МЕТАЛЛООТЛИВОК В ПЕСЧАНЫХ ФОРМАХ

Дорошенко В. С.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Криовакуумные технологии получения металлоотливок в песчаных формах являются одним из направлений инновационного процесса в литейном производстве. Они относятся к малоотходным и безотходным технологиям, обеспечивающим охрану природы на более высоком качественном уровне путем предупреждения нарушения экологического равновесия за счет рационального природопользования. Высокие нормы ресурсосбережения достигаются многократным использованием формовочных материалов.

В действующих литейных цехах при производстве 1 т отливок из чугуна и стали вывозят в отвал до 5 т твердых песчаных отходов [1]. Особенно экологически небезопасны процессы с использованием синтетических смол и других органических связующих, которые дают до 70 % загрязнений природной среды от литейных цехов [1], по оценкам экспертов будущее – за связующими неорганического происхождения.

С каждым годом в мире неуклонно возрастает производство отливок литьем по разовым моделям, поскольку эти способы точного литья способствуют уменьшению металлоемкости отливок и повышению их качества. Разновидности таких технологий часто связаны с вакуумированием песчаной формы, в частности ЛГМ-процесса. А вакуумно-пленочная формовка (ВПФ), служащая образцом экологичности среди способов песчаной формовки, за рубежом за последние годы перешла из разряда спецвидов литья в основные способы производства отливок в разовые песчаные формы [1].

Привлечение криотехнологии в формовочные процессы, в частности для получения песчаных форм по ледяным моделям, вызвано возможностью минимизации применения неорганических материалов (в т. ч. связующих) путем получения оболочковых форм. Применение при этом агрегатных переходов воды (из жидкого в твердое – модель, опять в жидкое – таяние модели при освобождении полости формы, а затем испарение при сушке увлажненной формы) в какой-то мере подобно кругообороту воды в природе. Эта вода для ледяных моделей на 30–90 % и сухой песок формы на 80–90 % (за вычетом песка, участвующего в образовании оболочки путем пропитки – увлажнения) может использоваться многократно. Разработана разновидность ВПФ по ледяным моделям (упакованным в пенку), при которой вода не попадает в песок формы и может полностью использоваться повторно наряду с многократным использованием песка

В настоящее время ФТИМС НАН Украины патентует три разновидности способа изготовления по разовым ледяным моделям песчаных оболочковых форм из сыпучего формовочного материала [2]. При этом оболочка образуется путем затвердевания в ней самотвердеющей композиции при введении в контакт отвердителя со связующим. 1-й вариант: ледяная

модель служит носителем отвердителя, а облицовочный слой песка – связующего. 2-й вариант: ледяная модель служит носителем связующего, а сухая песчаная облицовочная смесь содержит отвердитель. Наиболее экологически благоприятный 3-й вариант: модель замораживается из чистой воды, которая не вступает в реакции отверждения формовочной смеси с добавками реагентов отвердителя и связующего, но без воды эти реакции не идут. Во всех трех способах подбирали составы связующих композиций с максимальной скоростью твердения, зачастую выискивая в технической литературе отвергнутые составы холоднотвердеющих песчаных смесей (ХТС) по причине их малой «живучести».

При изготовлении оболочковой формы путем засыпки песка в контейнер с ледяной моделью виброуплотнения, таяния модели и пропитки песка получали песчаную корку толщиной 4–8 мм и более. При этом в составе оболочки находится не более 0,3–0,4 % связующего от массы песка в контейнере, что на порядок меньше, чем в традиционных формах из ХТС. В исследованиях упор делали на применение неорганических связующих.

Составы ледяных моделей, в которых один реагент связующей композиции находится в модели, а другой – в окружающей ее песчаной смеси, показали достаточно хорошую технологичность получения оболочковых форм путем пропитки водным составом от тающей модели. Например, для ледяных моделей из водного раствора жидкого стекла плотностью 1,08 г/см³ использовали песчаную смесь с добавлением быстротвердеющего цемента, в процессе пропитки которой твердение получаемой оболочки (толщиной на глубину пропитки) от начала таяния модели (модельного блока) массой 0,2–5 кг составляло 6–10 минут. После расплавления остаток модельной композиции, не пропитавший окружающий песок, выливали из затвердевшей оболочки, а оболочковую форму направляли на подсушку, либо обрабатывали заливку металлом в сухом наполнителе с вакуумированием формы.

Создание и отработка способов получения оболочковых форм с противопригарной и мелкозернистой облицовкой (покрытием) вокруг разовой ледяной модели закладывает основу новой (криовакуумной) криотехнологии литья мелких и средних металлозаготовок. Она исключает или сводит к минимуму использование органических полимеров: связующего для песка оболочковой литейной формы, заменяет пенопластовые или парафино-стеариновые модели на ледяные. Такая криотехнология литья по разовым моделям соответствует экологически чистым безотходным технологиям с использованием принципа «просто добавь воды».

Поскольку в описанной технологии отсутствуют дорогостоящие материалы и оборудование, то это позволяет рекомендовать ее (еще на стадии отработки до промышленного уровня) в качестве приемлемой методической тематики в институтах для выполнения студентами-литейщиками НИР, курсовых и дипломных работ. Замораживают модели при температурах не ниже минус 15–18 °С (для ускорения последующего таяния их в форме), для чего достаточно бытовой морозильной камеры. Наблюдение

образования поликристаллической структуры прозрачной модели, формовка в сухом песке, удаление модели, извлечение из сухого наполнителя и сушка оболочки охватывают почти все процессы модельно-формовочной тематики (с рядом фазовых переходов), с физико-химическим подбором модельно-связующих композиций, процессами тепломассопереноса и поверхностными явлениями. А ознакомление с инновационными криовакуумными технологиями, оценка их экологичности, энерго- и ресурсосберегаемости даст преимущества молодым специалистам для применения их на производстве.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ткаченко С. С. Станкостроение и модернизация литейного производства / С. С. Ткаченко, В. С. Кривицкий // *Лит. пр-во сегодня и завтра: труды 8-й Всероссийской научно-практической конференции.* – Спб. : Изд-во Политехн. ун-та, 2010. – С. 3–17.

2. Дорошенко В. С. Многовариантность использования ледяных моделей при литье в песчаные формы / В. С. Дорошенко // *Металл и литье Украины, 2010.* – № 12. – С. 17–26.

СОЗДАНИЕ СИСТЕМЫ МОНИТОРИНГА ЛИТЕЙНОГО ЦЕХА НА БАЗЕ БЕСПРОВОДНЫХ СЕНСОРНЫХ СЕТЕЙ

Дорошенко В. С., Кравченко В. П. Шевчук Б. М.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Разработка информационных систем мониторинга технологических процессов является назревшей проблемой для литейных цехов. В этой связи в отделе физико-химии процессов формообразования под рук. проф. Шинского О. И. создана группа ученых, перед которыми поставлены задачи по разработке систем эффективного дистанционного мониторинга параметров технологических процессов и состояний объектов литейного цеха литья на примере использования ЛГМ-процесса. Наиболее рациональным решением представляется использование для этого абонентских и объектных систем самоорганизующихся сенсорных сетей.

Актуальность таких разработок повышает то, что в настоящее время в цивилизованных странах происходит смена основной информационной среды. Удельные объемы информации, получаемой обществом по традиционным каналам (радио, телевидение, почта, связь), неуклонно сокращаются, а по компьютерным сетям возрастают. К 2030 году доля информации, получаемая по компьютерным сетям, возрастет до 0,90–0,95 [1]. Глобальный процесс информатизации общества, который, в свою очередь, является проявлением общей закономерности развития цивилизации, инициировал появление и развитие такой научной дисциплины как информатика. Из технической дисциплины о методах и средствах обработки дан-

ных при помощи вычислительной техники информатика сегодня превращается в науку об информационных процессах не только в технических системах, но также в природе и обществе.

Основными целями сетевого мониторинга цеха являются оптимизация функционирования оборудования, ресурсосбережение и улучшение условий труда, а также решение проблем качества и конкурентоспособности выпускаемых отливок. Эти задачи с учетом непростых условий работы датчиков во вредных условиях литейного цеха решаются с использованием беспроводных сенсорных сетей (БСС, англ. *WSN – Wireless Sensor Network*). Объединенные в беспроводную сенсорную сеть датчики образуют территориально-распределенную самоорганизующуюся систему сбора, обработки и передачи информации, с помощью которой выполняется контроль и мониторинг измеряемых параметров физических сред и объектов с целью управления ресурсами и процессами со стороны оператора.

Беспроводные сенсорные сети монтируют из миниатюрных вычислительных устройств – мотов, снабженных сенсорами (датчиками температуры, давления, освещенности, уровня вибрации, местоположения и т. п.) и приемопередатчиками сигналов, работающими в заданном радиодиапазоне в режиме ретранслируемой ближней радиосвязи. Гибкая архитектура, снижение затрат при монтаже выделяют беспроводные сети интеллектуальных датчиков среди других беспроводных и проводных интерфейсов передачи данных, особенно когда речь идет о большом количестве соединенных между собой устройств. Каждый узел сенсорной сети обычно содержит различные датчики для контроля внешней среды, микрокомпьютер и радиоприемопередатчик. Это позволяет устройству проводить измерения, самостоятельно проводить первичную обработку данных и поддерживать связь с внешней информационной системой.

Разработано технологическое задание мониторинга цеха ЛГМ по пяти технологическим потокам (модельный, формовочный, плавильный, очистки песка и газов, а также финишной обработки отливок). Выбран перечень показателей, измерение которых в реальном времени способно создать числовую информационную основу мониторинга. Эти показатели по тематике мониторинга имеют следующие направления: 1) технологические и технические; 2) контроля соответствия нормам охраны труда, экологии производства и противопожарной безопасности; 3) экономические и учета использованных ресурсов. К последнему относятся такие данные, как выпуск отливок по стоимости и номенклатуре за контрольные или отчетные периоды времени, такие же показатели по материалам, энергоносителям, трудозатратам и браку продукции, определяемые аналитически экономической службой цеха, а также показаниями счетчиков (расходомеров), установленных в цехе.

Важным аспектно-ориентированным направлением мониторинга является то, что исследователи с его помощью планируют подойти к достоверному анализу влияния процессов, протекающих в модельной пресс-форме (для ЛГМ), в литейной форме во время заливки металла, затвердевания

и охлаждения отливки, влияния на качество как единичной отливки, так и потока выпускаемой продукции в течение длительного периода времени. Такие процессы позволят описать полную картину формирования служебных свойств отливки и контролировать стабильно низкий уровень брака продукции. В случае ЛГМ эти процессы рассматривают в системе «металл – газифицируемая модель – форма», часто характеризуя ее как систему с подвижным источником газообразования.

Для мониторинга такой системы одобрено достаточное количество датчиков разного вида, а управление такой системой на сегодняшнем уровне развития техники может быть только разомкнутым, так как его результаты (обычно это – показатели качества отливки) становятся известными только после истечения значительного времени, что требует адекватного математического описания объекта [2].

ЛИТЕРАТУРА

1. *Спирин Н. А. Информационные системы в металлургии / Н. А. Спирин, В. В. Лавров. – Екатеринбург : УГТУ-УПИ, 2004. – 495 с.*

2. *Теория автоматического управления / Л. С. Гольфарб [и др.] – М. : Высшая школа, 1976. – 400 с.*

LEAN-ТЕХНОЛОГИИ И ЛГМ-ПРОЦЕСС

Дорошенко В. С., Шинский И. О.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Среди закономерностей научно-технического прогресса эксперты в области технических наук и, в частности, литейного производства на пути эволюционного развития производственных технологий усматривают замену машинами функций человека: энергетической, транспортной, функции технологического изменения обрабатываемого материала, контрольно-измерительной и, наконец, самой важной и сложной функции – логической на основе использования современных компьютерных технологий [1]. С этих позиций глубину проникновения средств информатики в технологические процессы производственных предприятий и цехов можно разбить на три уровня: мониторинг, управление и автоматизация.

Мониторинг (уровень I), при котором в реальном времени оператор на компьютере может видеть и контролировать численные значения параметров работы оборудования, отдельных или всех этапов технологического процесса, условий труда персонала и параметров окружающей среды, учета энергоносителей, других потребляемых ресурсов, а также вывоз или выброс отходов.

Управление (II), когда информационная система в процессе мониторинга сравнивает указанные значения текущих параметров со специально созданными имитационными моделями производственных процессов [2]

или записанными во времени наиболее удачными периодами функционирования производственного цеха. Затем информационная система рекомендует корректировку условий производства для достижения выбранных оператором показателей (качество продукции, себестоимость, ресурсоемкость и т. п.) либо сама в ограниченных пределах выполняет действия, корректирующие условия производства.

Автоматизация (III), когда информационная система не только считывает показатели работы от оборудования до цеха в целом, сравнивает с оптимальными и частично корректирует их, но имеет средства их регулирования и, в зависимости от изменяющихся обстоятельств, может сама анализировать, принимать решения, корректировать процесс производства (вплоть до полного исключения из него человека), накапливать опыт управления производством, а также обеспечивать собственную надежность при выходе из строя одного из элементов любого устройства из сети.

Построение систем мониторинга на производственных объектах целесообразно выполнять с возможностью их максимального использования в качестве систем управления. По обзору технической информации сегодня наиболее заметны методы включения внутренних резервов эффективности управления производственных систем, которые носят название Lean-технологии (lean production, lean manufacturing, от англ. lean – постный). В России также распространён перевод «бережливое производство» – логистическая концепция управления, сфокусированная на оптимизацию технологических и бизнес-процессов с максимальной ориентацией на рынок и с учётом мотивации каждого работника.

Целями такого производства являются: минимизация трудозатрат и сроков создания новой продукции, гарантия поставки заказчику продукции с максимальным качеством при минимальной стоимости. Министерством промышленности и торговли России в 2009 году создан Проблемный совет «Lean-технологии», который регулярно проводит тематические общероссийские и региональные конференции. Lean-технологии опираются на систему организации производства, разработанную японским автомобильным гигантом – компанией Тойота, производственную систему которой считают первоисточником и эталоном бережливого производства [3].

Среди современных литейных технологий способ литья по газифицируемым моделям (ЛГМ-процесс), по нашему мнению, обеспечивает наибольшую гибкость технологии фасонного литья и, в том числе, наиболее соответствует духу «ухода от массового производства». Это происходит благодаря сравнительной простоте процесса формовки, который заключается в виброуплотнении в контейнере сухого песка вокруг модели из пенопласта, многообразии вариантов изготовления модели, точности получаемых отливок и низкой капиталоемкости и ресурсоемкости этого способа литья.

Из четырех наиболее часто применяемых промышленных методов изготовления пенопластовых моделей самым новым и привнесшим дополнительные черты гибкости является метод выполнения моделей на 3D-фрезерах [4]. Для получения литейной модели из пенопласта сегодня

оператору достаточно иметь модель отливки, построенную в какой-либо распространенной САД-системе на компьютере, чтобы затем воспользоваться 3D-фрезером, управляемым через USB порт с персонального компьютера в среде Windows. Гибкость и несложность автоматизации процесса производства разовых моделей для отливок массой от 0,1 кг до нескольких тонн, исключение смесеприготовительного и стержневого производства при наличии линии охлаждения и очистки сухого песка (выносимых из помещения цеха), отсутствие связующего в песчаной форме, практика поочередной заливки в крупной песчаной форме 6–10 и более кустов отливок, а также обширный накопленный опыт в области ЛГМ выводит эту технологию в лидеры перспективных литейных процессов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Минаев А. А. О закономерностях развития современного литейного производства / А. А. Минаев // РИТМ. М, 2010. – № 3 – С. 26–30.

2. Елисеев В. Г. Разработка прототипа динамической интеллектуальной системы оперативно-диспетчерского управления цехом механообработки / В. Г. Елисеев, А. Г. Белоус, П. А. Макаров // Научная сессия МИФИ, 2005. – Т. 3. – С. 217–218.

3. Рыбина Г. В. Использование методов имитационного моделирования при создании интегрированных экспертных систем реального времени / Г. В. Рыбина // Известия РАН. Теория и системы управления, 2000. – № 5. – С. 182–191.

3. Оно Тайити Производственная система «Тойоты». Уходя от массового производства / Тайити Оно. – М. : Институт комплексных стратегических исследований, 2005. – 192 с.

4. Дорошенко В. С. Обобщение опыта изготовления пенополистироловых литейных моделей / В. С. Дорошенко, К. Х. Бердыев, И. О. Шинский // Металл и литье Украины, 2010. – № 5. – С. 14–19.

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ КОМБИНИРОВАННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СВОЙСТВА ЛИТЕЙНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ЖЕЛЕЗА

Доценко Ю. В., Селиверстов В. Ю., Шейдаев К. В.
(НМетАУ, г. Днепрпетровск, Украина)

Железо является негативной примесью в алюминиевых сплавах, образуя соединения различного состава ($FeAl_3$, Al_2SiFe , Al_4Si_2Fe , Al_5SiFe и др.) [1–4]. Все железосодержащие фазы при обычных температурах кристаллизации сплавов имеют грубокристаллическое строение и поэтому оказывают сильное влияние на снижение механических свойств, в особенности пластичности.

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 наиболее широко применяются профилактические мероприятия с целью исключения контакта стального и чугунного плавильно-заливочного инструмента и тиглей с алюминиевым расплавом, причем главная сложность получения качественного покрытия (обмазки) чугунных и стальных тиглей – обеспечение требуемой стойкости покрытия и его механической прочности. Поэтому задача, связанная с разработкой технологических решений, направленных на устранение вредного влияния железа в алюминиевых литейных сплавах, является актуальной.

Экспериментальные исследования влияния комбинированной технологии газодинамического воздействия и модифицирования карбонитридом титана (TiCN) проводили на литых заготовках из алюминиевогосплава АК5М.

Технологический процесс газодинамического воздействия на расплав в кокиле проводили с начальными показателями давления 0,15–0,2 МПа и последующим наращиванием до 2–3,5 МПа в соответствии с расчетной динамикой нарастания давления в системе отливка – устройство для ввода газа.

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 %.

ЛИТЕРАТУРА

1. Мондольфо Л. Ф. *Структура и свойства алюминиевых сплавов* : пер. с англ. / Л. Ф. Мондольфо. – М. : Металлургия, 1979. – 640 с.
2. Ларионов Г. В. *Вторичный алюминий* / Г. В. Ларионов. – М. : Металлургия, 1967. – 271 с.
3. Немененок Б. М. *Теория и практика комплексного модифицирования силуминов* / Б. М. Немененок. – Мн. : Технопринт, 1999. – 272 с.
4. *Возможность использования комплексного модификатора длительного действия на основе нанопорошков длительного действия для повышения качества отливок из алюминиевых сплавов* : Новые материалы и технологии в машиностроении – 2005 // Сб. трудов IV Международной научно-технической конференции / Брянск : БГИТА, 2005. – С. 17–23.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ СИСТЕМЫ Cu – Fe – Co И ОЦЕНКА КОНЦЕНТРАЦИОННЫХ ОБЛАСТЕЙ ПОЛУЧЕНИЯ СПЛАВОВ С ЛИТОЙ ДИСПЕРСНО-КАПЕЛЬНОЙ СТРУКТУРОЙ

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

Материалы, получаемые на базе системы Cu–Fe–Co, демонстрируют уникальные теплофизические, электрические, магнитные и механические свойства, которые связаны с фазовыми превращениями, протекающими в них. Особого внимания заслуживают сплавы с литой дисперсно-капельной структурой, формирующейся в результате метастабильного расслоения жидкой фазы. Подобные сплавы рассматриваются как природные композиционные материалы и являются перспективными с точки зрения их практического применения в различных областях техники. Поэтому система Cu–Fe–Co представляет несомненный интерес с точки зрения термодинамического моделирования стабильных и метастабильных фазовых превращений в ней.

Термодинамическое описание системы Cu–Fe–Co было выполнено в рамках CALPHAD-метода. Рассчитанные с использованием полученного термодинамического описания проекция поверхности ликвидуса (рис. 1, а), удовлетворительно согласуются с соответствующей экспериментальной информацией. Термодинамическая модель жидкой фазы системы была использована для расчета температурно-концентрационных границ превращений с участием переохлажденных расплавов и величин переохлаждения ΔT (рис. 1, б). На основании полученной информации о величине ΔT спрогнозированы концентрационные интервалы получения сплавов с дисперсно-капельной структурой. В рамках полученного термодинамического описания оценены концентрационные пределы образования пересыщенных твердых растворов при закалке из жидкости.

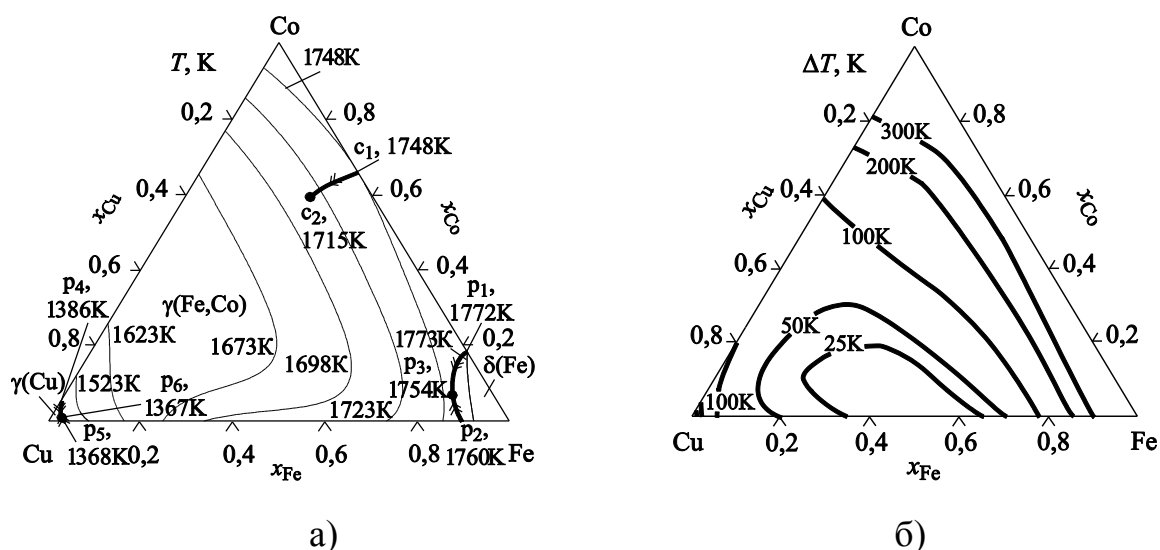


Рис. 1. Рассчитанные проекции поверхностей ликвидуса (а) и поверхности величины переохлаждения ΔT , необходимой для достижения метастабильного расслоения жидких сплавов системы Cu–Fe–Co (б).

ПРИМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ И ЛИТЕЙНОГО МГД ОБОРУДОВАНИЯ В ПРОЦЕССАХ ПЛАВКИ, ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКИ И ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЙ РАЗЛИВКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Дубоделов В. И.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

В последние годы электромагнитные воздействия все шире используются на различных операциях приготовления алюминиевые сплавы, их дозированной разливки и получения из них качественных отливок. Это обуславливается уникальными возможностями электромагнитных полей, связанными с возможностью бесконтактного, малоинерционного ввода этой энергии в металлические расплавы и превращения её в тепловую или механическую.

Исследования в этом направлении проводятся также и в Физико-технологическом институте металлов и сплавов НАН Украины.

Так, в последнее десятилетие в Институте были созданы новые или существенно усовершенствованы ранее разработанные технологии и оборудование. В частности, был разработан электромагнитный перемешиватель пульсирующего магнитного поля. Он позволяет создавать рациональную гидродинамику в объеме перемешиваемого металла, имеет простую конструкцию, технологичен в обслуживании, значительно дешевле имеющихся аналогов – электромагнитных перемешивателей бегущего магнитного поля. Может использоваться при плавке алюминия и его сплавов в отражательных печах, выдержке металла в таких же миксерах, а также при плавке, внепечной обработке и хранении других металлов и сплавов, включая сталь.

Новые интересные результаты получены при легировании и модифицировании алюминиевых сплавов в электротехнологических установках магнитодинамического типа (МДУ). При этом экспериментально показано, что воздействие на твердую легирующую добавку потока расплава, позволяет в 1,5–2,5 раза увеличить скорость её растворения в жидком алюминии, по сравнению со статическим состоянием, и обеспечить высокую однородность химического состава сплава.

В случае использования для создания в МДУ затопленной струи жидкого металла модулированной электромагнитной силы скорость растворения легирующих присадок может быть увеличена в 3–3,5 раза.

Установлено также, что термосиловая обработка в МДУ до- и заэвтектических алюминиевых расплавов системы Al-Si при рациональных сочетаниях температуры металла, интенсивности и времени перемешивания позволяет произвести физическое модифицирование таких сплавов, существенно измельчить их структурные составляющие, в 2–3 раза увеличить относительное удлинение.

Применение электромагнитных воздействий при рафинировании алюминиевых сплавов от водорода и неметаллических включений в МДУ путем продувки расплава диспергированными пузырьками аргона и фильтрации

его через пенокерамические фильтры в условиях наложения электрического поля обеспечило снижение содержания указанного газа в жидком металле до значений, меньших $0,1 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ металла и в 2–3 раза снизить содержание неметаллических включений.

Показана возможность получения в МДУ при дополнительном использовании автономной системы (электромагнитного перемешивателя металла) частично закристаллизованных алюминиевых сплавов (с регулированием содержания твердой фазы) для процессов реолитья.

Существенные преимущества создаёт применение электромагнитных воздействий в процессах дозированной разливки и технологиях литья алюминиевых сплавов под низким электромагнитным давлением.

Так, совмещение МДУ с весовой системой и применение способа заливки с контролем отсоединенной массы позволило получить точность дозирования для отливок массой 2–5 кг 1,5–2 %.

Применение электромагнитных воздействий в процессах литья под низким электромагнитным давлением (ЛЭМД), в том числе с использованием рассредоточенной литниково-питающей системы (РАСЛИТ – ЛЭМД), позволяет не только управлять температурными и гидродинамическими параметрами заполнения форм, но и оказывать силовое воздействие на кристаллизующую отливку. Это способствует улучшению качества литья и обеспечивает существенную экономию металла.

Новые возможности по улучшению структуры отливок из алюминиевых сплавов создаются в случае управляемой электромагнитной разливки жидкого металла с помощью МДУ через водоохлаждаемый желоб.

В последние годы в результате сотрудничества ФТИМС, ИМФ им. Г. В. Курдюмова и Донецкого ФТИ им. А. А. Галкина НАН Украины была разработана концепция получения объемных субмикроструктурных и наноструктурных материалов на основе алюминиевых сплавов. Экспериментально подтверждено, что глубокое рафинирование, физическое модифицирование Al-Si сплавов в МДУ, затвердевание литых заготовок при повышенных скоростях охлаждения, их последующая рациональная термическая обработка и интенсивная пластическая деформация (гидроэкструзия и гидроэкструзия с кручением под высоким давлением), позволяет измельчить структурные составляющие таких сплавов до 0,6–0,8 мкм, кристаллы первичного кремния в заэвтектических силуминах – до 1 мкм. При этом твердость доэвтектических алюминиевых сплавов возрастает в 2 раза, а заэвтектических – в 1,45 раза. При получении таких сплавов особое внимание будет уделяться приготовлению лигатур, которые обязательно должны иметь высокодисперсную однородную структуру, в частности, аморфную или наноструктуру.

По прогнозным оценкам, с применением таких комплексных технологий уже на первом этапе из алюминиевых сплавов можно будет получать изделия диаметром до 30 мм с объемной субмикроструктурной или наноструктурой.

ОПТИМИЗАЦИЯ КОНСТРУКЦИИ ЩЕЛЕВОГО ПИТАТЕЛЯ ДЛЯ СКОРОСТНОЙ ЗАЛИВКИ КРУПНЫХ ЛИТЕЙНЫХ ФОРМ

Дудченко А. В.¹, Городчиков В. Н.¹, Тарасевич Н. И.²,
Примак И. Н.², Щеглов В. М.²
(¹ПАО «НКМЗ», г. Краматорск, Украина;
²ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Анализ современного состояния литейных технологий в области изготовления крупных стальных отливок единичного производства показывает, что с целью получения качественного стального литья по размерной точности и с минимальным содержанием дефектов все более широкое развитие получает технология скоростной (до 55 и более тонн в минуту) заливки форм из химически твердеющих смесей для отливок энергетического машиностроения. При этом масса отливок достигает 120 и более тонн.

В настоящее время в качестве основного стратегического направления, большинство ведущих производителей крупного литья как в Украине, так и за рубежом выбрали холоднотвердеющие смеси на фурановом связующем.

Требуемое качество стальных отливок из легированных сталей с повышенной склонностью к образованию окисных плен, изготовленных в формах из вышеуказанных смесей, достигается только при сокращении общего времени заливки до 120–180 с, а по некоторым сведениям – до 90 с, и увеличением линейной скорости подъема жидкой стали в полости формы до 30–40 мм/с.

Выбор фуран-процесса обусловлен целым рядом конкурентных преимуществ, которые получает производитель литья. Но смеси такого типа обладают и существенным технологическим недостатком: низкой термостойкостью.

При этом важным фактором, влияющим на качество отливки, является линейная скорость истечения металла из питателей в форму. Высокая линейная скорость может привести к размыву формы и стержней, расположенных напротив питателя и, как следствие, к эрозии, засорам и пригару.

Поэтому скорость истечения металла из питателей должна быть ограничена в пределах 0,5–1,5 м/с за счет устройства расширяющейся литниковой системы с использованием питателей большого сечения.

Щелевой питатель представляет собой широко распространенную конструкцию одного из важнейших элементов литниковой системы – питателя. Использование именно щелевого питателя придает истекающему из него потоку металла требуемые характеристики (заданную скорость, минимальную турбулентность, компактную форму струи и проч.). Тем не менее, до настоящего времени нет достоверных сведений о разработке оптимальной конструкции щелевого питателя для скоростной заливки литейных форм.

Анализ конструкций щелевых питателей как отечественных, так и зарубежных производителей не позволил выявить четко прослеживаемой закономерности в их геометрии. Основные конструктивные параметры питателей могут значительно варьироваться у различных производителей.

Для анализа конструкции были выбраны 4 варианта щелевых питателей: производства Украины и России, Австрии и Чехии. Все питатели имеют диаметр подводящего канала 100 мм. Поскольку две модели питателей имели диаметр подводящего канала 80 мм, было принято решение экстраполировать их параметры на диаметр 100 мм с сохранением соотношения площади входного и выходного отверстия, а также углов конфузорности и диффузорности (табл. 1).

Геометрические характеристики питателей, представленные в таблице 1, получены путем построения трехмерной модели питателя в САД-системе «Solid Works».

Сравнение конструкций питателей производилось на предмет различия углов конфузорности / диффузорности и площади выходного отверстия питателя. Следует отметить существование значительных различий в конструкции питателей (рис. 1).

Благодаря имеющимся данным выведены графические зависимости таких параметров питателя, как ширина и длина выходной щели, конфузорность и диффузорность канала питателя, соотношения площадей входа и выхода из питателя от диаметра входного канала. Составлены уравнения регрессии с указанием коэффициента достоверности аппроксимации.

Следующим шагом должна стать оптимизация конструкции щелевого питателя с применением современных средств компьютерного моделирования.

Таблица 1

Сравнение конструктивных особенностей щелевых питателей различных производителей

Основные конструктивные параметры	Наименование питателя			
	Украина	Россия	Австрия	Германия
				
Соотношение $F_{\text{вх.}}/F_{\text{вых.}}, \text{мм}^2$	7854/4800 1,64	7854/17543 0,45	7854/7963 0,99	7854/10851 0,72
Угол конфузорности, °	16	4,8	18	9,4
Угол диффузорности, °	5,7	26,6	24,4	17
Длина питателя (без учета цилиндрической части)	130	150	120	120

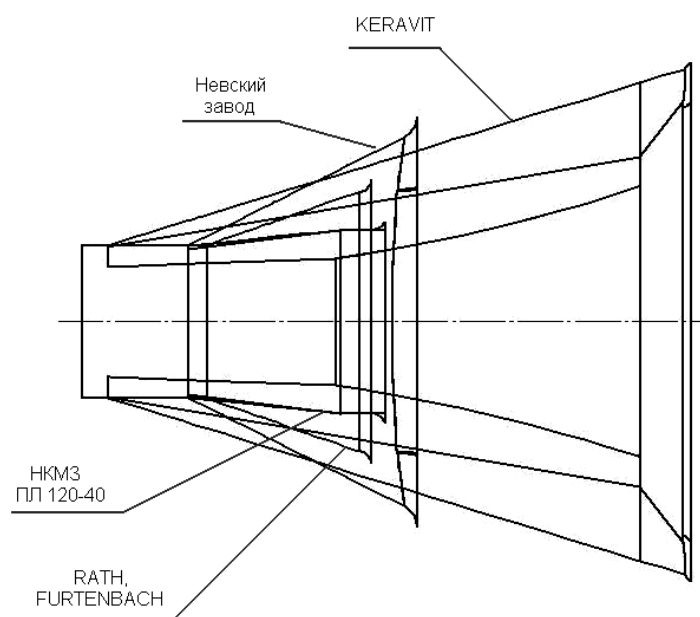


Рис. 1. Сравнение геометрии щелевых питателей.

ТЕХНОЛОГИЯ МНОГОКРАТНОГО ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ВТОРИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ

Елькин А. В.¹, Наумик В. В.², Зеленюк А. Н.³

¹Проектный институт титана, г. Запорожье, Украина, ГЗНТУ,
г. Запорожье Украина,

³Запорожский машиностроительный завод им. В. И. Омельченко,
г. Запорожье, Украина)

Высокие требования, предъявляемые гражданской и военной авиацией к воздушным машинам, обуславливают применение высококачественных материалов и передовых технологий для их обработки. На сегодняшний день наибольший опыт в разработке и внедрении сплавов по праву принадлежит авиастроительной отрасли. Разрабатываемые сплавы, способны работать при температурах достигающих 0,8–0,9 температуры их плавления. Наибольшее распространение в области сплавов, применяемых для литья деталей газотурбинных двигателей в нашей стране, получили жаропрочные сплавы на основе никеля. К ним относятся: ВЖЛ12Э-ВИ, ХН60ВТ, ЖСЗДК, ЖС6У и т. д.

Жаростойкие сплавы на протяжении многих лет разрабатывались исходя из сложных условий эксплуатации деталей. Получение равномерной структуры сплава и чистота по различным эндогенным и экзогенным включениям в сочетании с рациональным проектированием самих деталей дали возможность обеспечить им ресурс работы достаточный, чтобы на протяжении многих часов выдерживать не только большие термические

перепады, но и высокие знакопеременные нагрузки. Именно благоприятная структура и чистота сплава определяют его служебные и технологические характеристики. Рациональное проектирование позволило сделать лопатки газотурбинных двигателей охлаждаемыми, снизить напряжения, создаваемые газовым потоком, напряжения от вибраций и т. д. Применяемые литейные технологии в авиастроении позволяют оформлять полости и каналы в деталях размерами до 0,5 мм с минимальными допусками на обработку, четко повторяя заданные параметры моделей.

В рамках сокращения затрат литейного цеха на производство литых деталей не перестает быть актуальной тема переработки технологического возврата от собственного производства. Речь идет об использовании в качестве шихты элементов литниковой системы, литейного брака и деталей, отработавших свой ресурс. Разработка данного направления позволит проводить металлургическую обработку сплавов в условиях собственного производства. Основной задачей этой работы является получение мерного слитка по качеству, соответствующему требованиям ГОСТ; разработка ведется на базе литейного цеха, специализирующегося на выпуске литья по выплавляемым моделям. Процесс отработывается на плавильных установках типа УППФЗ-М. Используемая технология литья деталей заключается в вакуумно-индукционном переплаве шихты при температуре 1650⁰С. Вакуумно-индукционный переплав один из эффективных способов рафинирования расплава от газов и ряда примесей, но, к сожалению, при работе с сильно загрязненной шихтой его не достаточно для достижения необходимой чистоты сплава. Поэтому, существующая технология требует разработки комплекса методов, направленных на рафинирование расплава.

Многократное применение сплавов требует проведения масштабных экспериментов, анализа и синтеза. В первую очередь, речь идет о разработке и внедрении технологии, позволяющей проводить рафинирование расплава на имеющемся плавильном оборудовании. Необходимо проанализировать все технологические факторы и их влияние на структуру и свойства получаемых сплавов. То есть, необходимо оценить степень загрязнения шихты, определить, какие элементы она может привнести с собой в расплав. Для этого следует провести анализ структурных составляющих элементов литниково-питающей системы (заливочная чаша, стояк, питатель), установить оптимальные параметры проведения плавки и разработать металлическую форму, изучить протекающие теплофизические процессы при заливке расплава в форму и в системе расплав – форма.

Подводя итог, можно отметить, что разработка описанной технологии – это только первая ступень в достижении поставленной цели, требующая дополнительных исследований и улучшений.

О ПРОИЗВОДСТВЕ МЕЛКИХ ФАСОННЫХ ОТЛИВОК В РАЗОВЫЕ ФОРМЫ

Жегур А. А.

(ООО «НТП «НМТ», г. Днепрпетровск, Украина)

В настоящее время на отечественных предприятиях из числа способов изготовления фасонных стальных и чугунных отливок массой до 10 кг по признаку изготовления форм наибольшее распространение получил способ литья в формы из песчано-глинистых смесей (ПГС), жидких самоотвердеющих смесей (ЖСС), химически твердеющих смесей (ХТС), термоактивных смесей (ТРС), а также способ литья по вакуум-формовке (ВПФ), по газифицируемым моделям (ЛГМ) и выплавляемым моделям (ЛВМ). При этом по методу ЛВМ получают отливки преимущественно, массой до 10 кг, по ВПФ и методом ЛГМ – массой от 2 до 20 кг, а в формы из ПГС, ХТС, ЖСС и ТРС – отливки массой от 5 кг и более.

Точность фасонных отливок, изготавливаемых в различных формах, регламентируется ГОСТ 26645–85 и для указанных выше способов существенно различается, о чём свидетельствуют данные табл. 1.

Таблица 1

Точность отливок массой до 10 кг по ГОСТ 26645 – 85

Параметр точности отливки	Формовочная смесь, способ изготовления форм						
	ПГС	ЖСС	ХТС	ТРС	ВПФ	ЛГМ	ЛВМ
Класс размерной точности	14	13	13	13	13т	12	9
Степень точности поверхности	20	20	18	15	15	17	11
Класс точности массы	16	16	15	16	15	15	12

Повышение параметров точности литых заготовок неразрывно связано с увеличением себестоимости их производства, длительностью изготовления и подготовки формы к заливке. В частности, если принять себестоимость тонны годного литья, изготовленного с использованием ПГС за единицу, то в среднем относительная себестоимость аналогичного литья (рис. 1) с использованием ЖСС составит 1,03, ХТС – 1,15.

В то же время, относительная себестоимость отливок, изготовленных методом ЛВМ, достигает 4, а длительность изготовления и подготовки

формы в методе ЛВМ превышает длительность изготовления форм из ПГС, ХТС, ЖСС, ТРС, ВПФ и ЛГМ в десятки и сотни раз.

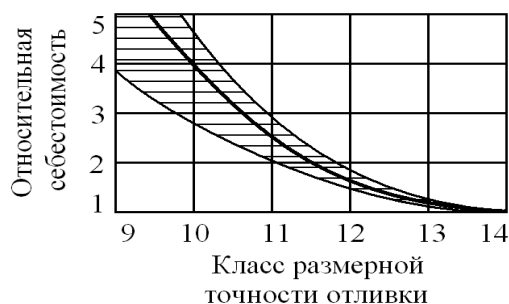


Рис. 1. Зависимость относительной себестоимости отливок от класса их размерной точности.

Различие в себестоимости литья объясняется как стоимостью используемых материалов, так и технологией изготовления форм. Например, для форм из ПГС, ЖСС и ХТС к числу основных материалов относятся песок и связующее вещество (глина и вода – для ПГС, жидкое стекло – для ЖСС, смола – для ХТС и ТРС). Для форм ВПФ и ЛГМ основной материал – кварцевый песок и обязательное условие – вакуумирование формы до и во время формирования отливки в форме. Кроме этого, для выполнения сложных полостей в отливках в формы из ПГС, ЖСС, ХТС и при ВПФ устанавливают заранее изготовленные стержни. В керамических оболочковых формах, используемых в методе ЛВМ для отливок общемашиностроительного назначения, основным огнеупорным материалом является кварцевый песок или высокоглинозёмистый шамот, связующим – гидролизированный раствор этилсиликата, жидкое стекло с величиной силикатного модуля от $M_{SiO_2} = 2,4$ до 90.

Проведенный анализ показывает, что:

- 1) на сегодняшний день существует ряд технологий, позволяющих получать мелкие отливки с самым различным уровнем качества и себестоимости;
- 2) каждая из описанных технологий производства отливок обладает своими достоинствами и недостатками и не позволяет получать отливки массой менее 1 кг с высокими точностными параметрами и низкой себестоимостью.

Из изложенного следует, что одной из проблем современного литейного производства в части формообразования является отсутствие технологии изготовления литейной формы с низкой себестоимостью (на уровне стоимости форм из ПГС, ХТС) для получения отливок с параметрами точности, обеспечиваемыми в литье по выплавляемым моделям.

ИЗГОТОВЛЕНИЕ КРУПНОТОННАЖНЫХ ОТЛИВОК «КОРПУСОВ РАБОЧИХ КОЛЕС» МАССОЙ 50...150 ТОНН НА ПАО «ЭМСС»

Жолудь А. И, Бибик И. В.

(ПАО «Энергомашипецсталь», г. Краматорск, Украина)

В настоящее время в современных условиях развития мирового рынка многие предприятия предъявляют жесткие требования к литым заготовкам.

Очень мало предприятий, которые могли бы изготавливать уникальные по сложности и конструкции крупнотоннажные отливки ответственного назначения.

На сегодняшний день ПАО «ЭМСС» является современным предприятием, имеющим производственные возможности и опыт производства литых заготовок атомного и энергетического машиностроения, паро- и гидротурбин, отливок, работающих под высоким давлением.

Отливки, изготавливаемые для гидроэлектростанций, как правило, имеют сложную конфигурацию и высокие требования к качеству. Представителями таких отливок являются: «корпуса рабочих колес», «лопасти», «лопатки», «ступицы», «обода», «сегменты».

Одной из таких отливок, производимых на ЭМСС, является «корпус рабочего колеса гидравлической турбины», представляющий собой две сферы (одна внутри другой) соединенные между собой общей стенкой. Наружная сфера отливки переходит в полый цилиндр высотой 500–1200 мм (см. рис.1).

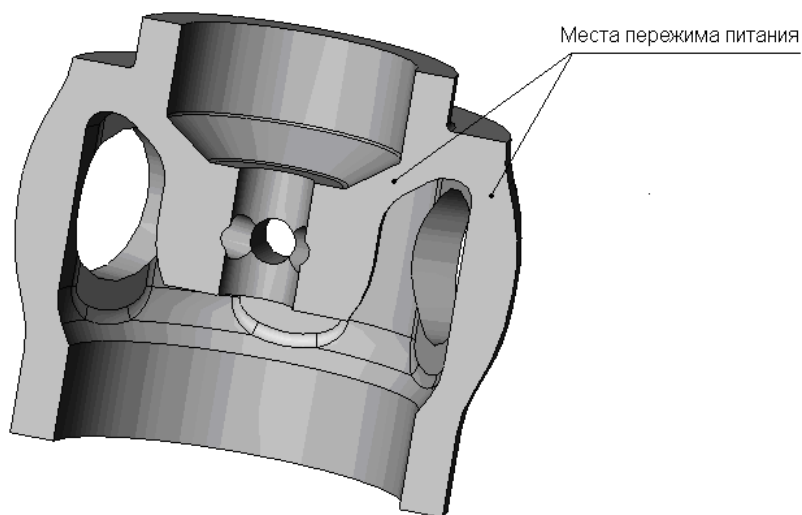


Рис.1. Деталь «корпус рабочего колеса».

Габаритные размеры отливаемых «корпусов» колеблются в пределах от 3000 до 4000 мм, как по наружному диаметру, так и по высоте. Масса отливок доходит до 150 т. По техническим требованиям отливки «корпуса рабочих колес» проходят неразрушающий контроль (МПД и УЗК).

С точки зрения питания таких отливок при затвердевании они являются крайне нетехнологичными, так как питание нижней части (по расположению в форме) невозможно в связи с пережимом тела в верхней части отливки (см. рис.1). Наиболее радикальным способом решения этой проблемы было бы изготовление данных отливок в сварно-литом варианте: отдельно отливать цилиндрическую часть, отдельно сферическую и затем сварить обе части.

Ранее в сварном варианте на ЭМСС изготавливали подавляющее количество «корпусов». Максимальная масса одной части отливки при этом составляла до 125 т.

В настоящее время заказчики отказываются идти на дополнительные расходы, связанные со сваркой двух отдельных частей отливки «корпуса». Именно этот фактор заставил технологов искать дополнительные пути улучшения технологичности данных отливок. Основным технологическим приемом в решении данной задачи было изменение конструкции отливки для возможности создания условий направленного затвердевания, за счет введения кольцевых питающих напусков, несмотря на то, что масса отливок увеличивалась на 8–12 %.

Таким образом, был решен вопрос питания наружной и внутренней сфер отливок, это подтвердили результаты моделирования процесса затвердевания данной отливки, которое проводилось с помощью программы LVM Flow.

Для улучшения направленности затвердевания в нижней части обеих сфер отливки была предусмотрена установка наружных холодильников, а также корректировка формы отверстий большей сферы, придание им овальной формы.

Ультразвуковой контроль, проведенный у заказчика после механической обработки, показал отсутствие дефектов усадочного происхождения.

Основная проблема, которая возникла при изготовлении «корпусов рабочих колес» – это выявление горячих трещин в следующих местах:

- радиусный переход от наружной сферы к цилиндрической части (R100 – R 300);
- радиусные переходы внутри отливки на сопряжении наружной и внутренней сферы.

Установка наружных холодильников и нарезка литейных ребер по радиусам на наружные поверхности большой сферы позволила несколько снизить количество трещин, но полностью их не исключила. Наиболее эффективным приемом оказалось увеличение радиуса до 1500–1800 мм, вплоть до полного выравнивания тела по максимальному диаметру сферы. Для исключения трещин на радиусных переходах внутри отливки были введены наружные и внутренние холодильники.

Вывод. В настоящее время по данной технологии изготавливаются все «корпуса рабочих колес». Данные отливки успешно проходят полный контроль у заказчика (МПД, УЗК). Полученное качество отливки удовлетворяет современным требованиям.

НЕПРЕРЫВНЫЙ ТЕРМОКОНТРОЛЬ ВАКУУМНОЙ ПЛАВКИ

Жуков Л. Ф., Богдан А. В.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Технологические процессы получения и разливки расплавов в вакуумных печах, как правило, используются при производстве спецсплавов и изделий из них. Ввиду достаточно высокой стоимости металлопродукции температурный контроль расплава играет здесь первостепенную роль.

С применением разработанных во ФТИМС НАН Украины методов и средств спектрально-компенсационной многоцветовой пирометрии излучения, а также промышленных контроллеров нового поколения был разработан и выполнен проект по модернизации системы контроля и управления печи УППФ-3. Устаревший пирометр ТЕРА был заменен на многоцветовую спектрально-компенсационную пирометрическую систему. Это позволило исключить влияние излучательной способности, в том числе из-за оксидных плен, на результаты измерений, а конструктивное решение визирного окна практически исключило его запыление. В результате такой модернизации была достигнута высокая точность термоконтроля. Среднее квадратическое отклонение показаний пирометрической системы от результатов термоэлектрических измерений температуры составляет $4,8\text{ }^{\circ}\text{C}$, что не превышает допустимый для технологических измерений предел (1,0 %).

Помимо переоснащения термометрическим оборудованием при модернизации осуществлена замена вторичных измерительных преобразователей на современные цифровые измерительные контроллеры для создания компьютеризированного диспетчерского пульта и системы регистрации и обработки технологической информации.

Таким образом, в результате проведенной модернизации печи УППФ-3 удалось повысить качество и точность контроля температуры расплава за счет разработки новых конструкций и технологий спектрально-компенсационной многоцветовой пирометрии излучения, а также в целом повысить надежность системы контроля определяющих технологических параметров, за счет применения современных измерительных контроллеров и компьютерной обработки информации.

ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА МЕТОДА СПЕКТРАЛЬНО-КОМПЕНСАЦИОННОЙ МНОГОЦВЕТОВОЙ ПИРОМЕТРИИ ИЗЛУЧЕНИЯ С ДИНАМИЧЕСКИМ ВВЕДЕНИЕМ ПОПРАВКИ

Жуков Л. Ф., Богдан А. В.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

В результате проведенных исследований разработан метод бесконтактной спектрально-компенсационной многоцветовой оптической термометрии с динамическим введением поправки в результат измерений. Известно, что изменения излучательной способности термометрируемого объекта вносят значительную погрешность в результаты пирометрических измерений. Ее значения в температурном диапазоне 1300–1900 К при характерных для металлических расплавов изменениях спектрального распределения излучательной способности могут достигать 96 и 65 К для классических одно- и двухцветовых методов пирометрии.

Авторами предложен метод на основе трехцветовой пирометрии (двойного спектрального отношения) и доказано, что на основании относительных параметров (отклонений), получаемых по характеристической температуре, можно судить о состоянии излучающей поверхности объекта, а точнее об изменении ее излучательных свойств. Величина получаемого отклонения имеет однозначную связь с методической погрешностью температуры излучения, вызванной отклонением эквивалентной излучательной способности от 1. Эта информация дает возможность определять значение температурной поправки по априори рассчитанной градуировочной характеристике и динамически корректировать результат в процессе измерений, исключая тем самым влияние излучательных свойств объекта.

Например, при характерных для металлических сплавов изменениях излучательной способности от 0,2 до 0,9 в спектральном диапазоне 0,5...1,1 мкм для температур 1300–1900 К погрешности метода с динамическим введением поправки не превышают 1,0 %.

ОДНОТЕМПЕРАТУРНЫЙ МЕТОД БЕСКОНТАКТНОЙ СПЕКТРАЛЬНО-КОМПЕНСАЦИОННОЙ МНОГОЦВЕТОВОЙ ПИРОМЕТРИИ ИЗЛУЧЕНИЯ.

Жуков Л. Ф., Богдан А. В.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Известной проблемой для оптической термометрии, является изменение в процессе измерений излучательной способности объекта (ε) и коэффициента пропускания промежуточной среды, приводящие к значительным методическим погрешностям пирометрических методов измерения температуры. При оптическом термоконтроле большинства металлических сплавов спектральное распределение ε изменяется в процессе нагрева и окисления, сохраняя при этом линейный, или близкий к линейному, характер.

Разработан метод спектрально-компенсационной многоцветовой пирометрии излучения с усредненной оптимальной настройкой спектральных характеристик. Метод обеспечивает снижение методических погрешностей оптического термоконтроля за счет получения минимально возможного отклонения эквивалентной излучательной способности от единицы во всем диапазоне фактических изменений спектрального распределения ε . В том числе это достигается за счет минимизации эквивалентной длины волны при определении спектральных настроек многоцветовой пирометрической системы.

Например, при испытаниях метода в условиях термоконтроля поверхности стальной заготовки под кристаллизатором ($T = 1100 - 1350$ °С, $\varepsilon = 0,2 - 0,9$) погрешности метода составили от 2 до 7 °С, в то время как погрешности классической одно- и двухцветовой пирометрии превысили указанное максимальное значение в 13 и 9 раз, соответственно.

ДВУХТЕМПЕРАТУРНЫЙ ВЗАИМОКОМПЕНСАЦИОННЫЙ МЕТОД СПЕКТРАЛЬНО-КОМПЕНСАЦИОННОЙ ПИРОМЕТРИИ

Жуков Л. Ф., Богдан А. В.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Одним из возможных путей исключения влияния излучательных свойств объектов и пропускания промежуточной среды на результаты измерений при оптическом термоконтроле является принцип самокомпенсации методических погрешностей. Это возможно в случае, когда для двух параллельных измерений температуры объекта методические погрешности равны по абсолютному значению, но противоположны по знаку.

Существование критических настроечных параметров обуславливает гиперболический характер зависимостей многоцветовой температуры от настроечной длины волны. Следовательно, при излучении, отличном от «серого» и термодинамически равновесного, всегда существуют многоцветовые температуры, которые будут больше и меньше температуры объекта. В результате исследований удалось установить зоны в спектре настроечной длины волны трехцветовой пирометрии, где погрешности многоцветовых температур имеют различный знак, но при этом максимально близки по абсолютному значению.

$$(S_{3ц1} - T) = -(S_{3ц2} - T). \quad (1)$$

Проведенные теоретические исследования с применением программной модели излучающей поверхности доказали возможность применения метода, при котором, выбираются фиксированные спектральные характеристики системы, обеспечивающие выполнения, соответствующие условию (1), и результат измерений рассчитывается как среднее арифметическое.

$$T_{и} = \frac{S_{3ц.1} + S_{3ц.2}}{2}.$$

Применение этого метода для характерных условий термоконтроля поверхности железоуглеродистых сплавов в диапазоне 1200–1600 °С обеспечивает результат с методическими погрешностями, не превышающими 6,0 °С.

МНОГОЦВЕТОВАЯ БЕСКОНТАКТНАЯ ПИРОМЕТРИЯ ИЗЛУЧЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Жуков Л. Ф., Богдан А. В., Крупник Л. В., Крупник В. М.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Оптическая бесконтактная термометрия не имеет альтернативы для измерений температуры удаленных, движущихся, малогабаритных и др. объектов, а также для непрерывного контроля высоких температур.

Классические технологии оптической термометрии могут быть использованы без калибровки на открытых контролируемых объектах в случае «черного тела» для энергетической и «черного и серого тел» для двухцветовой пирометрии излучения. В других условиях возможности оптической термометрии ограничены известными проблемами излучательной способности (ϵ) и пропускания промежуточной среды (τ).

Новые термометрические технологии ФТИМС НАН Украины повышают метрологические характеристики и расширяют область применения оптической термометрии для бесконтактного и световодного непрерывного термоконтроля. Спектрально-компенсационные многоцветовые термометрические технологии основаны на многоцветовой пирометрии излучения термометрируемой поверхности с последующей спектрально-компенсационной обработкой первичной пирометрической информации, исключая влияние ϵ и τ . Технологии полихроматической детерминированной пирометрии основаны на измерениях нескольких одноцветовых температур излучения термометрируемого объекта и последующем расчете его температуры с использованием методов матрицы Монте-Карло.

Технологии предлагаются для сложных термометрических условий металлургии и металлургии машиностроения, в том числе для непрерывного бесконтактного термоконтроля металлических расплавов в струе или в потоке на выпуске или сливе из металлургических агрегатов, а также заготовки под кристаллизатором, проката и проволоки при непрерывной разливке, прокатке и волочении металла.

Технологии защищены авторскими свидетельствами и патентами в Украине и СНГ. При промышленном использовании новые технологии термоконтроля обеспечивают световодные и бесконтактные измерения температуры с погрешностями, не превышающими 1,0 %. Например, при изменениях состояния поверхности заготовки от чистой до полностью окисленной, т. е. при случайных изменениях ϵ в 2,5–3,5 раза в видимой и ближней инфракрасной областях спектра, основная методическая составляющая погрешности измерений не превышает 0,5 %. Погрешности одноцветовой и двухцветовой классической термометрии в этих условиях, даже при введении поправок, достигают 6,0 %.

УСТАНОВКА ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОГО КОНТРОЛЯ СТЕПЕНИ СФЕРОИДИЗАЦИИ ГРАФИТА В ЧУГУНАХ

Жуков Л. Ф., Гончаров А. Л., Батальянец В. В., Антонов Г. О.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Для стабильного производства качественной металлопродукции с заданными свойствами при минимально возможных ресурсозатратах необходимо в процессе плавки, обработки и разлива чугуна экспрессно контролировать форму графита. С этой целью ФТИМС НАН Украины разработал новую технологию термодинамического экспресс-анализа железоуглеродистых сплавов.

Температуропроводность является перспективным метрическим параметром для контроля структуры сплавов, в том числе наиболее зависящим от формы графита в чугуне. Например, при изменении степени сфероидизации графита от 30 до 70 % температуропроводность чугуна изменяется почти в 10 раз, в то время как скорость ультразвука в нем – только на 8–10 %. Увеличение крутизны метрического параметра почти в 10 раз повышает статистическую достоверность термодинамического контроля до 0,95 при 0,6 для традиционно используемого для этих целей ультразвука.

ФТИМС НАН Украины разработана термодинамическая установка для экспресс-анализа формы графита в чугуне.

Метод экспресс-анализа основан на регистрации и обработке термодинамических характеристик тестируемых образцов металла.

Форма графита (пластинчатая, вермикулярная и шаровидная) определяется по температуропроводности чугуна в специально отлитых образцах или отливках.

Таким образом, в результате сравнительных исследований доказаны более высокие, по сравнению с другими методами, в том числе ультразвуковым, метрологические характеристики и технологические возможности термодинамического экспресс-анализа структуры сплавов. При промышленном использовании методы и средства обеспечивают определение формы графита со статистической достоверностью не ниже 95 %, что позволяет стабильно получать металлопродукцию с заданными свойствами при минимально возможных затратах.

ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ КОНТРОЛЬ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Жуков Л. Ф., Гончаров А. Л., Батальянец В. В., Антонов Г. О.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Для стабильного производства качественной металлопродукции с заданными свойствами при минимально возможных ресурсозатратах и максимальной производительности металлургического оборудования необходимо в процессе получения, обработки и разливки жидкого чугуна экспрессно контролировать и выдерживать оптимальными его химический состав. ФТИМС НАН Украины разрабатывает новые и модернизирует известные технологии термографического и термоэлектрического экспресс-анализа железуглеродистых сплавов.

ФТИМС НАН Украины разработан комплекс теплофизических методов и средств экспресс-анализа химического состава железуглеродистых сплавов. Комплекс включает модернизированные термографические, а также новые термоэлектрические методы.

Методы экспресс-анализа основаны на регистрации и обработке термограмм охлаждения и термоэлектрических характеристик тестируемых образцов металла.

Установки для термографического анализа комплектуются одноразовыми погружными графитовыми и наливными песчаными или многоразовыми (до 1000 проб) наливными окрашиваемыми металлическими изложницами, термоэлектрическими или оптоэлектронными термопреобразователями. Обеспечивают контроль содержания С и Si в чугунах и С в сталях, а также следующих технологических характеристик: степени модифицирования; количества неметаллических включений; пористости; объема усадочной раковины; протяженности границ зерен с последующей оценкой связанных с ней параметров.

Установки для термоэлектрического определения содержания С, Si, Mn и углеродного эквивалента не содержат расходующихся элементов и материалов и могут использоваться для чугунов и сталей.

В результате сравнительных исследований доказаны более высокие, по сравнению с другими методами, в том числе спектральным, метрологические характеристики и технологические возможности термографического и термоэлектрического экспресс-анализа химического состава сплавов.

При промышленном использовании методы и средства комплекса обеспечивают экспресс-анализ сплавов, в том числе контроль содержания элементов с абсолютными погрешностями, не превышающими 0,1 %, что позволяет стабильно получать металлопродукцию с заданными свойствами при минимально возможных затратах.

ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И ОПТИЧЕСКИЕ ПЕРЕНОСНЫЕ ТЕРМОМЕТРЫ ДЛЯ ПЕРИОДИЧЕСКИХ ИЗМЕРЕНИЙ ТЕМПЕРАТУРЫ

Жуков Л. Ф., Гончаров А. Л., Корниенко А. Л., Смирнов М.И.,
Батальянец В. В., Антонов Г. О., Дроздовский В. В.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Оснащение металлургических и нагревательных печей и агрегатов малой емкости и производительности стационарными системами непрерывного автоматического термоконтроля не всегда технически и экономически оправдано. Наиболее целесообразным здесь является периодический контроль температуры переносными контактными и бесконтактными термометрами. Для реализации такого контроля ФТИМС НАН Украины разработан комплекс переносных термоэлектрических и оптических термометров.

Комплекс построен по модульному принципу на единой элементной базе и предназначен для периодического контроля температуры твердых, жидких и газовых сред, в том числе металлических расплавов и сплавов, в металлургическом и литейном производствах.

Методы термометрии основаны на:

- погружении контактных термопреобразователей в термометрируемую жидкую или газовую среду или механическом их контакте с твердой термометрируемой поверхностью;
- бесконтактной пирометрии излучения термометрируемой поверхности в зонах и спектральных диапазонах с наиболее стабильными излучательными характеристиками и пропусканием промежуточной среды с последующей, повышающей точность измерений, обработкой пирометрической информации.

Термометры состоят из универсального микропроцессорного вторичного измерительного преобразователя с автономным источником питания и встроенным индикатором температуры и специализированных термопреобразователей. Термометры имеют общую модификацию с запоминанием 110 значений измеренных температур, которые могут просматриваться на встроенном индикаторе, либо быть переданы на компьютер через последовательный СОМ-порт.

При промышленном использовании термометры обеспечивают контроль температуры в диапазоне от -50 до $+2500$ °С с погрешностями, в большинстве случаев не превышающими 0,5 %, и управление тепловыми технологическими процессами, что позволяет снизить энергозатраты и угар шихтовых материалов, исключить брак и аварии, обусловленные нарушением температурных режимов, повысить срок службы футеровки и производительность теплотехнического технологического оборудования.

ТЕРМОГРАФИЧЕСКИЙ ЭКСПРЕСС-АНАЛИЗ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ

Жуков Л. Ф., Захарченко Э. В., Гончаров А. Л., Сиренко Е. А.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Для стабилизации получения качественного литого металла с заданными свойствами необходимо не только измерение температуры, но и экспрессно по ходу плавки определять химический состав и ряд технологических характеристик до заливки металла в литейные формы.

Термографический экспресс-анализ (ТГА) основывается на интерпретации особенностей термограмм охлаждения при затвердевании относительно небольших масс металла (обычно 200–300 г; длительность затвердевания – около 2 мин). Обсуждаются современное состояние и пути повышения точности этого экспрессного и недорогого метода. Подчеркивается, что этому методу, имеющему богатую историю, в настоящее время нет адекватной альтернативы в литейном производстве.

Несмотря на большое число исследований в области ТГА, остаются все же неясными и спорными некоторые важные его стороны, особенно касающиеся точности и воспроизводимости, интерпретации и формы термограмм охлаждения. Даже крупнейшие мировые компании, давно специализирующиеся на выпуске аппаратуры для ТГА, производят пробницы неоптимальной конструкции, используют математические модели, недостаточно учитывающие влияние сопутствующих и неконтролируемых химических элементов на термограммы охлаждения чугунов.

В Физико-технологическом институте металлов и сплавов Национальной Академии наук (г. Киев) за последние пятьдесят лет накоплен значительный опыт в области ТГА. В настоящее время выполняются работы по модернизации ТГА чугунов. Разработаны практические рекомендации, которые в чугунно-литейном производстве могут обеспечить экспериментально подтвержденную погрешность ТГА на уровне 0,03 % углерода и 0,03 % кремния, что сравнимо с погрешностью определения углерода методом сжигания (0,035 %). Разрабатываются новые компактные конструкции пробоотборников, оптимизируется размещение и термоизоляция термопар, создаются новые усовершенствованные алгоритмы и программы математической обработки термограмм охлаждения чугунов. Особое внимание обращается на повышение чувствительности и снижение инерционности измерений температуры, выяснение достоверной взаимосвязи между формой термограммы охлаждения на участках ее перегиба и характеристиками металлографической структуры затвердевания чугунов.

ЭНЕРГО- И РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИЕ РЕЖИМЫ ПОЛУЧЕНИЯ И РАЗЛИВКИ ЖИДКОГО МЕТАЛЛА НА ОСНОВЕ КОНТРОЛИРУЕМОГО ИНДУКЦИОННОГО НАГРЕВА

Жуков Л. Ф., Зубенина Н. Ф.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

На базе современной оптоэлектронной, волоконной, микропроцессорной и компьютерной техники и новых материалов разработана световодная система для непрерывного контроля, регистрации, индикации и регулирования температуры жидкого металла в индукционных тигельных и канальных плавильных, миксерных и разливочных печах. В результате промышленных испытаний и использования, а также исследований метрологических характеристик установлено, что система обеспечивает непрерывный, в течение кампании футеровки, контроль температуры жидкого металла со средними квадратическими погрешностями, соответственно не превышающими 6,4; 4,9 и 4,3 °С в диапазоне от 1260 до 1600 °С.

Установлены закономерности влияния контролируемых определяющих параметров, в том числе массы зумпфа, мощности, состава и массы загружаемых доз шихты, режимов загрузки шихтовых материалов, температур и режимов наплавления тигля металлом, перегрева и термостатирования расплава и ошлакования футеровки на энергозатраты и производительность процессов плавки, выдержки и миксерования металла в индукционных печах. Показана высокая технико-экономическая эффективность оптимального управления на основе комплексного контроля и, прежде всего, непрерывного термоконтроля.

С использованием полученных математических моделей, установленных закономерностей влияния определяющих параметров и световодного термоконтроля, разработаны физические основы, методы и технологические алгоритмы комплексного контроля и управления индукционными процессами получения, обработки, выдержки, миксерования и разлива жидкого металла, в том числе на предприятиях автомобиле-, тракторо- и двигателестроения, использующих моно-, дуплекс- и триплекс-процессы. Методы, средства и алгоритмы комплексного контроля и оптимального управления обеспечивают снижение энергозатрат (16–76 %), брака «по температуре» (40–100 %), угара шихтовых материалов (20–30 %), а также повышение срока службы футеровки (50–140 %) и производительности печей (39–78 %).

Например, при использовании этих разработок на промышленных печах типа ИЧТ (с емкостью 10 т и мощностью 2,2 мВт) было достигнуто рекордное практически двукратное снижение расхода электроэнергии до 434 кВт /ч на выплавку и перегрев до 1400 °С 1 т чугуна.

НЕПРЕРЫВНЫЙ БЕСКОНТАКТНЫЙ КОНТРОЛЬ ТЕМПЕРАТУРЫ ЖИДКОГО МЕТАЛЛА НА СЛИВЕ ИЛИ ВЫПУСКЕ ИЗ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПЕЧЕЙ И АГРЕГАТОВ

Жуков Л. Ф., Корниенко А. Л., Дроздовский В. В., Гордин В. Н.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Печи имеют сифон для разделения чугуна и шлака, поэтому поверхность потока расплава на желобе свободна от шлака. Это позволяет в соответствии с разработанным нами методом располагать преобразователь над желобом печи и визировать его сверху на поток расплава. При таком расположении преобразователь более удобен в эксплуатации, выше надежность его работы. Кроме того, установлено, что поверхность потока расплава на желобе печи имеет более стабильную излучательную способность, чем поверхность струи у носка желоба.

Яркостная температура расплава имеет достаточно тесную однозначную связь с его действительной температурой только на определенных этапах слива, на которых и следует обеспечить контроль. С этой целью бесконтактные пирометрические системы комплектуются релейной приставкой. Над желобом печи установлен вытяжной зонтик, поэтому для повышения эффективности применения сжатого воздуха фурма преобразователя имеет удлиненную насадку. Для сглаживания пульсации показаний и записи температуры применена интегрирующая приставка.

Для полного использования технологических возможностей электродуговых печей необходим непрерывный контроль температуры чугуна непосредственно по ходу плавки в самом тигле. Периодический режим эксплуатации печей исключает применение единственно возможных для такого контроля световодных методов и средств. Для технической реализации бесконтактного метода можно использовать двухканальную систему, которая по термоэлектрическому каналу с помощью термопреобразователя погружения обеспечивает периодические измерения температуры жидкого чугуна в процессе перегрева и по пирометрическому каналу контролирует этап слива металла. Такой контроль стабилизирует температурные режимы электродуговой плавки и разливки чугуна, за счет чего снижается уровень брака, расход электроэнергии, угар шихтовых материалов и повышается ресурс футеровки.

Для контроля и управления температурным режимом ваграночной плавки достаточно непрерывно измерять температуру чугуна на выпуске. Значительная инерционность вагранок позволяет измерять температуру расплава в сифоне пирометром излучения с погружаемой в расплав цилиндрической моделью АЧТ.

НЕПРЕРЫВНЫЙ СВЕТОВОДНЫЙ КОНТРОЛЬ ТЕМПЕРАТУРЫ НЕДОСТУПНЫХ ПИРОМЕТРАМ ИЗЛУЧЕНИЯ РАСПЛАВОВ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПЕЧАХ И АГРЕГАТАХ

Жуков Л. Ф., Смирнов М. И., Богдан А. В.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Максимальные технико-экономические показатели металлургических печей для получения, обработки и разлива жидкого металла достигаются только при непрерывном термоконтроле технологических процессов. Многолетние исследования и практика применения контактных, бесконтактных и световодных методов показали, что для реализации непрерывного контроля температуры жидкого металла в печах наиболее надежными являются световодные термометрические технологии.

Суть световодного термоконтроля заключается в том, что во время работы металлургического агрегата стационарно установленное в футеровке световодное устройство формирует однозначно связанное с температурой жидкого металла излучение и обеспечивает его передачу к фокусирующему устройству (ФУ), которое зафиксировано в визирном устройстве (ВУ). ВУ с ФУ размещены в термостатирующем кожухе. ФУ концентрирует световодное излучение на приемном торце волоконно-оптического кабеля, который передает излучение к детектирующему устройству (ДУ), для преобразования в аналоговые электрические сигналы. Вторичный измерительный преобразователь преобразует аналоговые сигналы ДУ в цифровой код температуры в соответствии с заданной номинальной статической характеристикой преобразования. Результаты измерений температуры жидкого металла индицируются на встроенном или выносном индикаторе и регистрируются устройством.

Исследования световодного термоконтроля в промышленных условиях на индукционных тигельных и канальных плавильных, миксерных и разливочных печах подтвердили его безальтернативность. Термоконтроль позволяет: повысить производительность печей и продлить ресурс футеровки; снизить энергозатраты, брак литья по температуре и угар шихтовых материалов; исключить аварийные ситуации, связанные с неконтролируемым перегревом металла.

В результате исследований метрологических характеристик установлено, что погрешность световодных измерений температуры жидкого металла не превышает допустимого для технологического контроля предела (1,0 %). Среднее квадратическое отклонение результатов измерений от показаний образцового измерительного средства составляет 4,7 °С.

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕПЛА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

Заблоцкий В. К., Фесенко А. Н., Фесенко М. А., Шимко В. И., Шимко А. И.
(ДГМА, г. Краматорск, Украина)

Известно, что фазовые превращения в процессе охлаждения при термической обработке сопровождаются выделением тепла, которое может существенно влиять на скорость охлаждения, однако на практике это не используется. Примером такого выделения тепла может быть теплота, которая образуется в процессе термического превращения при отжиге, бейнитного превращения при изотермической закалке.

В реальных условиях при отжиге в процессе охлаждения назначают изотермическую выдержку, которая обеспечивает полное превращение аустенита в перлит. Это обусловлено тем, что тепло, которое выделяется при естественном превращении аустенита в перлит, недостаточно для завершения превращения. Потери тепла в окружающую среду в данном случае превышают количество тепла, которое выделяется в процессе естественного превращения в соответствии с законами термодинамики. Можно предположить, что выделение тепла в процессе перлитного превращения, если потери тепла в окружающую среду будут минимальными. Для этих целей образцы из стали 45Л, нагретые до температуры отжига 870 °С, погружали в сыпучий серебристый графит с начальной температурой 20 °С [1]. Кривая охлаждения образца диаметром 20 мм и длиной 70 мм показана на рисунке 1.

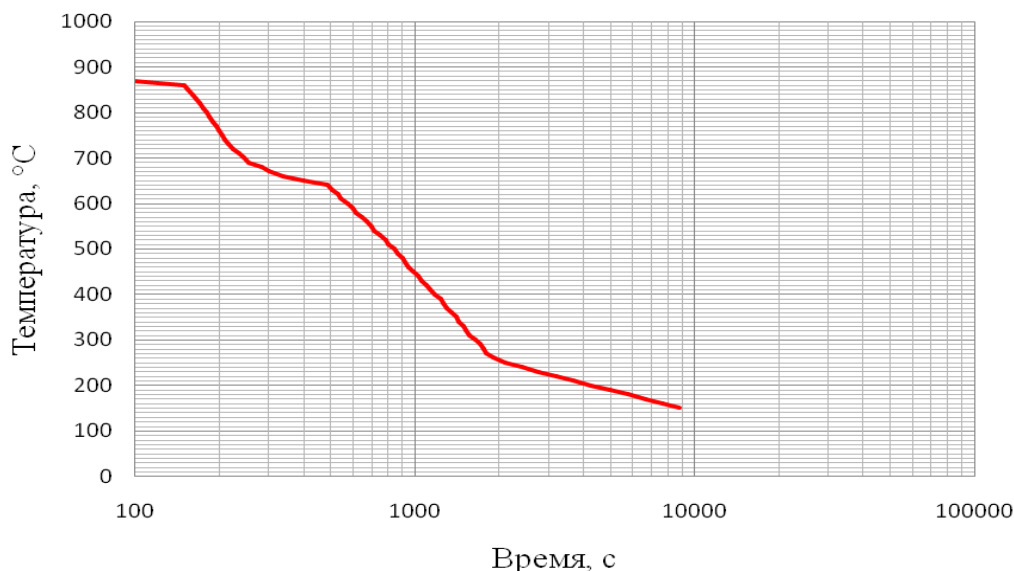


Рис. 1. Кривая непрерывного охлаждения образца 20 × 70 мм из стали 45Л.

Как следует из рис. 1, на кривой охлаждения можно отметить четыре стадии охлаждения: первая стадия от 870 до 690 °С характеризует охлаждение стали в аустенитном состоянии; вторая стадия от 690 до 650 °С характеризует охлаждение стали в период выделения феррита из аустенита

между температурами $A_{r3} - A_{r1}$; третья стадия характеризует охлаждение практически при постоянной температуре 650–640 °С, что соответствует температуре перлитного превращения A_{r1} ; четвертая стадия характеризует охлаждение стали ниже A_{r1} с феррито-перлитной структурой.

Подобный характер охлаждения стали в сыпучем графите можно объяснить следующим образом. В начальный момент после погружения образца в сыпучий графит сталь находится в аустенитном состоянии и имеет высокую температуру. Имея высокую температуру, тонкая оболочка графита вокруг образца нагревается и заменяет теплопроводность графита, что замедляет скорость охлаждения металла. Замедление скорости охлаждения настолько значительно, что в интервале перлитного превращения температура длительное время сохраняется практически постоянной до окончания превращения.

Поскольку при охлаждении в сыпучем графите превращения протекают при постоянной температуре, это позволяет получить однородную структуру перлита, сорбита, троостита, бейнита. При обычных условиях охлаждения подобные структуры можно получить лишь путем проведения специальных изотермических выдержек в процессе охлаждения.

Особенностью охлаждения стали в сыпучем графите является тот факт, что сам процесс происходит в условиях всестороннего равномерного отвода тепла. Находясь в графитовой теплоизолирующей оболочке, металл имеет одинаковую температуру во всех частях изделия. Это исключает образование внутренних напряжений, связанных с неравномерностью охлаждения металла.

По существу термообработка, при которой охлаждение с температуры аустенитизации производится в сыпучем графите, относится к одинарной термической обработке, т. е. после нее не требуется отпуск. Она позволяет в широких пределах изменять структур сталей и особенно чугунов, влияя на количество и форму графитовых включений, типом металлической основы [2].

ЛИТЕРАТУРА

1. Пат. 43690 U 2009 03360, C21D9/22. Способ термической обработки стали / В. К. Заблоцкий, В. Є. Фельдман, А. М. Фесенко, В. А. Федорінов, А. І. Шимко, І. Ю. Мелещенко, М. А. Фесенко, В. А. Корсун, В. І. Шимко ; заявл. 08.04.2009 ; опубл. 25.08.2009; Бюл. № 16, 2009 р.

2. Заблоцкий В. К. Структурообразование при энергосберегающей технологии самоотжига высокопрочного чугуна с шаровидным графитом / В. К. Заблоцкий, А. Н. Фесенко, В. И. Шимко, М. А. Фесенко, В. Е. Фельдман, А. И. Шимко // Материалы VI международной научно-практической конференции «Литье 2010», г. Запорожье.

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ БЕЙНИТНЫХ ЧУГУНОВ С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ

Заблоцкий В. К., Фесенко А. Н., Фесенко М. А., Шимко В. И.
(ДГМА, г. Краматорск, Украина)

К бейнитным чугуна относятся такие чугуны, структура металлической основы которых состоит полностью или частично из бейнита. Кроме бейнита, в структуре содержится графит и стабилизированный остаточный аустенит, содержание последнего может достигать 45 %.

В настоящее время практически доказано, что аустенитно-бейнитные чугуны с шаровидным графитом (АБЧШГ) являются перспективным конструкционным материалом, который обладает высокой прочностью, вязкостью и износостойкостью. В химический состав таких чугунов входят в % (вес.): углерод (3,2–3,9), кремний (2,0–2,4), марганец (0,2–0,5), никель (0,8–2,5), медь (0,5–1,5), молибден (0,2–0,8). Из перечисленных элементов углерод в указанных пределах не оказывает существенного влияния на механические свойства высокопрочного чугуна, т. к. концентрация его в различных марках практически одинакова. В отливках с толщиной стенок свыше 100 мм, содержание углерода понижается (2,7–3,2 %). Кремний заметно влияет на структуру и механические свойства чугуна. Высокая пластичность обеспечивается при содержании кремния не выше 2,4 %. В чугунах бейнитного класса, которые подвергаются термической обработке, содержание кремния повышается (3,0–3,8 %). Содержание марганца в бейнитных чугунах рекомендуется в пределах 0,4–0,7 %. Никель, хром, медь, молибден в небольших количествах повышает прочностные свойства чугуна. В бейнитных чугунах повышенное содержание никеля и меди обеспечивает требуемую прокаливаемость этих чугунов.

Бейнитные структуры образуются в результате непрерывного охлаждения аустенитизированного легированного чугуна со скоростью выше критической или в условиях изотермической выдержки аустенитизированного чугуна в интервале температур бейнитного превращения. Более однородная структура бейнитного чугуна образуется в случае изотермической выдержки, однако проблемой при этом является охлаждающая среда, в которой производится изотермическая выдержка. В промышленности в качестве охлаждающего реагента применяют расплав калиевой и натриевой селитры, в соотношении один к одному. Операцию погружения изделий в такой среде следует проводить аккуратно во избежание взрыва, который может иметь место при перегреве выше температуры 550 °С. Кроме того, пары солей являются экологически и гигиенически вредными, что требует дополнительной вентиляции и очистки. После выдержки в соляной ванне и последующего охлаждения на воздухе во многих случаях требуется последующий отпуск или старение. Отливки требуют очистки от закристаллизовавшейся на поверхности корочки селитры либо растворением, либо

механическим способом. Кроме того, требуется утилизация получающихся технологических отходов.

Поэтому на сегодняшний день технология изотермической закалки является самым слабым местом в процессе изготовления деталей из аустенитно-бейнитных чугунов с шаровидным графитом.

Наши исследования показали, что одной из перспективных технологий изотермической закалки деталей из этих чугунов является саморегулируемый процесс охлаждения в сыпучем графите. При таком охлаждении с температуры аустенитизации происходит естественное регулирование превращений однородного аустенита в бейнито-аустенитную смесь за счет выделения тепла в процессе этих превращений.

Рекомендуемая технология термической обработки является универсальной с возможностью одновременной обработки различных отливок.

При использовании такого способа закалки возможно значительное сокращение энергозатрат на технологию изотермической выдержки и обеспечение стабильных аустенитно-бейнитных структур в изделиях. Проведение изотермической закалки в сыпучем графите исключает взрывоопасность среды и сводит до минимума вредные выбросы в атмосферу.

ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ СТАЛИ 70X5BMФ НА ПРЕВРАЩЕНИЕ ПРИ НАГРЕВЕ ДЛЯ ПОВТОРНОЙ ЗАКАЛКИ

*Заблоцкий В. К., Шимко В. И.
(ДГМА, г. Краматорск, Украина)*

Из литературы известно, что исходная структура стали оказывает существенное влияние на окончательную структуру и свойства после закалки. Особенно это влияние наблюдается при термообработке инструментальных легированных сталей с содержанием углерода более 0,4 % С, если их исходная твердость перед закалкой превышает 35 HRC. Причиной является фазовый наклеп аустенита в процессе $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения при нагреве. В производственных условиях достаточно часто встречаются подобные случаи, когда повторной закалке приходится подвергать изделия с исходной твердостью 35–0 HRC, например, при изготовлении валков холодной прокатки. В таких случаях при повторной закалке возможно укрупнение зерна аустенита, снижающее свойства сталей в готовых изделиях. Поэтому важной характеристикой инструментальных легированных сталей является их склонность к укрупнению зерна при повторном нагреве под закалку без промежуточного отжига.

Исследовались структурные превращения при нагреве под закалку стали 70X5BMФ с исходной твердостью 40–42 HRC, полученной после термического улучшения в заводских условиях.

Перед нагревом образцы имели твердость 40–42 HRC. Структура образцов имела крупное игольчатое строение с расположением между иглами светлых слаботравящихся участков. Результаты измерения микротвердости показали более высокую микротвердость темных участков ($H_{100} = 4750$ Н/мм²) и более низкую твердость светлых участков ($H_{100} = 3090$ Н/мм²). В данном случае темные участки должны представлять троостит отпуска с игольчатой ориентацией структуры, полученной после закалки. Светлые участки должны представлять собой скопления смешанной структуры троостита отпуска и остаточного аустенита.

После нагрева при 700 °С структура образцов мало изменялась, твердость образцов снижалась, микротвердость снижалась в большей степени для темной составляющей (до $H_{100} = 3570$ Н/мм²) и в меньшей степени для светлой составляющей ($H_{100} = 2660$ Н/мм²). Снижение твердости сопровождается снижением микротвердости и наоборот. Это указывает на то, что твердость формируется в основном за счет микротвердости матрицы и ее значения мало зависят от количества карбидов. Поэтому все изменения твердости и микротвердости можно объяснить структурными изменениями матрицы.

При нагреве в интервале от 700–760 °С снижение твердости связано с выделением углерода из ферритной составляющей троостита.

После повышения температуры нагрева от 760 до 780 °С резкое увеличение твердости связано с образованием мартенсита в структуре закаленной стали.

Незначительное повышение твердости после закалки в интервале 780–840 °С можно объяснить дальнейшим растворением карбидов в аустените.

Повышение температуры нагрева от 840 до 900 °С приводит к снижению твердости и микротвердости стали в результате увеличения доли остаточного аустенита и величины зерна. Оба последних фактора, как известно из литературы, снижают твердость закаленной стали.

По результатам проведенных исследований можно установить следующее:

- для стали 70X5BMФ температура АС1 составляет 800 °С, а АС3 – 820 °С;
- однородная структура и максимальные значения твердости наблюдаются после закалки в интервале температур 840–860 °С, которые рекомендуются как оптимальные для нагрева указанной стали под закалку;
- при повторном нагреве под закалку улучшенная сталь 70X5BMФ с твердостью 40–42 HRC не склонна к увеличению зерна аустенита при нагреве выше рекомендуемых температур закалки.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СТАЛИ 70X5BMФ ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ОХЛАЖДЕНИИ И В ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ УСЛОВИЯХ

Заблоцкий В. К., Шимко В. И.
(ДГМА, г. Краматорск, Украина)

Известно, что при охлаждении стали 45 и 45X3ГНМФ в сыпучем се-ребристом графите возможны самопроизвольные структурно-фазовые пре-вращения, обеспечивающие необходимый уровень свойств без энергоза-трат на регулирование процесса охлаждения. Это явление интересно с по-зиции экономии энергозатрат при термической обработке крупных изде-лий в машиностроении, однако оно мало изучено. Для выяснения природы этого явления нужны сведения о структурно-фазовых превращениях при непрерывном охлаждении образцов из сталей, а также превращения в них при изотермических выдержках по мере охлаждения. Совместное изучение этих превращений применительно к одной стали поможет установить при-чину самопроизвольных превращений при охлаждении в сыпучем графите.

Процесс охлаждения образцов состоит из трех этапов: охлаждение с температуры аустенитизации до температуры начала бейнитного пре-вращения, собственно бейнитное превращение, охлаждение с момента за-вершения бейнитного превращения.

Для достижения поставленной цели были исследованы превращения в образцах из стали 70X5BMФ при непрерывном охлаждении и была построена диаграмма изотермического превращения аустенита этой стали. Для анализа структурно-фазовых превращений, протекающих при непрерывном охлаж-дении и в изотермических условиях, на диаграмму изотермического превращения наносили термические кривые охлаждения для образцов диа-метром 20, 30, 40, 50 и 60 мм в логарифмическом вычислении времени.

Анализ показывает, что сталь 70X5BMФ в изотермических условиях претерпевает два превращения: перлитное и бейнитное. Между областями перлитного и бейнитного превращений существует область повышенной устойчивости аустенита в интервале температур 500–550 °С.

Можно предположить, что генетической памятью сталей, отражаю-щей их поведение при непрерывном охлаждении, является диаграмма изо-термического превращения аустенита. Эта диаграмма фиксирует все воз-можные структурные и фазовые превращения, которые могут иметь место в стали при непрерывном охлаждении с различными скоростями.

Результаты исследований показывают, что в случае исходной одно-родной структуры аустенита при охлаждении нельзя получить однородную результирующую структуру по сечению изделий. Это обусловлено тем, что в середине изделия скорость охлаждения всегда ниже, а следовательно, свойства поверхности и сердцевины будут отличаться. Такой факт следует учитывать при назначении выдержки для гомогенизации аустенита перед последующим охлаждением изделия при любом виде термообработки.

Выдержка при гомогенизации аустенита должна назначаться с учетом получения активной структурной зоны аустенита, которая после охлаждения в процессе термообработки должна обеспечивать требуемую конструктивную прочность изделия.

Если известны скорости охлаждения по сечению изделий, то по их значениям, используя диаграмму изотермического превращения аустенита, можно прогнозировать структуру в объеме всего изделия. Это более удобно, чем использование диаграмм термокинетического превращения аустенита, построение которых является трудоемким процессом.

Экспериментально установлено, что при непрерывном охлаждении стали 70X5BMФ превращения проходят в соответствии с интервалами температур и типом образующихся структур, согласно диаграмме изотермического превращения аустенита стали 70X5BMФ. Это указывает на то, что диаграмма изотермического превращения аустенита является генетической памятью или генетическим кодом стали.

ОСОБЕННОСТИ ТЕРМООБРАБОТКИ СТАЛИ 35ХМЛ С ОХЛАЖДЕНИЕМ В СЫПУЧЕМ ГРАФИТЕ

Заблоцкий В. К., Шимко В. И., Удовиченко В. В.
(ДГМА, г. Краматорск, Украина)

Отливки из стали 35ХМЛ проходят два вида термической обработки. К ним относятся отжиг и нормализация. Отжиг проводится непосредственно после литья, его цель состоит в перекристаллизации структуры и измельчении зерна, а также снятии внутренних напряжений. Возникновение внутренних напряжений в отливке вызвано неравномерностью затвердевания различных по массе частей отливки. В этом случае между указанными частями после окончательного охлаждения возникают внутренние напряжения, которые необходимо как можно быстрее снижать. Кроме внутренних напряжений в различных по массе частях отливки в процессе кристаллизации формируется различная по размерам и однородности структура. В стали 35ХМЛ, как доэвтектоидной стали, непосредственно после литья зерна перлита являются крупными, а по их границам располагается ферритная сетка. Неодинаковость скорости охлаждения при кристаллизации отливки способствует получению разнотермической структуры.

Отливки массой 10–15 тонн из стали 35ХМЛ при отжиге нагревают по следующему режиму: посадка в печь при температуре 400 °С, выдержка 3–4 часа для прогрева по сечению, затем медленный нагрев со скоростью 70–80°С/ч до температуры 860 °С ($A_{C3} = 800$ °С), выдержка в течение 7–8 часов для завершения структурно-фазовых превращений и дополнительная

выдержка в течение 4–5 часов для получения гомогенного аустенита. После завершения выдержек назначается охлаждение, которое включает два этапа. На первом этапе охлаждают со скоростью не более 50 °С/ч до температуры 650 °С. В процессе этого охлаждения в интервале температур от 860 °С до 750 °С (A_{r3}) замедляется рост зерна аустенита. Затем при охлаждении от A_{r3} до A_{r1} из аустенита выделяется феррит, после чего при температуре A_{r1} происходит превращение аустенита в перлит. Следует полагать, что при охлаждении в интервале от 700 до 650 °С и при более низких температурах структура состоит из феррита и перлита. На втором этапе охлаждение происходит со скоростью менее 30 °С/ч до 400 °С, затем допускается охлаждение на воздухе, когда проводится также обрубка прибылей. Охлаждение со скоростью 30 °С/ч в интервале температур от 650 до 400 °С необходимо для релаксации напряжений в интервале температур рекристаллизации и достаточной пластичности металла. Охлаждение отливок с температуры ниже 400 °С не влияет на их деформацию, так как в этом интервале температур металл достаточно упругий.

Исследовали возможность сокращения режима отжига за счет охлаждения в сыпучем графите вместо охлаждения с печью. С этой целью исследовали охлаждение отливки диаметром 60 мм из стали 35ХМЛ в сыпучем графите. Результаты исследований показали, что при охлаждении отливки в сыпучем графите с температуры 900 °С до температуры A_{r3} (690 °С) аустенит стремительно охлаждается, а начиная с A_{r3} до A_{r1} (640 °С) из аустенита выделяется феррит. Перлитное превращение происходит при постоянной температуре 640 °С (A_{r1}). Скорость охлаждения между A_{r3} и A_{r1} составляет 380 °С/ч, ниже 640 °С (A_{r1}) до 400 °С со скоростью 120 °С/ч. Можно предположить, что для образцов большего сечения скорость будет замедляться.

Структура стали после охлаждения в сыпучем графите была мелкозернистой, однородной, твердость образцов составляла 22–24HRC, которая близка к допускаемым значениям твердости 160–220НВ по заводским технологиям.

Полученные результаты исследований позволяют предположить, что в процессе отжига отливок из стали 35ХМЛ замена охлаждения с печью на охлаждение в сыпучем графите позволяет сэкономить затраты энергии на регулирование скорости охлаждения, высвободить пространство печи для последующей термообработки, снизить окалинообразование, которое имеет место при обычном охлаждении отливок в печи.

СХЕМЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СИЛИКАТНЫХ РАСПЛАВОВ

Зеленая А. Э., Луцык В. И., Савинов В. В.
(БГУ, Улан-Удэ, Российская Федерация)

Компьютерная модель фазовой диаграммы дает возможность наглядно представить ее строение и рассмотреть этапы кристаллизации на любых участках диаграммы. Например, при проецировании всех элементов Т-Х-У диаграммы CaO-Al₂O₃-SiO₂ треугольник составов делится на 117 двумерных, 163 одномерных и 45 нульмерных концентрационных полей, отличающиеся схемами кристаллизации. В то же время принято считать (Danek V. Physico-chemical analysis of molten electrolytes. Elsevier. 2006. 464 p.), что, даже в случае образования единственного тройного инконгруэнтно плавящегося соединения, анализ схем кристаллизации слишком сложен.

Проанализируем траектории фаз в процессе кристаллизации расплава G в треугольнике CaOR₁R₆ в пределах двумерного поля CaO-R₆-1 (рис. 1, а). Перпендикуляр в точке G₁ пересекает три фазовые области L+CaO, L+CaO+R₆ и CaO+R₁+R₆ и плоскость четырехфазной перегруппировки фаз. При прохождении через двухфазную область L+CaO состав расплава изменяется по продолжению прямой CaO-G до линии ликвидуса p₄Q₁. Далее центр масс G попадает в область L+CaO+R₆ и состав расплава перемещается по линии p₄Q₁ (L+CaO→R₆) до точки Q₁. Так как неинвариантная реакция L(Q₁)+CaO→R₁+R₆ заканчивается с недостатком расплава на горизонтальном комплексе R₁Q₁R₆CaO при температуре Q₁, то ниже остаются кристаллы CaO, R₁ и R₆.

Более подробно этапы кристаллизации можно рассмотреть на диаграммах материального баланса (рис. 1, б). Рассматриваемый состав G пересекает поверхность ликвидуса S₁(CaOp₁Q₁p₄) при 1801.8° и попадает в область L+CaO, где происходит уменьшение доли фазы L и нарастание доли CaO. При 1500.2° точка G достигает линейчатой поверхности S^r_{p₄-CaO}(CaOp₄p₄Q₁CaOQ₁) и переходит в область L+CaO+R₆, где доля фазы R₁ увеличивается, а доли L и CaO уменьшаются. При достижении точкой G горизонтальной плоскости H_{Q₁} при температуре 1470° фаза L исчезает и ниже этой температуры состав попадает в область CaO+R₁+R₆.

Аналогичным образом, могут быть рассмотрены любые участки диаграммы и проанализированы этапы кристаллизации для произвольного состава.

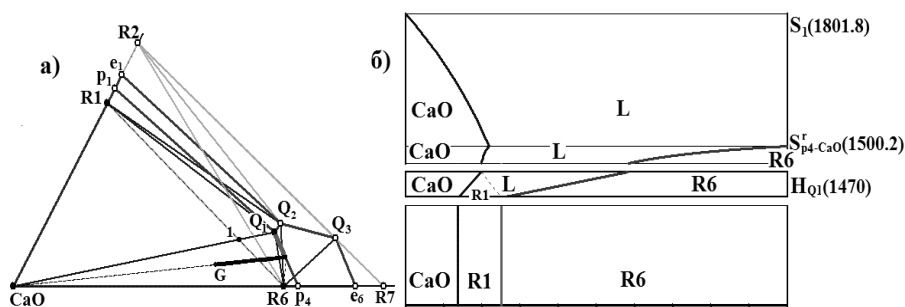


Рис. 1. Пути кристаллизации и диаграмма материального баланса для расплава G (а; б) системы CaO-Al₂O₃-SiO₂.

ТРЕХФАЗНЫЕ ОБЛАСТИ С НЕОБЫЧНЫМИ СМЕНАМИ ТИПОВ РЕАКЦИИ

Зырянов А. М., Луцык В. И.
(БГУ, г. Улан-Удэ, Российская Федерация)

Кроме подтверждения условий А. В.Сторонкина (ЖФХ. Т. 45, № 5. с. 1210), для горизонтального расположении поверхности смены типа фазовой реакции (рис. 1), получены новые результаты (Lutsyk V. I., Zelepaya A.E., Zyryanov A. M. // Crystallography Reports. 2009. Vol. 54. № 7. P. 1300) о строении трехфазной области (рис. 2). Исследование выполнялось на компьютерных моделях фазовых диаграмм и подтверждалось исследованием материальных балансов (рис. 1, в центре).

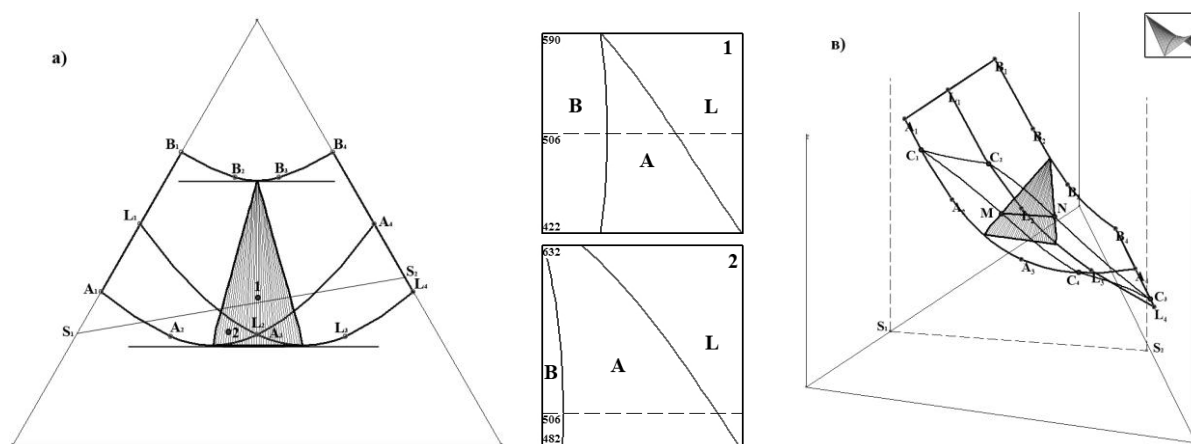


Рис. 1. Плоскость смены знака приращения массы фазы В (а), матбалансы центров масс 1, 2 и разрез S_1S_2 поверхностей $A_1L_1L_4A_4$ – по линиям C_1C_2 и C_3C_4 , $B_1L_1L_4B_4$ – по линии C_2C_3 , $A_1B_1B_4A_4$ – по линии C_1C_4 (в).

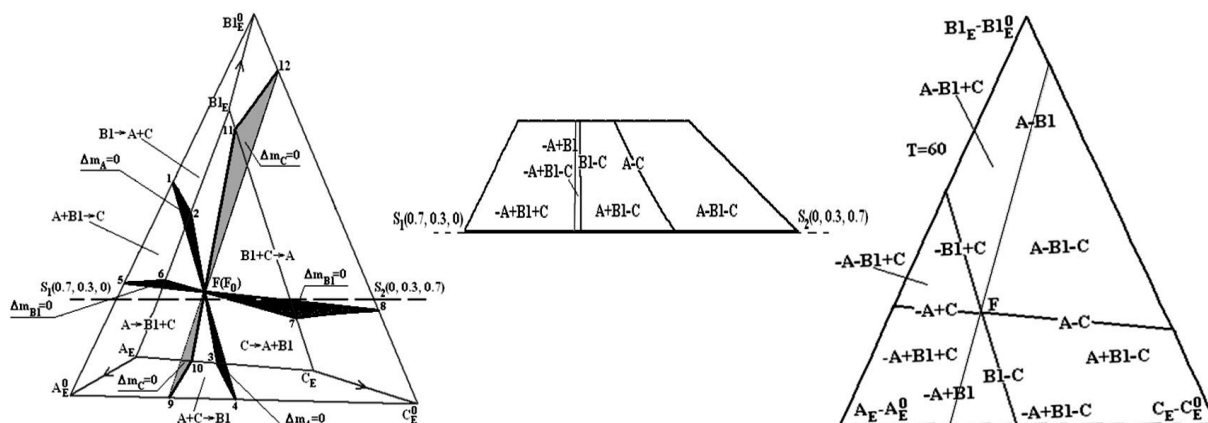


Рис. 2. Трехфазная область с шестью сменами типов реакции и ее вертикальный и горизонтальный разрезы.

Так как каждая из трех охлаждающихся фаз обладает различной плотностью, необходимо учитывать, что конкретный образец может принадлежать либо одному из трех «эвтектоидных» фрагментов трехфазной области, либо одному из трех ее «перитектодных» фрагментов (рис. 2). Каждый из таких фрагментов будет обладать своими закономерностями изменения удельного веса.

Кроме этого, важно учесть возможность смены типа реакции и определить соответствующую температуру при прохождении поверхностей двухфазных реакции и индифферентном поведении третьей фазы.

КОМПЛЕКСНЕ ЛЕГУВАННЯ ТА МОДИФІКУВАННЯ ЧАВУННИХ РОЗПЛАВІВ

Іванова Л. Х., Колотило Є. В., Калашнікова А. Ю.
(НМетАУ, м. Дніпропетровськ, Україна)

Найбільш суттєве поліпшення якості та підвищення експлуатаційних властивостей чавунних виливків може бути забезпечено шляхом поліпшення фізико-механічних властивостей їхнього матеріалу в результаті комплексного легування та модифікування розплаву різними хімічними елементами.

У лабораторних умовах проведені дослідження впливу підвищеного вмісту рідкісноземельних металів на мікроструктуру та властивості нелегованого чавуну евтектичного складу (табл. 1) під час охолодження зі швидкістю 1,5 град/с.

У мікроструктурі чавуну в вихідному стані не було графіту (~0,07 %), а кількість ледебуриту сотового типу досягала 35 % (рис.1, а). Під час оброблення розплаву іттрієм кількість графіту практично не змінювалася (~0,2 %), а сотова будова ледебуриту змінювалася на пластинчасту (рис. 1, г). Модифікування гадолінієм і самарієм спричиняло віялоподібне розгалуження пластинчастого ледебуриту, причому при модифікуванні самарієм віялоподібні колонії були більш розвинутими й характеризувалися більшим ступенем ізольованості карбідної фази (рис.1, б; в).

Таблиця 1

Хімічний склад базового чавуну

Тип чавуну	Вміст хімічних елементів, %						Ступінь евтектичності S_c	Швидкість охолодження, град/с
	C	Si	Mn	P	S	Fe		
1	3,66	1,28	0,56	0,080	0,02	решта	0,99	1,5

Примітка. Ступінь евтектичності визначали за формулою

$$S_c = \%C_{\text{общ}} / 4,26 - 0,31\%Si - 0,33\%P - 0,4\%S + 0,027\%Mn .$$

Кількість карбідної фази цементитного типу під час оброблення іттрієм зменшувалася на 15 %, у порівнянні з вихідним станом, а під час оброблення вихідного розплаву самарієм і гадолінієм – не більш ніж на 7,0 % (рис. 2). Однак твердість чавуну, обробленого іттрієм, не вважаючи на знижений вміст карбідів типу Fe_3C , підвищувалася з 490 до 544 НВ. Очевидно, цей ефект пояснюється утворенням спеціальних карбідів, що зміцнюють матрицю. Найбільше зменшення викликало оброблення чавуну гадолінієм, а у разі введення самарію твердість змінювалася незначно (рис. 2).

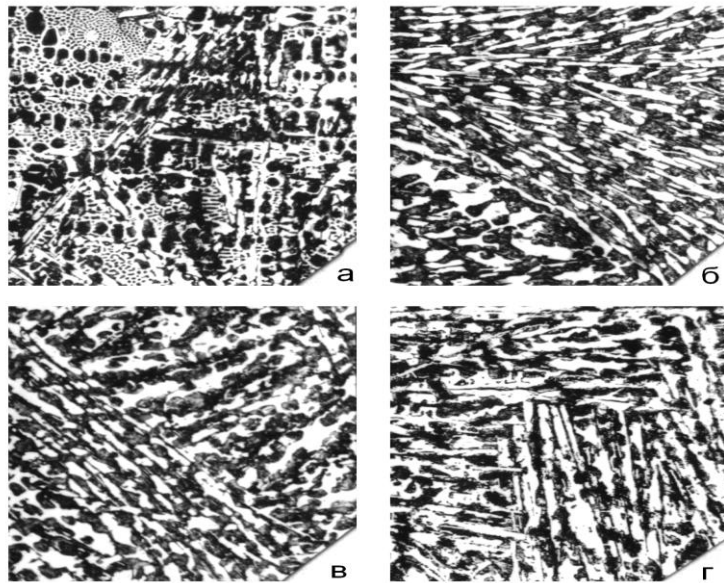


Рис. 1. Мікроструктура дослідного чавуну у вихідному стані (а) та обробленому: самарієм – залишковий вміст 0,98 % (б), гадолінієм – залишковий вміст 1,34 % (в) й іттрієм – залишковий вміст 1,52 % (г); $\times 100$; травлено ніталем.

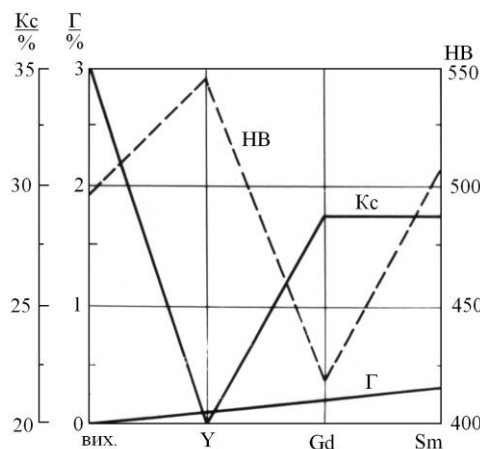


Рис. 2. Зміна кількості графіту (Г, %), структурно вільного цементиту (K_c , %) та твердості НВ залежно від рідкісноземельного елемента у чавуні евтектичного складу.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РАСПЛАВОВ Al-Ln, Ln-Pd И Al-Ln-Pd

Иванов М. И.¹, Березуцкий В. В.¹, Шевченко М. А.¹,
Кудин В. Г.², Судавцова В. С.¹

¹ИПМ им. И. Н. Францевича, г. Киев, Украина;
²КНУ им. Тараса Шевченко, г. Киев, Украина)

Палладий используется как катализатор ряда важных химических процессов. Для исследования путей улучшения его каталитических свойств необходимо знать характер взаимодействия его с разными химическими элементами, в том числе с алюминием и с редкоземельными металлами (РЗМ, Ln). Однако термодинамические характеристики такого взаимодействия со многими из лантаноидов не изучены, а некоторые попытки их оценки вызывают сомнения. Несмотря на труднодоступность европия и иттербия, эти элементы имеют нетипичную для других лантаноидов электронную структуру атомов, соответственно и свойства их сплавов с палладием могут иметь некоторые особые свойства. Поэтому нами впервые методом калориметрии изучены термодинамические свойства расплавов системы Eu-Pd при 1300 К в концентрационном интервале $0 < x_{Pd} < 0,37$, а также расплавов системы Al-Eu при 1300 К в интервале $0 < x_{Eu} < 0,2$ и $0,57 < x_{Eu} < 1$. Расплавы систем La(Ce)-Pd исследованы нами ранее во всем интервале концентраций. Мы смоделировали неизвестные термодинамические свойства этих граничных двойных систем, а также Y(Gd)-Pd по теории идеальных ассоциированных растворов (ТИАР).

Термодинамические свойства расплавов Al-Pd нами были взяты из литературы. Далее мы смогли рассчитать интегральные энтальпии и избыточные энергии Гиббса смешения тройных расплавов Al-La (Ce, Eu, Gd)-Pd, которые приведены на рис. 1 (в кДж/моль), по формуле Колера.

Полученные нами данные свидетельствуют о том, что взаимодействие палладия с европием хотя и является очень интенсивным, однако оно несколько слабее, чем в расплавах аналогичных систем La(Ce, Gd, Y)-Pd. Подобная картина наблюдается как при сравнении свойств расплавов Al-Eu с аналогичными системами Al-Ln, так и для тройных расплавов. Наша термодинамическая модель системы Eu-Pd хорошо согласуется с диаграммой состояния и качественно коррелирует с другими расчётными литературными данными.

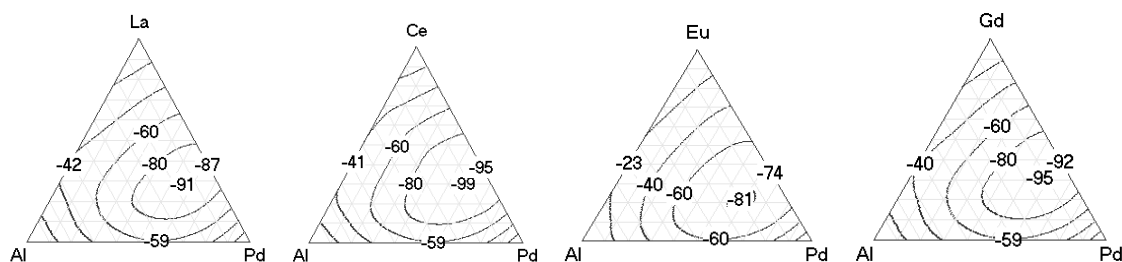


Рис. 1. Интегральные энтальпии и избыточные энергии Гиббса смешения тройных расплавов Al-La (Ce, Eu, Gd)-Pd.

ФАЗОВЫЕ РАВНОВЕСИЯ В СИСТЕМЕ Zr–Co–Ni С СОДЕРЖАНИЕМ Zr 50–100 ат.%

Иванченко В. Г., Косорукова Т. А.

*(Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,
г. Киев, Украина)*

Фазовые равновесия в двойной системе Co–Zr исследовались в работах [1–3] Баталева и др., в работе [2] сообщили о существовании интерметаллида CoZr_3 с орторомбической структурой, формирующегося в результате перитектической реакции $L + (\beta\text{Zr}) \leftrightarrow \text{CoZr}_3$ при температуре 980 °С. Согласно [2], эта фаза имеет широкую область гомогенности. В работе [3] было проведено экспериментальное исследование сплавов системы Co–Zr с целью уточнения координат фазовых равновесий. Согласно мнению авторов этой работы, образование соединения CoZr_3 происходит в результате перитектоидного превращения $(\beta\text{Zr}) + \text{CoZr}_2 \rightleftharpoons \text{CoZr}_3$ при температуре 981 °С, а при температуре 985 °С имеет место эвтектическая реакция $L \rightleftharpoons \text{CoZr}_2 + (\beta\text{Zr})$. Предполагаемый вид поверхности ликвидуса и схема реакций в тройной системе Co–Ni–Zr при содержании циркония от 50 до 100 ат.% приведен в обзорной работе [4]. Фазовый состав сплавов системы Co–Ni–Zr при температуре 925 °С был исследован методом диффузионных пар ((Co+Ni)–Zr) [5].

В данной работе сплавы исследовались методами дифференциального термического, металлографического и рентгенофазового анализов.

Принимая во внимание существование непрерывного твердого раствора между соединениями CoZr_2 и NiZr_2 , эвтектических равновесий $L \leftrightarrow (\beta\text{Zr}) + \text{CoZr}_2$ при 1035°С и $L \leftrightarrow (\beta\text{-Zr}) + \text{NiZr}_2$ при 1000°С, перитектоидной реакции $(\beta\text{-Zr}) + \text{CoZr}_2 \leftrightarrow \text{CoZr}_3$ при 978°С в двойных системах, существования при комнатной температуре двухфазной ($\text{CoZr}_2 + \text{CoZr}_3$), трехфазной ($((\text{Co,Ni})\text{Zr}_2 + \text{CoZr}_3 + (\alpha\text{-Zr}))$) областей и двухфазной ($((\text{Co,Ni})\text{Zr}_2 + (\alpha\text{Zr}))$) области вдоль сечения $\text{Co}_{29,8}\text{Zr}_{70,2} - \text{Ni}_{74}\text{Zr}_{26}$, в данной работе показано, что в частичной системе Zr–CoZr₂–NiZr₂ имеют место 3 реакции: эвтектическая $L \leftrightarrow (\beta\text{-Zr}) + (\text{Co,Ni})\text{Zr}_2$, перитектоидная: $(\beta\text{-Zr}) + (\text{Co,Ni})\text{Zr}_2 \leftrightarrow \text{CoZr}_3$, U-реакция: $L + \text{CoZr}_3 \leftrightarrow (\beta\text{-Zr}) + (\text{Co,Ni})\text{Zr}_2$.

Показано, что сечение CoZr–NiZr является квазибинарным. Учитывая фазовые равновесия в бинарных системах, тройная частичная система

$\text{Co}_2\text{Zr-Ni}_2\text{Zr-NiZr-CoZr}$ может характеризоваться следующими инвариантными превращениями P: $\text{L} + \text{CoZr} \leftrightarrow \text{NiZr}$, E: $\text{L} \leftrightarrow \text{CoZr} + \text{CoZr}_2$, U: $\text{CoZr} + \text{L} \leftrightarrow (\text{Co,Ni})\text{Zr}_2 + \text{NiZr}$, E: $\text{L} \leftrightarrow \text{NiZr} + \text{NiZr}_2$.

ЛИТЕРАТУРА

1. Pechin W. H. *Trans. ASM* 57 / W. H. Pechin, D. E. Williams, W. L. Larsen, 1964. – P. 464–473.
2. Bataleva S. K. *Vestn. Mosk. Univ.* / S. K. Bataleva, V. V. Kuprina, V. V. Burnasheva, 1970. – № 5 – P. 557–561.
3. Liu X. J. *Journal of Alloys and Compounds* / X. J. Liu, H. H. Zhang, C. P. Wang, K. Ishida, 2009. – № 482. – P. 99–105.
4. Gupta K. P. *Journal of phase equilibria* / K. P. Gupta, 2000. – № 21(3). – P. 303–308
5. Zhou G. *Materials Letters* / G. Zhou, Liu, Jin, Zeng, 2010. – №64. – P. 549–551.

ЗАСТОСУВАННЯ СТАТИСТИЧНИХ МЕТОДІВ ДОСЛІДЖЕННЯ ПІД ЧАС ВИЗНАЧЕННЯ ОПТИМАЛЬНОГО ГРАНУЛОМЕТРИЧНОГО СКЛАДУ НАПОВНЮВАЧА ФОРМУВАЛЬНИХ І СТРИЖНЕВИХ СУМІШЕЙ

Клименко В. А., Шейко О. І.
(НТУУ «КПІ», м. Київ, Україна)

Технологія виробництва виливків заснована на сукупності складних металургійних, теплофізичних, хімічних, фізичних і фізико-хімічних процесів. Особливе значення мають властивості формувальних і стрижневих сумішей, що використовуються у процесі виготовлення виливків у разових піщаних формах. Вивчення механізму формування властивостей формувальних сумішей ґрунтується на представленні суміші у вигляді сукупності куль, з'єднаних плівкою в'язучого. При цьому розглядаються ідеальні кулі, як правило, одного діаметру. Таке уявлення дозволяє виявити основні фактори що впливають на технологічні характеристики формувальної суміші та здійснити наближене оцінювання її технологічних властивостей.

Проте подібний підхід до розгляду формувальної суміші має низку істотних недоліків. Зокрема, пов'язаних з невідповідністю певного уявлення реальним умовам, складністю оцінювання й аналізу великої кількості факторів, що впливають на фізико-хімічні процеси формування властивостей. Ці недоліки, що спричиняють неможливість моделювання, заснованого на традиційних фізичних принципах, можна нівелювати шляхом

використання статистичних математичних моделей, які дозволяють формально описувати зв'язок комплексу початкових умов з сукупністю критеріїв якості об'єкту, що вивчається. Подібні моделі дозволяють встановити кількісні та якісні зв'язки між початковими умовами та заданими властивостями об'єктів дослідження. Одночасно дозволяють змінити систему дослідження та наблизити її до ідеальної.

В ході дослідження впливу гранулометричного складу наповнювача на властивості формувальних і стрижневих сумішей були отримані адекватні статистичні математичні моделі. З метою використовувати мінімально можливі ресурси при максимумі отримуваної інформації, моделі будувалися з послідовним розширенням структури і за послідовною схемою проведення експерименту. Така схема полягала у такому.

Експеримент здійснювався частинами. Після проведення першої частини досліджень робився аналіз отриманої моделі на адекватність, інформативність і стійкість. Якщо аналіз не давав позитивних результатів і не дозволяв зробити висновок про прийнятність отриманої моделі, тоді до отриманих результатів додавалися результати наступної частини експерименту. Здійснювався пошук нової структури математичної моделі з урахуванням обох частин експерименту та повторний її аналіз. Такий пошук робиться поки модель не почне відповідати всім поставленим умовам.

Оскільки під час введення складніших структурних складових математичної моделі, за умови їх ортогональності та слабкої корельованості, необхідно збільшувати кількість дослідів, то моделі формувалися за принципом мініманізації структурних складових. Таким чином, використовуючи цей алгоритм, вдалося отримати математичні моделі з невідомою заздалегідь структурою.

В результаті проведених досліджень, були отримані математичні моделі, що дозволяють в таких складних системах визначати оптимальні склади формувальних і стрижневих сумішей залежно від зернового складу наповнювача (кварцевого піску) і необхідних технологічних властивостей. При цьому кореляція розрахункових даних з практичними результатами значно перевершувала традиційні методи.

Отримані результати були перевірені в лабораторних умовах на пластичних формувальних і стрижневих сумішах з кварцовим піском фракцій 01, 016, 02, 0315 і 04 в якості наповнювача і показали добру відтворюваність.

ЛІТЕРАТУРА

1. Дорошенко С. П. *Формовочные материалы и смеси* / С. П. Дорошенко, В. П. Авдокушин, К. Русин, И. Мацашек. – К. : Выща шк.; Прага: СНТЛ, изд-во техн. лит., 1990. – 415 с.
2. Жуковский С. С. О «шаровой» модели структуры формовочной смеси / С. С. Жуковский, В. Н. Ромашкин // *Литейное производство*, 1986. – № 3. – С. 12–13.
3. Радченко С. Г. *Устойчивые методы оценивания статистических моделей* / С. Г. Радченко – К. : ПП «Санспарель», 2005. – 504 с.

МОДИФИЦИРОВАННАЯ ЗАЭВТЕКТОИДНАЯ СТАЛЬ С ДИСПЕРСНЫМ ГРАФИТОМ ШАРОВИДНОЙ ФОРМЫ

Козак Д. С., Бубликов В. Б., Зеленая Л. А.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Заэвтектоидная графитизированная сталь является конструкционным материалом, обладающим высокими физико-механическими и технологическими свойствами. Вместе с тем, она не получила широкого применения в промышленности из-за сложности получения высококачественных отливок и энергоёмкости процесса её производства.

Модифицирование как наиболее эффективный метод воздействия на кристаллизующийся железоуглеродистый сплав позволяет получить в литой структуре заэвтектоидной стали графитные включения и одновременно предотвратить образование структурно-свободного цементита. Соответственно, ликвидируется операция энергоёмкого отжига для разложения цементита, что повышает рентабельность её производства. Выделение графитной фазы в процессе кристаллизации заэвтектоидной стали уменьшает объёмную усадку и склонность к трещинообразованию, что позволяет расширить область их применение в промышленности.

Целью данной работы является изучение особенностей структурообразования заэвтектоидной стали с дисперсными включениями графита шаровидной формы. Для анализа структуры из каждой плавки в сырых песчано-глинистых формах отливали три типоразмера клиновидных проб толщиной 5; 10 и 15 мм. Химический состав исследуемых сталей находился в следующих пределах (мас. %): 1,10–1,15С; 1,70–2,70Si; 0,10–0,30Mn; 0,03–0,10Cr; 0,10–0,30Ni; 0,008–0,04S; 0,035–0,05P, 0,025–0,04 Mg.

Определены технологические параметры, обеспечивающие формирование дисперсных включений графита шаровидной формы диаметром до 4 мкм в процессе кристаллизации в перлитной матрице без образования структурно-свободного цементита.

ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРНОГО РЕЖИМУ НА ФОРМУВАННЯ ВИЛИВКІВ З ПОРИСТОГО АЛЮМІНІЮ

Козачук Є. В., Яблонський А. А., Могилатенко В. Г., Гурія І. М.
(НТУУ «КПІ», м. Київ, Україна)

В останні 10 років розроблення пінометалів набули широкого спектру. Спінений алюміній належить до композиційних матеріалів. Основними властивостями цього матеріалу є мала щільність, тобто мала вага виробу та добре поглинання енергії удару або вібрації.

На цей час використовують і розвиваються два способи отримання піноалюмінію – це ливарна і порошкова технології. Але масштаби впровадження ливарних технологій у наш час невеликі та полягають у виготовленні напівфабрикатів (листового піноалюмінію).

Процес піноутворення в значній мірі залежить від температурного режиму. Для вибору оптимальних параметрів було проведено низку дослідів, в яких ми використовували сплав АК12, пороутворювач CaCO_3 фракції 0,4 мм і керамічні часточки SiO_2 фракцією 0,1 мм.

Методика спінювання алюмінієвого сплаву полягає у такому. Плавлення здійснювали в електропечі опору. Під час досягнення необхідної температури робимо замішування керамічних часточок і карбонату кальцію в розплав за допомогою механічної мішалки. Після інтенсивного замішування розплав заливаємо в розігріту форму. Карбонат кальцію під дією температури розкладається з утворенням великої кількості газової складової, яка спінює метал.

Досліджено вплив температури металу під час замішування карбонату кальцію на густину виливків. Установлено, що в інтервалі температур (953 – 983 К) 680–710 °С, спостерігається різке зменшення густини сплаву 813–587 кг/м³. Така залежність пояснюється початком дисоціації CaCO_3 , тобто підспінювання металу відбувається ще в тиглі. Визначено, що найбільш доцільно проводити процес замішування при температурі металу 983–1013 К (710–740 °С).

Досліджено вплив температури форми під час спінювання сплаву на густину виливків. Установлено, що під час збільшення температури форми (1043–1133 К) 770–860 °С різко зменшується густина сплаву 713–633 кг/м³. Реакція дисоціації здійснюється більш інтенсивно при температурі понад (1053 К) 780 °С. Визначено, що найбільш доцільно здійснювати процес спінювання при температурі форми 1053–1133 К (800–860 °С).

ЛІТЕРАТУРА

1. А. с. 558953, МКИ С 22 С 1/08. Способ получения пористых отливок / Г. П. Борисов, Ю. В. Мусеев, А. В. Наривский // Открытия. Изобрет. – 1977. – № 19.

2. Електронний ресурс <http://www.sciteclibrary.ru/rus/catalog/pages/1857.html>.

3. Електронний ресурс [http : // www. admiralteyskaya-hotel. ru/admiralnews4714.html](http://www.admiralteyskaya-hotel.ru/admiralnews4714.html).

ПРИМЕНЕНИЯ КОМПЛЕКСНОГО УЛЬТРА- И НАНОДИСПЕРСНОГО МОДИФИКАТОРА ДЛЯ ОТЛИВОК СТАЛЕРАЗЛИВОЧНЫХ ИЗЛОЖНИЦ

Кондрат А. А., Калинин В. Т.
(НМетАУ, г. Днепрпетровск, Украина)

Выход из строя крупных деталей металлургического оборудования обусловлен литейными дефектами и, прежде всего, неудовлетворительной макроструктурой чугуна. Одним из перспективных способов, позволяющих повысить качество массивных отливок, является графитизирующее и инокулирующее модифицирование ультра- и нанодисперсными материалами. Это направление позволяет качественно изменить технологию модифицирования: сократить требуемое количество модификатора, повысить эффективность и полноту протекания процессов в объеме расплава. Устранение этих недостатков путем создания комплексных ультра- и нанодисперсных модификаторов позволит обеспечить изменения в строении жидких расплавов, дисперсности структуры и повысить свойства отливок.

Ультра- и нанодисперсные модификаторы TiCN и SiC наиболее приемлемые для инокулирующей и графитизирующей обработки чугуновых расплавов получают на специальных высокочастотных установках методом плазмохимического синтеза. Важнейшей задачей в процессе получения порошков является сохранения чистой неокисленной поверхности, обеспечивающей большую адсорбционную активность частиц, что достигается путем их плакирования после плазмохимического синтеза. В этом случае введенные в расплав частицы с учетом других требований – соразмерности их с критическим радиусом зародыша, соответствия кристаллической решетки частиц модификатора с решеткой кристаллизующейся фазы – будут играть роль дополнительных активных центров кристаллизации и значительно измельчать структуру чугуна.

Для ввода порошков модификатора в Fe-C расплав разработана технология, состоящая из 3-х этапов: смешивание порошков, брикетирование порошков и введение брикетов (рис. 1) в жидкий расплав.

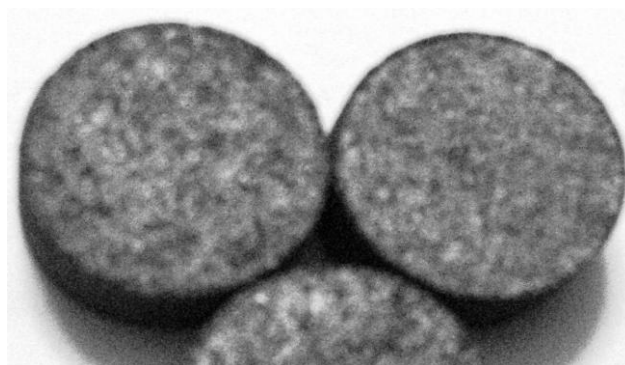


Рис. 1. Внешний вид брикетов.

Для отливки сталеразливочных изложниц разработана технология обработки чугуна расплава брикетированным комплексным модификатором на основе TiCN и SiC, включающая оптимизацию состава модификатора, определение оптимального способа ввода брикетов в ковш, установление термовременных параметров плавки и заливки расплава в форму. Состав комплексного модификатора [1] следующий, %:

- нанодисперсный (< 0,1 мкм) TiCN – 25 – 35;
- ультрадисперсный (0,1...1,0 мкм) SiC – 15 – 25;
- чугунная стружка (< 0,5 мм) – остальное.

Разработка и освоение опытного технологического процесса отливки осуществлялась на изложницах массой 7–8 т на ОАО «Интерпайп НТЗ» путем модифицирования комплексным брикетированным модификатором на основе нанодисперсного TiCN и ультрадисперсного SiC в количестве 0,005–0,007 масс. %. На рис. 2 приведена форма и размер графитных включений в обычном и модифицируемом чугунах.

Видно, что модифицирование измельчает графитные включения и устраняет различные скопления графита и несплошностей, а так же повышает прочность изложниц на 30–35 % [2; 3].

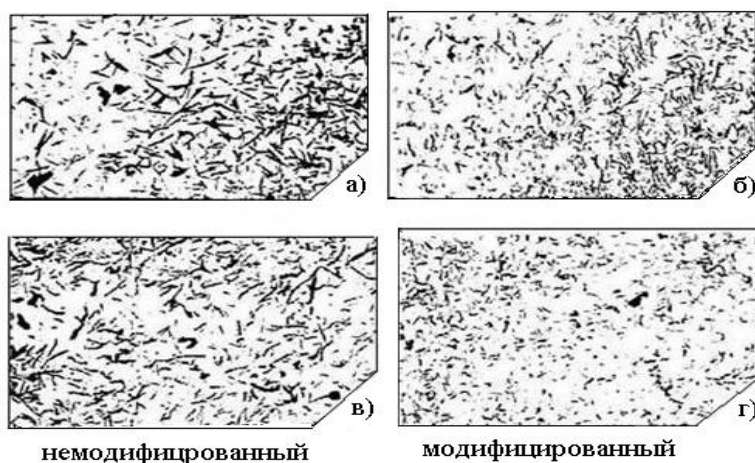


Рис. 2. Форма графитных включений в изложницах из доменного (а, б) и ваграночного (в, г) чугунов, $\times 100$.

ЛИТЕРАТУРА

1. Пат. 54846 Украина, МПК C22C 35/00. Брикетированный модификатор для обработки чугуна / В. Т. Калинин, А. А. Кондрат; опубл. 25.11.2010.
2. Калинин В. Т. Прогнозирование эффективности различных типов модификаторов при обработке чугунов / В. Т. Калинин, А. А. Кондрат // *Процессы литья*, 2010. – № 6. – С. 14–19.
3. Калинин В. Т. Роль тугоплавких наночастиц в модифицирующих процессах при кристаллизации чугунных отливок / В. Т. Калинин, А. А. Кондрат // *Металлознание и термическая обработка металлов*, 2009. – № 1 (44). – С. 14–20.

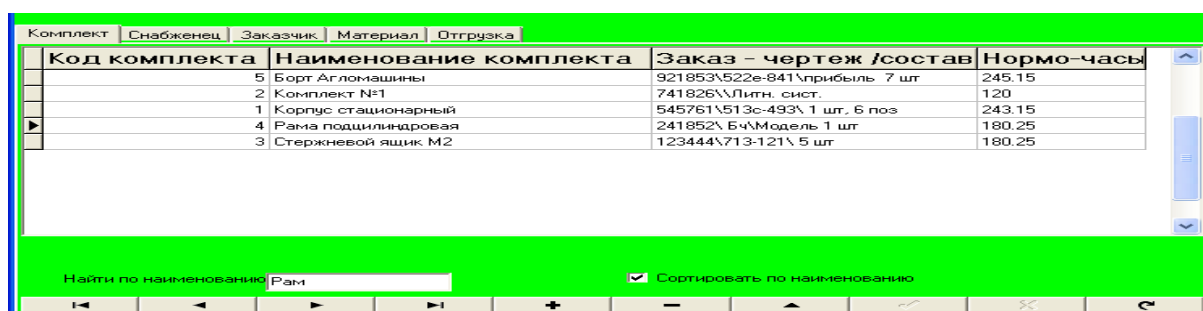
АРМ ТЕХНОЛОГА МОДЕЛЬНОГО ЦЕХА

Кравченко В. И.
(ДГМА, г. Краматорск, Украина)

Проектируя технологию изготовления модельного комплекта, технолог должен иметь сведения о чертеже отливки, заказчике изделия, наличии на складе материала для производства комплекта и проч. При этом основные затраты времени уходят на поиск нужных данных – запросы, согласования, звонки по телефону и т. п.

Цель настоящей работы – автоматизация деятельности технолога-модельщика путем разработки АРМ специалиста и создания общецеховой базы данных (БД) с информацией о заказчиках, моделях, материалах и пр.

Математическое обеспечение АРМ позволяет еще на предпроектной стадии рассчитать наиболее экономически выгодный вариант изготовления модельной оснастки и произвести расчет нормативов затрат на ее изготовление. Информационное обеспечение АРМ содержит набор диаграмм (ER, DFD, SADT), связывающих между собой и определяющих отношения между таблицами базы данных: «Снабженец», «Комплект», «Заказчик», «Материал» и «Отгрузка». Варианты использования системы представлены диаграммой прецедентов. Программное обеспечение состоит из двух частей – функциональной и системной. Функциональная часть представляет собой ряд обрабатывающих модулей, обеспечивающих реализацию алгоритма решения задач. Системная часть состоит из обслуживающих модулей. Ее назначение – вызов внешних модулей и выполнение операций ввода – вывода. Особо выделяется БД, входящая в состав АРМ. Помимо хранения информации о снабженцах, комплектах, заказчиках и т. п., она обеспечивает поддержание целостности и сохранности данных. Последнее достигается путем применения парольного доступа к информации, что увеличивает ее достоверность и исключает несанкционированное вмешательство в работу АРМ. Вид главной формы АРМ при закладке КОМПЛЕКТ (рис.1).



The screenshot shows a software window with a green header and a table of components. The table has four columns: 'Код комплекта', 'Наименование комплекта', 'Заказ - чертеж / состав', and 'Нормо-часы'. Below the table is a search bar with the text 'Найти по наименованию' and a search button. There are also navigation and control icons at the bottom of the window.

Код комплекта	Наименование комплекта	Заказ - чертеж / состав	Нормо-часы
5	Борт Агломашины	921853\522e-841\прибыль 7 шт	245.15
2	Комплект №1	741826\Литн. сист.	120
1	Корпус стационарный	545761\513e-493\ 1 шт. 6 поз	243.15
4	Рама подцилиндровая	241852\ Б\ч\Модель 1 шт	180.25
3	Стержневой ящик М2	123444\713-121\ 5 шт	180.25

Рис. 1. Поиск комплекта по наименованию (*Рама подцилиндровая*).

Эксплуатация АРМ в процессе проектирования, изготовления и реализации модельных комплектов, способствует снижению себестоимости фасонных отливок, а также уменьшает затраты по их обработке и эксплуатации готовых деталей у потребителя.

ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СИСТЕМЫ МОНИТОРИНГА КАЧЕСТВА ОТЛИВОК ПРИ ЛИТЬЕ ПО РАЗОВЫМ МОДЕЛЯМ

Кравченко В. П., Дорошенко В. С.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Основными тенденциями литейного производства являются максимальное приближение металлической отливки-заготовки по конфигурации, размерам и массе к готовой детали, повышение экологической безопасности в литейных цехах и вокруг них, а для цехов, использующих песчаные формы, – максимальный многоразовый рециклинг формовочных материалов. Способ литья по газифицируемым моделям (ЛГМ) из пенопласта в вакуумируемые песчаные формы наиболее адекватно приближается к указанным требованиям при безусловном повышении точности и чистоты поверхности отливок из черных и цветных металлов.

Технологию и оборудование ЛГМ, начиная с 70-х годов прошлого века, успешно совершенствует научно-техническая школа под руководством проф. О. И. Шинского в Физико-технологическом институте металлов и сплавов (ФТИМС) НАН Украины. Сотрудниками этой школы создан ряд способов-разновидностей ЛГМ, новизна которых защищена десятками патентов на изобретения, что дает основания считать указанный институт одним из лидеров по этой технологии. В развитие технологии литья по разовым моделям в настоящее время проводятся исследования по совмещению ее с криологическими процессами, в которых лед служит конструктивным материалом для разовых моделей или связующим для песчаных формовочных смесей.

Для решения проблем получения отливок со стабильно гарантированными высокими служебными свойствами, заложенными в требования к таким технологиям, в институте работает группа научных сотрудников (математиков, системотехников и литейщиков) по разработке теории и практики перманентного мониторинга производственного процесса литейного цеха. Разработка и апробация такой системы мониторинга показала потенциальную эффективность применения интеллектуальных технологий в автоматизации процесса производства литейного цеха и стабилизации качества отливок

В условиях, когда объем информации, циркулирующей на современных промышленных предприятиях за каждые 5 лет растет примерно на порядок, современное литейное производство обладает широко разветвленной инфраструктурой, динамика развития которой требует эффективного управления, а производство – контроля выполнения технологических процессов и операций. Контроль качества литейной продукции достигается

за счёт поддержки в заданных пределах теплофизических и производственных параметров процессов литья. Исследование таких функциональных пределов-характеристик параметров литья требует применения автоматизированных комплексов управления, которые обеспечивают непрерывный мониторинг сигналов, отражающих динамику технологических параметров, кодирование и передачу информации в удалённую интегрированную базу данных или в центральный компьютер, отображающий весь процесс литья в виде графических образов (графиков, гистограмм, таблиц, многомерных фигур и др.).

Учеными ФТИМС рассмотрены теоретические основы и эффективные методы реализации автоматизированных систем управления и контроля состояний объектов литейного производства на основе портативных терминалов и абонентских систем микросотовых радиосетей с защитой пакетов информации от промышленных помех и несанкционированных пользователей. Основное внимание уделено проблемам построения недорогих, но эффективных устройств и систем для мониторинга состояний удаленных объектов литейного производства в пределах территории предприятия или цеха. При этом учтен комплекс проблем (технологического цикла, функционирования оборудования, охраны труда и экологии), включая отбор информации, кодирование и передачу цифровых данных, а также определение и отображение состояний объектов мониторинга в наиболее пригодном для восприятия оператором виде. В качестве таких объектов мониторинга могут быть технологические процессы, установки, автоматические формовочные линии и т. п.

Важная задача для литейных цехов состоит в создании информационных систем анализа сквозной технологии от подготовки сырья до получения готовой продукции. Применение песчаных форм из сухого песка без связующего, упрочняемых с помощью физических способов воздействия на песок (как одного из сравнительно новых методов отверждения формовочного материала, в отличие от традиционного отверждения формовочных смесей с помощью химических связей), облегчает процесс мониторинга сравнительной несложностью контроля физических параметров литейного процесса. Поэтому технология ЛГМ (и ее разновидности) – один из наиболее удобных объектов для внедрения интеллектуальных промышленных систем мониторинга и автоматизации управления производственным циклом и качеством отливок. Это позволит повысить культуру производства и конкурентоспособность выпускаемой продукции, которая при прочих равных условиях (высокие технологии, кондиционное сырье, ресурсосбережение и экология) будет определяться соответствием качества и объема промышленной информации рациональным технологическим требованиям.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ ДВОЙНЫХ СИСТЕМ Al–Ln, Ln–Si И Al–Ln–Si

Кудин В. Г.¹, Матейко И. В.², Шевченко М. А.²,
Шаркина Н. О.,¹ Судацова В.С.²
(¹КНУ им. Тараса Шевченко, г. Киев, Украина;
²ИПМ им. И. Н. Францевича, г. Киев, Украина)

Сплавы алюминия с кремнием и редкоземельными металлами (РЗМ) могут использоваться как эффективные раскислители и лёгкие конструкционные материалы. Для поиска оптимальных соотношений компонентов и технологических процессов получения и использования этих сплавов очень важны термодинамические свойства жидких сплавов Al–Ln–Si, где Ln = La, Ce, Gd.

На первом этапе мы критически проанализировали известные в литературе термохимические свойства расплавов двойных граничных систем и вывели их достоверные значения. Термохимические свойства расплавов Al–Si(La, Ce), La–Si исследованы нами ранее и согласуются с литературными данными. Используя их, мы рассчитали парциальные и интегральные энтальпии смешения расплавов Al-La(Ce, Gd)-Si по уравнениям Колера (приведены на рис. 1, в кДж/моль), Бонье-Кабо и Тупа. Эти данные несколько отличаются между собой, однако согласуются в пределах погрешности эксперимента.

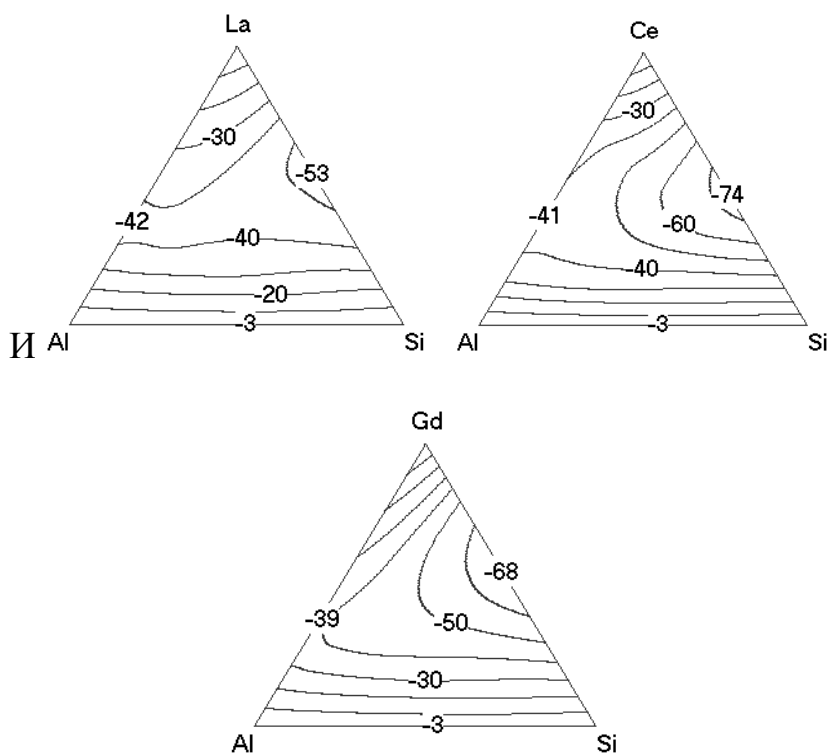


Рис. 1. Интегральные энтальпии смешения расплавов систем.

Видно, что более сильные взаимодействия характерны для областей двойных граничных систем Ln-Si, причём энтальпии смешения коррелируют с размерным фактором и электронным строением атомов лантаноидов.

Для проверки того, какая из моделей более достоверна, мы методом изопериболической калориметрии при 1600–1800 К исследовали энтальпии смешения двойных расплавов Al-Ce в ещё не исследованном концентрационном интервале $0,7 < X_{Ce} < 1$, а также вдоль трёх лучевых сечений концентрационного треугольника: $Ce_{0,2}Si_{0,8}Al_x$, $Ce_{0,7}Si_{0,3}Al_x$ и $Al_{0,3}Ce_{0,7}Si_x$, а для расплавов Al-La – вдоль сечения $La_{0,15}Si_{0,85}Al_x$. Рассмотренные модели в большинстве случаев качественно описывают термодинамические свойства тройных расплавов с некоторыми отклонениями от истины. Проведённые нами исследования позволяют уточнить термодинамические свойства расплавов Al-La(Ce, Gd)-Si в сравнении с смоделированными из двойных граничных систем.

ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ ІЗ ДИФЕРЕНЦІЙОВАНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

Кужель Д. Г., Бурлака Т. В., Федоров Г. Є., Ямшинський М. М.
(НТУУ «КПІ», м. Київ, Україна)

Одним із напрямів розвитку машинобудування на сучасному етапі є збільшення довговічності надійної експлуатації машин і механізмів, особливо в складних умовах.

Підвищення експлуатаційних характеристик литих деталей можна досягати керуванням процесу структуроутворення металу поверхневого шару, оскільки руйнування литих деталей починається, переважно, з поверхні. Існуючі методи та технології, що спрямовані на підвищення стійкості зношуваних поверхонь деталей, не завжди дають можливість вирішити цю проблему як економічно, так і технологічно під час виготовлення широкої номенклатури машинобудівних деталей, які працюють в умовах високого зношування або високих температур.

Одним із способів підвищення зносостійкості литої деталі є поверхневе легування вилівка безпосередньо в ливарній формі. Процес легування здійснюють шляхом нанесення на поверхню форми або стержня пасти, наповнювачем якої є легувальні компоненти. Під час взаємодії з металом, що заливається у форму, вони утворюють легований поверхневий шар із необхідними спеціальними властивостями.

Найбільш перспективними легувальними елементами, які сприяють підвищенню зносостійкості сплавів на основі заліза, є хром, марганець, титан і бор (вводили у вигляді феросплавів чи окремих елементів).

На стрижні наносили легувальне покриття певного складу товщини 3, 4, 5, 6, 7 мм. На кожний стрижень наносили по 5 покриттів різних за складом або товщиною.

Технологічно поверхнєве легування здійснювали за такою технологією. Для одержання легувального покриття однакової товщини використовували металеві межі певних розмірів і необхідної висоти, що дорівнює товщині покриття. Гранулометричний склад наповнювачів складав 0,1; 0,2; 0,315; 0,4; 0,63 мм. Як зв'язувальний компонент використовували рідке скло густиною 1,3 г/см³. Кількість рідкого скла змінювали залежно від фракції компонентів: чим менша фракція, тим більше витрачалося рідкого скла (від 3,0 до 6,0 %).

Установлено, що найбільшу товщину зносостійкого легованого шару можна одержати після використання високовуглецевого феромарганцю ФМн78А. У разі товщини легувального покриття 7 мм товщина легованого шару досягає 12 мм. Це можна пояснити низькою температурою плавлення покриття, що сприяє практично повне його використання, тобто повне розплавлення і змішування з металом основи.

Такий же характер зміни товщини легованого шару від товщини легувального покриття зберігається і для низьковуглецевого феромарганцю. Проте товщина легованого шару дещо зменшується, хоча залишається досить високою (9,5 мм при товщині покриття 7 мм). Зменшення товщини легованого шару можна пояснити підвищенням температури плавлення низьковуглецевого феромарганцю.

Отже можна зробити висновок, а разом із ним і дати рекомендацію: для зносостійкого поверхневого легування, з економічного боку, краще використовувати дешевий високовуглецевий феромарганець, який забезпечує стабільність процесу поверхневого легування та сприяє утворенню надійного легованого шару значної товщини.

Підвищення гранулометричного складу легувального покриття спричиняє зменшення товщини легованого шару для всіх досліджених компонентів, хоча найкращі результати одержані внаслідок використання високовуглецевого феромарганцю ФМн78А.

Для всіх компонентів очевидне їх розплавлення під дією температури розплаву, проте тепловмісту рідкого металу не вистачає для повного розплавлення легувального покриття на основі більш великих фракцій. Про це свідчить і візуальний аналіз одержаних зразків.

Глибина легованого шару залежить, переважно, від початкової глибини проникнення рідкого металу у пори покриття.

Досліджено механічні суміші легувальних покриттів, хімічний склад яких покриття №1: ФМн78А – 35 %, ФХ650А – 6 %, ФТи30А – 15 %, ФБ10 – 5 %, залізний порошок – 33 %, електродний бій – 4 %; покриття №2: ФМн78А – 40%, ФХ650А – 6 %, ФТи30А – 15 %, ФБ10 – 5 %, залізний порошок – 27 %, електродний бій – 5 %; покриття №3: ФМн78А – 45 %, ФХ650А – 6 %, ФТи30А – 15 %, ФБ10 – 5 %, залізний порошок – 21 %, електродний бій – 6 %; покриття №4: ФМн78А – 50 %, ФХ650А – 6 %, ФТи30А – 15 %, ФБ10 – 10 %, залізний порошок – 9 %, електродний бій – 8 %.

Найкращі результати одержані після використання покриття № 4.

Теоретичний і практичний інтерес представляють дослідження впливу товщини легувального покриття різного гранулометричного складу на товщину легованого шару.

Внаслідок підвищення температури плавлення механічної суміші у порівнянні з феромарганцем ФМн78А, товщина легованого шару майже вдвічі менша. Одержані результати дають можливість зробити такий висновок: товщину легувального покриття та його гранулометричний склад слід вибирати залежно від необхідної товщини зносостійкого шару на реальних деталях, можливості перегрівання металу основи, підігрівання форм і стрижнів перед їх заливанням.

Очевидно, що практичний інтерес представляють дослідження властивостей легованого шару. Вивчено вплив товщини легувального покриття з використанням фракції 0315 на твердість легованого шару. Максимальну твердість досягнуто під час використання суміші № 4 і товщини покриття 4 мм. Для сумішей № 1, № 2 і № 3 оптимальною є товщина покриття 5 мм. Твердість легованого шару при цьому в 2,3–2,5 разів вища твердості основи вилівка, яка становить 30–32 НРА.

Таку закономірність можна пояснити утворенням максимальної кількості карбідів і твердих розчинів, тобто легуванням металу основи марганцем, хромом і титаном.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЛИКВИДУС МЕТАЛЛИЧЕСКОГО РАСПЛАВА НА КОЛИЧЕСТВО ВКЛЮЧЕНИЙ В СТАЛИ

Кузьмин Ю. Д., Раханская А. И., Скребцов А. М., Терзи В. В.
(ДВНЗ ПГТУ, г. Мариуполь, Украина)

Одним из главных факторов, понижающих качество стали, является степень загрязнённости её неметаллическими включениями. Форма, природа, размер и распределение включений зависят от состава стали, способа выплавки, разливки, раскисления, условий затвердевания. Целью этой работы является определение оптимальной температуры нагрева металла для достижения наилучших показателей качества по неметаллическим включениям в зависимости от температуры ликвидуса расплава.

Для проведения работы было исследовано 80 отливок из стали 20ГЛ, изготавливаемых ЗАО «Азовэлектросталь», и использованы данные [1; 2; 3] о количестве включений низколегированных марок сталей, раскисленных в оптимальных пределах. Изучались включения в здоровых и дефектных сталях, образцы вырезали из верхних частей слитка. Исследование шлаковых включений в той и иной стали обнаружило наличие включений одной и той же природы – сульфидов и окисульфидов, а проведенный анализ показал, что количество включений в дефектной стали больше, чем в обычной.

Рассчитана температура ликвидус по формуле А. П. Огурцова, рассматриваемый температурный интервал для разных сталей составил 66 °С.

Как видно из рисунка 1 (цифры на графике – число опытов), представляющего статистическую обработку полученных данных, при увеличении температуры ликвидус с 1451 °С до 1517 °С среднее значение неметаллических включений снижается с 0,026 масс. % до 0,007 масс. %.



Рис. 1. Загрязненность металла неметаллическими включениями в зависимости от температуры ликвидус.

Опытные данные по разным плавкам хорошо согласуются друг с другом.

Можно принять, что тепловая мощность нагрева металла в плавильных агрегатах была всё время примерно одинаковой. Поэтому, чем меньше температура ликвидус расплава, тем выше его перегрев. Рисунок подтверждает эту мысль – количество неметаллических включений в металле уменьшается с повышением температуры ликвидус расплава. Следовательно, надо уточнять оптимальные температуры нагрева жидкого металла для снижения в нём неметаллических включений.

ЛИТЕРАТУРА

1. Лукашевич-Дуванова Ю. Д. Шлаковые включения в железе и стали / Ю. Д. Лукашевич-Дуванова. – М. : Металлургиздат, 1952. – 187с.
2. Прохоренко К. К. Шлаковые включения в стальном слитке / К. К. Прохоренко. – К. : Техника, 1967. – 172 с.
3. Скребцов А. М. Жидкие металлы, их строение и свойства / А. М. Скребцов. – Мариуполь : ПГТУ, 2010 – 252 с.

ВЛИЯНИЕ УПРОЧНЕНИЯ АЗОТИРОВАНИЕМ СТАЛИ 3Х3М3Ф НА ИЗМЕНЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ПРЕСС-ФОРМ ЛИТЬЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ МЕДНЫХ СПЛАВОВ

Литус Е. А., Костик В. .
(НТУ «ХПИ», г. Харьков, Украина)

В современной науке большой интерес представляет значительное увеличение срока службы деталей машин. В данной работе рассмотрен один из вариантов увеличения износостойкости пресс-форм, изготовленных из стали 3Х3М3Ф, для литья под давлением медных сплавов. Предложено сравнение показателей износостойкости данной стали без упрочнения и после упрочнения низкотемпературным азотированием в среде нанодисперсного порошка с содержанием азота до 60 %.

Скорость изнашивания стали 3Х3М3Ф без упрочнения и после азотирования показана на рис. 1. Как и предполагалось, без упрочнения скорость изнашивания больше, чем после азотирования. Кривые скорости изнашивания стали 3Х3М3Ф описываются уравнениями аппроксимации полиномом 6 степени:

- без упрочнения

$$V = 0,0004T^6 - 0,0164T^5 + 0,3066T^4 - 2,9533T^3 + 15,544T^2 - 43,523T + 70,933;$$

- после азотирования

$$V = 0,00001T^6 - 0,0008T^5 + 0,0236T^4 - 0,3355T^3 + 2,552T^2 - 9,9852T + 26,667.$$

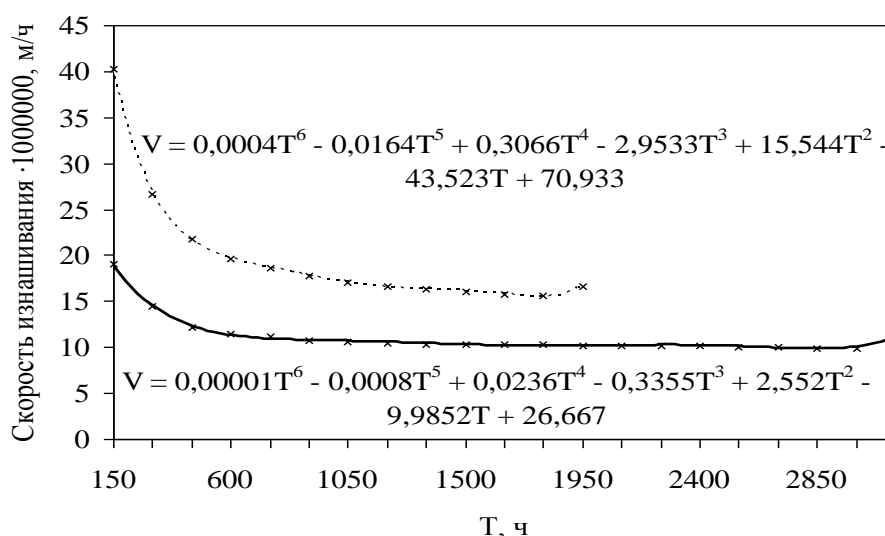


Рис. 1. Скорость изнашивания стали 3Х3М3Ф без упрочнения (-----) и после азотирования (—).

Износостойкость стали 3Х3М3Ф показана на рис. 2. Каждой кривой соответствуют области приработки (до ~ 600 ч для азотированной поверхности и до ~ 400 ч — без упрочнения), области нормального износа (600–3000 ч — азотированная поверхность, 400–1800 ч — без упрочнения) и области ускоренного износа (> 3000 ч — азотированная поверхность, > 1800 ч — без упрочнения). Из зависимостей видно, что износостойкость стали благодаря низкотемпературному азотированию в среде нанодисперсного порошка увеличивается в 1,52–2,12 раза.

Кривые описываются следующими уравнениями:

- без упрочнения

$$I_{исг} = - 10,979T^4 + 342,66T^3 - 4005,6T^2 + 22468T + 5998,5;$$

- после азотирования

$$I_{исг} = - 0,0509T^6 + 3,3724T^5 - 89,261T^4 + 1216,7T^3 - 9209,1T^2 + 38608T + 21666.$$

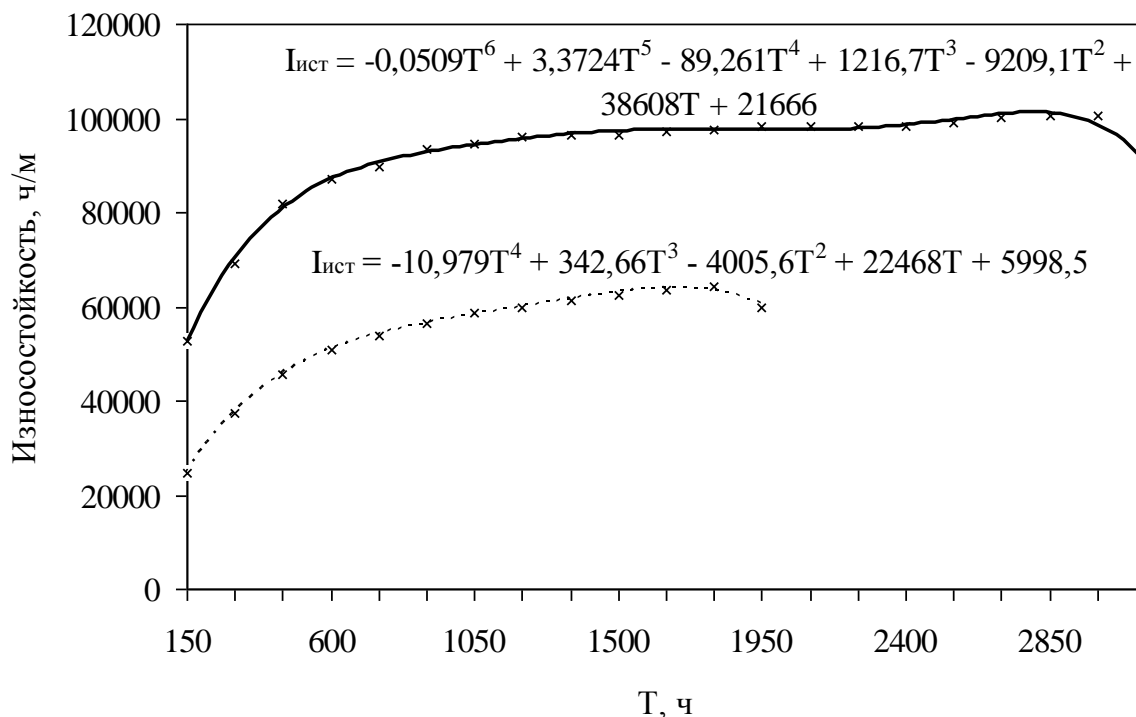


Рис. 2. Износостойкость стали 3Х3М3Ф без упрочнения (-----) и после азотирования (—).

Полученные уравнения позволяют найти значения скорости изнашивания или износостойкости в конкретное время износа.

Таким образом, увеличить срок службы пресс-форм для литья под давлением медных сплавов позволяет низкотемпературное азотирование в среде нанодисперсного порошка.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mg–Sm–Tb–Zr

Лукиянова Е. А., Добаткина Т. В., Рохлин Л. Л.
(ИМЕТ РАН, г. Москва, Российская Федерация)

Главным преимуществом магниевых сплавов является то, что они имеют малый удельный вес, сочетающийся с достаточно высокими прочностными свойствами. Это позволяет существенно снизить металлоемкость многих конструкций. Наиболее высокая прочность достигается в магниевых сплавах, содержащих РЗМ. Среди них сплавы, содержащие РЗМ разных подгрупп, характеризуются наилучшими свойствами. Сплавы Mg–Sm–Tb относятся к такому типу, в них каждый из РЗМ принадлежит к разным подгруппам: самарий – к цериевой, тербий – к иттриевой.

В работе изучены поверхности кристаллизации системы Mg-Sm-Tb в области сплавов, богатых магнием, а также показано модифицирующее действие добавки циркония для сплавов данной системы в литом состоянии.

Сплавы для исследования выплавляли в электрической печи сопротивления в стальном тигле под флюсом ВИ-2. При проведении плавки самарий, тербий и цирконий 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. Химический состав слитков всех сплавов принимался по химическому анализу, который осуществлялся методом атомно-эмиссионной спектроскопии с использованием индукционной плазмы на приборе Inductivity Coupled Plasma-Atomic Spectrometer, ULTIMA 2C, Jobin-Yvon Firm. Микроструктуру сплавов изучали на световом микроскопе MeF-24 Reichert-Wein. Микрорентгеноспектральный анализ проводили на растровом электронном микроскопе LEO-430i с системой энергодисперсионного локального рентгеноспектрального анализатора LINK-ISIS-300. Запись кривых нагрева и охлаждения проводили на установке, снабженной планшетным двухканальным потенциометром (Н307), используя образцы массой 7 г. Температура контролировалась хромель-алюмелевой термопарой, ошибка в измерении температур составляла ± 2 °С. Скорость изменения температуры при термическом анализе составляла около 3 °С/мин. Для предотвращения возгорания сплавов использовался флюс 75 % LiCl + 25 % LiF.

Согласно микроструктурному и микрорентгеноспектральному анализам, в равновесии с магниевым твердым раствором установлены только две фазы $Mg_{41}Sm_5$ и $Mg_{24}Tb_5$. Также установлена значительная растворимость тербия до 14,3 % в соединении $Mg_{41}Sm_5$ и самария – до 21,3 % в соединении $Mg_{24}Tb_5$ [1].

Исследование поверхностей кристаллизации диаграммы состояния проводилось по трем политермическим сечениям:

- при постоянном содержании Mg (70 %);
- при постоянном содержании Tb (~24 %);
- при отношении % Sm : % Tb = 1,7 : 1.

С учетом упомянутых построенных политермических сечений, а также строения двойных диаграмм состояния Mg-Sm [2] и Mg-Tb [3] была построена проекция поверхностей кристаллизации диаграммы состояния Mg-Sm-Tb, которая представлена на рис. 1.

Главной наблюдаемой особенностью кристаллизации является протекание неинвариантной реакции переходного типа $(U)L + Mg_{24}Tb_5 = (Mg) + Mg_{41}Sm_5$ при 539 °С. Линии моновариантных равновесий разделяют проекции поверхностей ликвидуса, по которым происходят первичные кристаллизации магниевых твердых растворов (Mg) и растворов на основе соединений $Mg_{24}Tb_5$ и $Mg_{41}Sm_5$.

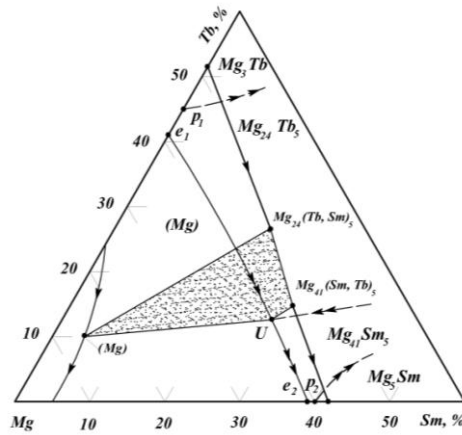


Рис. 1. Проекция поверхностей кристаллизации диаграммы Mg–Sm–Tb.

Исследование микроструктур сплавов системы Mg-Sm-Tb с добавкой циркония в литом состоянии показало, что небольшое количество циркония позволяют существенно измельчить зерно литой структуры (рис. 2). Кроме того, к измельчению зерна приводит не только добавка циркония, но и увеличение совместного содержания самария и тербия. В свою очередь измельчение зерна должно приводить к упрочнению сплавов системы Mg–Sm–Tb и улучшению литейных свойств.

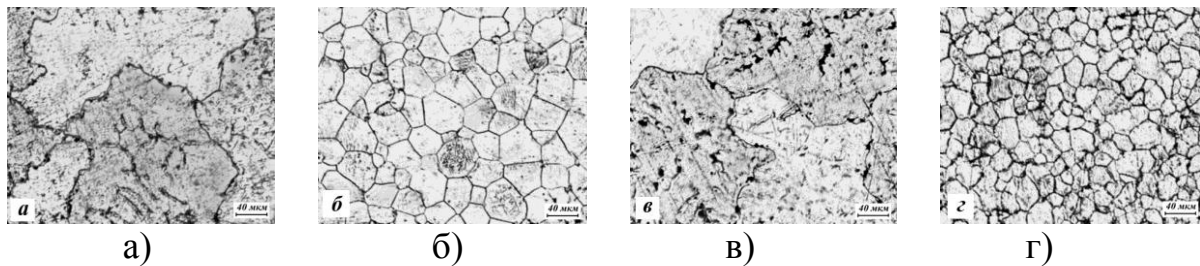


Рис. 2. Влияние добавки циркония на размер зерна в литом состоянии: а – Mg–2,45 %Sm–2,05%Tb; б – Mg–2,4 %Sm–2,15%Tb–0,36%Zr; в – Mg–2,52%Sm–6,48 %Tb; г – Mg–2,52 %Sm–6,58 %Tb–0,31%Zr.

ЛИТЕРАТУРА

1. Рохлин Л. Л. Исследование фазовых равновесий в богатых магнием сплавах системы Mg-Sm-Tb / Л. Л. Рохлин, Т. В. Добаткина, Е. А. Лукьянова, И. Г. Королькова, А. С. Поликанова // *Металлы*, 2010. – № 4. С. 99–106.
2. Saccone A. *The Samarium-Magnesium System : A Phase Diagram* / A. Saccone, S. Delfino, G. Borzone, R. Ferro // *Journal of the Less-Common Metals*, 1989. – № 154. – P. 47–60.
3. Saccone A. *Experimental Investigation of the Tb-Mg Phase Diagram* / A. Saccone, S. Delfino, D. Maccio, R. Ferro // *Journal of Phase Equilibria*, 1993. – V. 14. № 4. – P. 479–484.

Тонкие заостренные торцы твердой хрупкой силицидной фазы в виде хаотически сориентированных в металлической матрице иголок во время ударных нагрузок выступают как концентраторы пиковых напряжений. В процессе форсированного экстремального режима эксплуатации, особенно при минусовых температурах, подобная фаза является наиболее достоверной причиной зарождения и потенциальным маршрутом последующего распространения аварийной трещины. При этом вязкий механизм разрушения детали заменяется хрупким. Высокая ударная вязкость низкокремнистого чугуна с шаровидным графитом объясняется отсутствием в феррите ликвационной силицидной фазы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ващенко К. И *Магниевый чугун* / К. И. Ващенко, Л. Софрони. – К-М. : Машигиз, 1957. – 424 с.
2. Веселянский Ю. С. *Влияние содержания кремния на вязкие свойства магниевого чугуна* / Ю. С. Веселянский, Н. У. Доманин, Л. П. Горушкина, В. А. Ульянов // *Литейное производство*, 1971. – № 12. – С. 26–27.
3. Karsay Stefan I. *Ductile iron. Quebec Iron and Titanium Corporation* / Stefan I. Karsay, 1976.
4. *Минавтопром СССР. Технологическая инструкция на производство высокопрочного чугуна с шаровидным графитом. И 37.101.1335-90.*

СИНХРОНИЗАЦИЯ СОСТАВНЫХ СОБЫТИЙ В ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЕ

Лысенко Т. В., Становский А. Л., Желдубовский Д. А.
(ОНПУ, г. Одесса, Украина)

Искусство литья, как и любое «служенье муз», не терпит суеты. Даже такие высокоинтенсивные процессы, как тепломассообмен в динамической системе «отливка – песчаная форма», протекают относительно медленно (знаменитая отливка «Царь-колокол» остывала в земле 2 месяца!). Это позволяет говорить о возможности управления подобными процессами путем внешнего воздействия на систему при ее охлаждении после заливки. К сожалению, многочисленные известные зависимости фазовых переменных системы от времени [1; 2] не позволяют четко сформулировать цель такого управления.

В последнее время исследователи обратили внимание на важное обстоятельство, позволяющее выдвинуть в качестве цели совпадение (или, наоборот, несовпадение) во времени заранее назначенных событий в литейной форме, к которым относят некоторые поименованные состояния на фазовом портрете объекта управления [3].

Наличие как минимум двух синхронизируемых подсистем позволяет рассматривать остывающую в форме отливку с точки зрения теории динамических систем и построить ее фазовый портрет.

Построение начинается с получения теоретических или эмпирических соотношений, связывающих фазовые переменные T и P со временем t :

$$T = f_1(\tau); \quad P = f_2(\tau) \quad (1)$$

при начальных и граничных условиях:

$$f_1(0) = T_0; \quad f_2(0) = P_0; \quad 0 \leq \tau \leq \tau_k; \quad T_0 \leq T \leq T_{\text{ср}}; \quad P_0 \leq P \leq P_{\text{ср}}. \quad (2)$$

Выразим из (1) τ через P :

$$\tau = f_2^{-1}(P) \quad (3)$$

и, подставляя (3) в (1), получим в итоге выражения для фазовых траекторий динамической системы «отливка – песчаная форма» в координатах «температура отливки – давление в форме»:

$$T = f_1 \left[f_2^{-1}(P) \right]. \quad (4)$$

Все фазовые траектории, возможные в пределах ограничений, входящих в (2), составляют фазовый портрет системы в указанных координатах (рис. 1).

На рисунке точка S соответствует синхронизации событий T_S и P_S в подсистемах на пути динамической системы от точки $(T_0; P_0)$ из области начальных условий к естественному аттрактору – точке $(T_{\text{ср}}; P_{\text{ср}})$, соответствующей температуре и давлению окружающей среды.

Как видно из рисунка, траектория 1 фазового портрета системы не проходит через точку S , а значит, синхронизация событий T_S и P_S не произойдет. Если специалистами-литейщиками признано, что такая синхронизация необходима для качества отливок, то целью управления становится изменение траектории 1 на траекторию 2 так, чтобы последняя прошла через точку S .

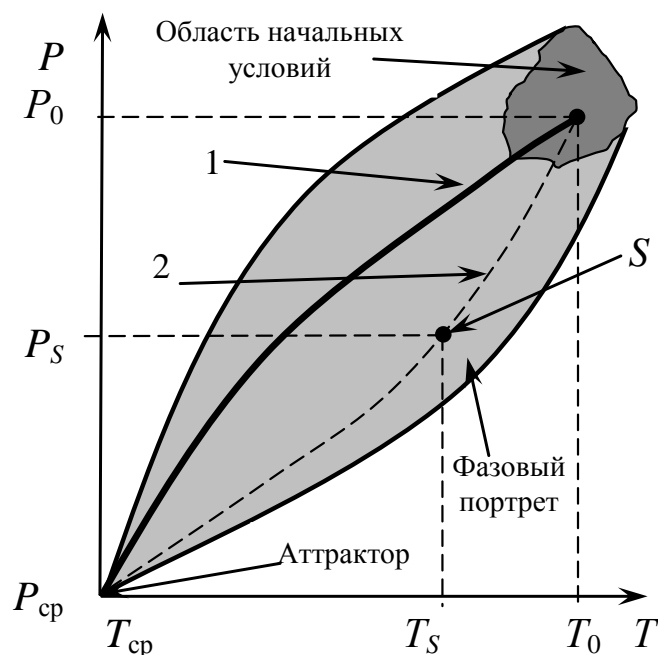


Рис. 1. Фазовый портрет динамической системы «отливка – песчаная форма».

В этом случае проблема сводится к возможности прогнозирования событий с помощью (1), что может представлять значительные трудности по разным причинам. Одна из таких причин – так называемые «составные» события, когда имеет место их последовательная цепочка: первое рассчитывается аналитически, чаще всего, по уравнениям тепло- и массопереноса, а последнее проистекает из предыдущих, причем эти переходы имеют иную природу и описываются совершенно другими моделями.

Примером составного события в литейной форме может служить последовательность: <достижение максимального давления в форме > – <всплытие газового пузыря>. Модель наступления первого элемента последовательности (назовем его предварительным событием) – дифференциальные уравнения выделения и удаления газов из литейной формы, модель второго (основного) события – уравнения гидрогазодинамики гетерогенных сред. В таких условиях синхронизация (десинхронизация) предварительных событий не решает задачу. Кроме того, и без того сложная математическая модель (4) еще более усложняется. Действительно, исходные уравнения (1) приобретают вид:

$$T = f_1[\tau - \alpha(T)]; \quad P = f_2[\tau - \beta(P)], \quad (5)$$

где $\alpha(T)$ – время, прошедшее между предварительным и основным событиями в первой подсистеме;

$\beta(P)$ – время, прошедшее между предварительным и основным событиями во второй подсистеме.

Теперь после преобразования и подстановки в (5) получим:

$$T = f_1 \left[f_2^{-1}(P) + \alpha(T) - \beta(P) \right]. \quad (6)$$

Анализ выражения (6) показывает, что наличие компонент $\alpha(T)$ и $\beta(P)$ может существенно повлиять на ход кривой 1, приближая или отдаляя возможность синхронизации событий. Важно также, что эти компоненты входят в (6) с разными знаками, что может привести к их полной взаимной компенсации.

ЛИТЕРАТУРА

1. Баландин Г. Ф. *Основы теории формирования отливки* / Г. Ф. Баландин. – Часть 1. – М. : Машиностроение, 1976. – 328 с.
2. Серебро В. С. *Процессы тепло- и массопереноса при формировании отливки* / В. С. Серебро. – К. : УМК ВО, 1992. – 79 с.
3. Найдек В. Л. *Синхронизирующее управление процессами тепло-массопереноса в системе «отливка – форма»* / В. Л. Найдек, Т. В. Лысенко, А. Л. Становский // *Литейное производство*, 2007. – № 7. – С. 23–26.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ ПРОТИВОПРИГАРНЫХ ПОКРЫТИЙ ПЕСЧАНЫХ СТЕРЖНЕЙ

Лысенко Т. В.¹, Худенко Н. П.², Степаненко А. В.¹, Солоненко Л. В.¹
(¹ОНПУ, г. Одесса, Украина; ²ОНАПТ, г. Одесса, Украина)

Литейные противопригарные покрытия обычно наносятся на песчаные стержни в виде красок, представляющих собой суспензии порошкообразного наполнителя, связующего компонента и стабилизатора, равномерно распределенных в дисперсионной среде [1].

Одним из важных параметров противопригарных покрытий является значение коэффициента теплопроводности. Теплопроводность покрытий оказывает большое влияние на заполняемость формы жидким сплавом, а также ход формирования отливки.

Исходя из анализа литературных данных и сформулированных задач исследований, приняты для исследования следующие четыре состава противопригарных покрытий (табл. 1).

Таблица 1

Составы покрытий песчаных стержней, использованные для оценки противопригарных свойств

№ п/п	Маркировка покрытия	Компоненты покрытия	Состав, вес, %
1.	1	Циркон Дистенсиллиманит Бентонит ЛСТ Na – КМЦ Вода	22–25 53–55 5–7 4–5 7–8 до требуемой плотности
2.	2	Графит аморфный Графит кристаллический Мел Бентонит Оксид цинка Жидкое стекло Вода	8–9 4–5 18–19 15–16 7–8 7–8 до требуемой плотности
3.	3	Двуокись титана Дистенсиллиманит Бентонит ЛСТ Вода	30–32 30–32 1–2 3–4,5 до требуемой плотности
4.	4	Циркон Дистенсиллиманит Бентонит Фурановая смола Вода	22–25 53–55 2–3 4–6 до требуемой плотности

С целью определения коэффициентов теплопроводности покрытий проделаны следующие исследования.

Коэффициенты теплопроводности покрытий определялись по способу погружения, предложенному А. И. Вейником для кокильных красок [2].

Для испытаний покрытий на медном образце жидким металлом служил алюминиевый сплав АК-7ч.

По полученным данным, в соответствии с методикой, изложенной в [3] определялось точное значение коэффициентов теплопроводности для каждого из четырех исследуемых покрытий.

Это значение теплопроводности сопоставлялось с величиной, вычисленной по формуле, являющейся приближенным уравнением теплопередачи через слой покрытия и образец (между образцом и жидким металлом) без учета неравномерности распределения температуры в сечении образца:

$$\lambda_{покр} = 2,3 \frac{G_0 C_0 X_{покр}}{F_0 \tau} \lg \frac{t_c - t_{у01}}{t_c - t_{у02}},$$

В данной формуле приняты следующие обозначения:

G_0 – масса медного образца, кг;

C_0 – теплоемкость меди при 200°C дж/кг°C;

$X_{покр}$ – толщина слоя покрытия, м;

F_0 – площадь поверхности образца, м²;

τ – время от начала опыта, час;

t_c – средняя температура жидкого металла за время τ , °C;

$t_{у01}$, – температура центра образца до опыта, °C;

$t_{у02}$, – температура центра образца в момент τ , °C;

Затем по выражению

$$\Delta = \pm \frac{\lambda_{точн} - \lambda_{прибл}}{\lambda_{точн}} \cdot 100\%$$

оценивалась относительная погрешность приближенного определения коэффициента теплопроводности.

С помощью системы MathCAD был проведен регрессионный анализ для повышения точности результатов эксперимента за счет более качественной обработки результатов при определении коэффициента теплопроводности противоположных покрытий песчаных стержней.

Анализируя использованные аналитические методы обработки данных в MathCAD для получения коэффициента теплопроводности, можно сказать, что мера отклонения всех точек от построенной кривой при прямолинейном сглаживании является высокой и не отвечает поставленной задаче.

Методом нелинейного сглаживания и методом наименьших квадратов были построены кривые с мерой отклонения значительно меньшей,

чем это было получено предыдущим методом. При применении сглаживания нелинейной комбинацией функций, получили минимальную меру отклонения значений, что и отвечает поставленной задаче и позволяет с наибольшей точностью определить коэффициент теплопроводности противопопригарных покрытий песчаных стержней.

В таблице 2 приведены данные по расчету коэффициента теплопроводности противопопригарных покрытий песчаных стержней точным и приближенным методом с учетом вышеизложенного.

Как следует из сравнения коэффициентов теплопроводности, минимальной теплопроводностью обладает покрытие № 2.

Таблица 2.

Значения коэффициента теплопроводности противопопригарных покрытий песчаных стержней

№ покрытия	Точный метод расчета $\lambda_{\text{покр}}, \text{Вт/м}\cdot^{\circ}\text{C}$	Приближенный метод расчета $\lambda_{\text{покр}}, \text{Вт/м}\cdot^{\circ}\text{C}$	Погрешность значений
1.	0,178	0,138	22,5
2.	0,115	0,140	18
3.	0,162	0,11	32
4.	0,198	0,222	11

Исследуемые покрытия имеют значительно более низкое значение коэффициента теплопроводности по сравнению с покрытиями на основе талька и мела, что способствует созданию благоприятных условий кристаллизации отливки вблизи поверхностей, оформляемых окрашенными стержнями.

Итак, в работе представлена методика обработки экспериментальных данных по определению коэффициента теплопроводности противопопригарных покрытий песчаных стержней, основанная на регрессионном анализе.

Благодаря использованию регрессионного анализа была повышена точность определения результатов эксперимента за счет более качественной обработки результатов.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Сухие противопопригарные покрытия стержней / Б. В. Бауман [и др.] // Литейное производство. – 1974. – № 5. – С. 36–37.*
2. *Дорошенко С. П. Получение отливок без пригара в песчаных формах / С. П. Дорошенко, В. Н. Дробязко, К. И. Ващенко. – М. : Машиностроение, 1978. – 206 с.*
3. *Противопригарные покрытия для форм и стержней / К. М. Ткаченко, Л. Ф. Кемлер, Н. И. Давыдов, Г. С. Балясникова. – М. : Машиностроение, 1968. – 95 с.*

ФОРМУВАЛЬНІ ТА СТРИЖНЕВІ СУМІШІ З НЕОРГАНІЧНИМИ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИМИ КОМПОНЕНТАМИ, ЯКІ ЗМІЦНЮЮТЬСЯ У КОНТАКТІ З ОСНАЩЕННЯМ

Лютий Р. В., Кочешков А. С., Кеуш Д. В.
(НТУУ «КПІ», м. Київ, Україна)

Форми та стрижні, які зміцнюються в контактi з оснащенням, забезпечують отримання якісних виливків підвищеної геометричної точності із низькою шорсткістю поверхонь, а також мають високу поверхневу міцність. Для виготовлення таких форм застосовують як органічні, так і неорганічні зв'язувальні компоненти.

Оскільки основним зв'язувальним компонентом (ЗК) для виготовлення таких форм є синтетичні смоли, а їх використання є небажаним з екологічної точки зору, на провідні позиції можуть вийти такі зв'язувальні компоненти, як полівініловий спирт, рідке скло, фосфати.

Фосфатні неорганічні полімери отримують на основі кислотно-оксидних композицій, у яких кислотною частиною є ортофосфорна кислота, або фосфатні зв'язувальні компоненти. Суміші з такими полімерами, поєднуючи переваги сумішей з органічними компонентами і з рідким склом, не мають притаманних їм недоліків.

Відомий ряд холоднотвердних сумішей з алюмофосфатними, алюмохромфосфатними ЗК, які зміцнюються під час додавання оксидів металів (як правило, заліза або магнію). Оксиди металів містяться у складі побічних продуктів різних виробництв (шлак, пил, окалина, тощо) [1]. Хімічний склад таких продуктів не є стабільними, а отже і властивості сумішей при їх використанні не завжди задовільні.

Для забезпечення стабільних властивостей суміші та підвищення якості виливків необхідно використовувати речовини постійні за хімічним складом.

В роботі поставлені та вирішені такі задачі:

1. Дослідження особливостей хімічної взаємодії оксидних матеріалів з ортофосфорною кислотою.
2. Визначення низки природних матеріалів, які утворюють фосфатні ЗК безпосередньо у формі.
3. Дослідження фізико-механічних властивостей отриманих сумішей.
4. Лабораторні випробування суміші.

До найбільш поширених матеріалів, які використовують для приготування сумішей належать: кварцовий пісок, різні види глини, а також алюмосилікатні наповнювачі.

Теоретично оксиди кремнію та алюмінію, які містяться в цих матеріалах, здатні вступати з ортофосфорною кислотою в реакцію в інтервалі температур 250–350 °С. Нашими дослідженнями встановлено, що дійсно ця реакція відбувається, а продукти реакції мають зв'язувальні властивості.

В дослідних сумішах зв'язувальний компонент утворювали у разі взаємодії ортофосфорної кислоти та пилоподібного кварцу або

ортофосфорної кислоти та пірофіліту (це наповнювач алюмосилікатного класу). Наповнювачем сумішей був кварцовий пісок.

Із сумішей виготовляли стандартні циліндричні зразки, які зміцнювали під час нагрівання до 250–350 °С. Вимірювали міцність на стиск та обсипальність.

В результаті отримали високі показники міцності: у разі вмісту у суміші 3–4 % ортофосфорної кислоти міцність становить від 2 до 3,2 МПа, обсипальність – не більше 0,3 %. За основними властивостями суміші переважають ті, які використовують для виготовлення стрижнів у гарячому оснащенні.

З літературних джерел відомо, що фосфати алюмінію та кремнію, які містяться в нашій суміші, є стійкими до температур 1300–1500 °С [2], а отже, суміш може бути придатною для сталевого литва.

За результатами дослідження властивостей визначено приблизний оптимальний склад: 2,5–5,0 % пилоподібного кварцу (або пірофіліту), 2–4 % ортофосфорної кислоти, решта – кварцовий пісок. Рекомендована температура зміцнення 250–300 °С, яка не перевищує значень, пропонованих для сумішей з органічними ЗК.

Для лабораторного випробування була виготовлена форма, нижня півформа якої складалась із досліджуваної суміші, а верхня – із звичайної піщано-глинястої. Форму заливали сталлю 20Л при температурі 1560 °С. Якість поверхні з боку дослідної півформи задовільна та краща, ніж поверхня з боку піщано-глинястої форми, що може свідчити про відсутність фізико-хімічної взаємодії між металом і матеріалом форми.

У результаті проведених досліджень визначено таке:

1. Зв'язувальна система може утворюватися у суміші, яка містить ортофосфорну кислоту й оксиди кремнію чи алюмінію при нагріванні;
2. Для утворення вказаної зв'язувальної системи придатними є поширені та доступні матеріали (кварцовий пісок, пилоподібний кварц і пірофіліт);
3. Утворені фосфати кремнію й алюмінію забезпечують високу загальну та поверхневу міцність формувальної суміші, а також мають достатню вогнетривкість для заливання форми сталлю;
4. Досліджені суміші можуть бути рекомендовані для виготовлення форм і стрижнів у гарячому оснащенні.

ЛІТЕРАТУРА

1. Жуковский С. С. *Состояние и перспективы применения холоднотвердеющих смесей с фосфатными связующими. Состояние и перспективы получения отливок на основе ресурсосберегающих формовочных смесей* / С. С. Жуковский, Ю. М. Юнович. – Липецк, 1983. – С. 3–6.
2. Копейкин В. А. *Огнеупорные растворы на фосфатных связующих* / В. А. Копейкин, В. С. Клементьева, Б. Л. Красный. – М. : Металлургия, 1986. – 102 с.

ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ВАЛКОВЫХ ЧУГУНОВ ЛЕГИРОВАНИЕМ ВАНАДИЕМ, ТИТАНОМ И АЗОТОМ

Матвеева М. О., Климович Б. В., Климович В. В.
(НМетАУ, г. Днепропетровск, Украина)

Работа прокатных станов и качество продукции в значительной степени определяются показателями основных свойств материала валков – их износостойкостью и прочностью.

Другой важной особенностью является изменение по глубине рабочего слоя валков твердости и износостойкости при близком химическом составе. В условиях Днепропетровского завода прокатных валков проведены исследования изменения твердости типовых заготовок размером $\varnothing 315 \times (790 \pm 10)$ мм, исполнения ТПХНЦ-51 и ТПХНЦ-60. Твердость металла по глубине рабочего слоя отличалась на 12–15 ед. Шора (рис. 1: $\Delta K_{из}$, $\Delta K_{п}$ – износ рабочего слоя валков общий и до переточки, соответственно; R_B – радиус валка; R – внутренний радиус трубы; изменение твердости по глубине валка: 1 – серийного производства; 2 – опытного центробежного), что обусловлено изменением скорости охлаждения металла при удалении от поверхности.

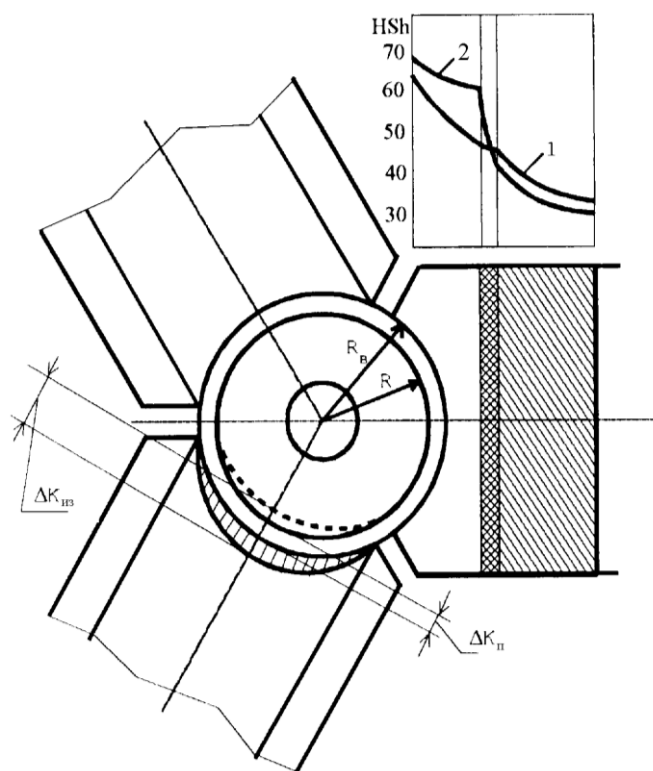


Рис. 1. Схема расположения и изменения твердости по глубине валка.

Так, в центробежнолитых валках с высокой (70 ед. Шора) и низкой (55 ед. Шора) твердостью при удалении от литой поверхности грубеют дендриты перлита и перлитно-карбидной эвтектики, уменьшается количество карбидной фазы и растет количество графитных включений от 0,2–0,3 % (на

расстоянии 10–15 мм от поверхности валка) до 2,4–6,8 % (на расстоянии 50–70 мм). По причине значительного перепада твердости происходит неравномерный износ по глубине калибров валков, что приводит к преждевременному выходу валков из строя.

Известны комплексные исследования по использованию азотированных железо-углеродистых сплавов с целью снижения расхода легирующих элементов. Упрочняющий эффект азота либо в растворах внедрения, либо в нитридах, в зависимости от вида материала и его назначения, подтвержден многими работами [1]. Однако их нельзя считать законченными, так как надежное прогнозирование растворимости азота и параметров нитридообразования в определяемом практикой широком диапазоне составов сплавов и температур пока не реализовано, большинство результатов относятся к сталям разных классов.

В настоящей работе приведены результаты исследований по применению комплексного легирования ванадием, титаном и азотом для уменьшения спада твердости по глубине рабочего слоя прокатных валков.

Металл серии плавок системы Fe-C-N-V-Ti представляет собой белый чугун со структурой грубого конгломерата фаз (рис. 2).

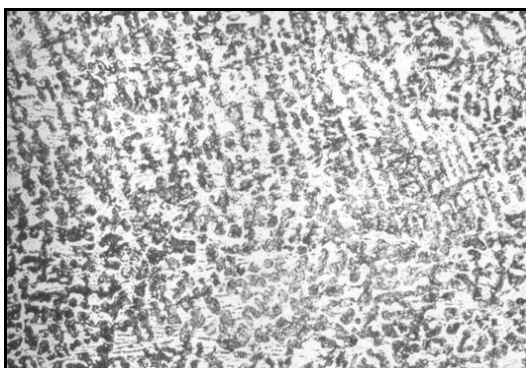


Рис. 2. Микроструктура чугуна, $\times 100$.

Ванадий и азот в жидкости, при температурах выше температуры ликвидус, образуют нитридные фазы типа VN [3,4] и подавляют развитие пограничной ликвации при росте первичного аустенита. Отмечается резкое увеличение растворимости VN в первичном аустените. Первичная фаза упрочняется растворами внедрения VN. Продукты распада первичного аустенита, обогащенного углеродом и нитридами, будут отличаться повышенной дисперсностью, твердостью и прочностью.

При легировании белого азотированного чугуна ванадием и титаном получено наибольшее количество упрочняющих фаз, общее их количество составило 0,065–2,110 об.%, средний размер нитридов 11–19 мкм, карбонитридов 2,0–3,0 мкм, плотность до 2251 штук на 1 мм². Дополнительное модифицирование РЗМ увеличивает дисперсность металлической матрицы, обеспечивает карбидное и карбонитридное упрочнение продуктов распада аустенита, что приводит к увеличению твердости металла рабочего слоя.

Технология получения двухслойных прокатных валков из износостойкого белого чугуна с применением комплексного легирования и модифицирования была опробована на Днепропетровском заводе прокатных валков.

Опытные валки в сравнении с валками существующего производства, имеют меньший спад твердости по глубине рабочего слоя в 1,5–2,0 раза.

Результаты эксплуатационных испытаний опытных центробежно-литых валков на стане 30–102 Никопольского южно-трубного завода продемонстрировали повышение их стойкости в 1,3–1,5 раза.

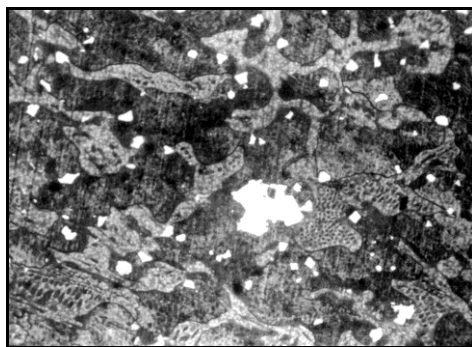


Рис. 3. Неметаллические включения в опытном чугуне, тепловое травление, $\times 500$.

ЛИТЕРАТУРА

1. *High Nitrogen Steels: Proceedings of the 3rd International Conference*. – К. : Institute for Metal Physics Academy of Sciences of Ukraine, 1993. – 711 p.
2. Дворникова Н. В. Синтез, свойства соединений титана с азотом и углеродом в сплавах железа: дис.... канд. техн. наук : 02.00.01. – М, 1987. – 150 с.
3. Эллиот Р. П. Структуры двойных сплавов : справочник : пер. с англ / Р. П. Эллиот. – М. : Металлургия, 1970. – 456 с.
4. Захаров А. М. Диаграммы состояний двойных и тройных систем / А. М. Захаров – М. : Металлургия, 1978. – 295 с.

ПЛАЗМЕННЫЕ ПРИСТАВКИ К ИНДУКЦИОННЫМ ПЕЧАМ

Найдек В. Л., Костяков В. Н., Волошин А. А.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Анализ работы индукционных печей показывает, что они неэффективны на режиме подогрева шихты до температуры плавления, их работа характеризуется низким значением термического КПД. Поэтому интенсификация процесса плавки позволяет существенно повысить эффективность работы печей.

Известны следующие методы интенсификации плавки в индукционных печах: использование источников питания повышенной мощности; изменение частоты тока в процессе плавки; предварительный подогрев шихты вне плавильной печи; применение дополнительного плазменного нагрева.

Применение дополнительного плазменного нагрева в печи позволяет не только интенсифицировать плавку, но и вести плавку активным металлургическим процессом за счет высокой жидкоподвижности шлака.

Использование в качестве рабочего газа аргона практически устраняет угар легирующих элементов и повышает качество выплавляемого металла. Рафинирующая способность плазменной дуги дает возможность снизить в металле содержание газов на 30–0 % и уменьшить содержание неметаллических включений на 40–50 %. При этом неметаллические включения уменьшаются в размере, округляются и равномерно распределяются в матрице сплава. Это существенно повышает пластические характеристики и ударную вязкость литого металла.

В ФТИМС НАН Украины разработаны плазменные приставки к индукционным печам емкостью 0,16–10 т (таблица 1).

Следует отметить, что институт имеет большой опыт внедрения этого оборудования на машиностроительных предприятиях СНГ. Однако неэффективная работа машиностроительного комплекса Украины не позволяет предприятиям внедрять разработанное оборудование.

Вместе с тем предприятия Вьетнама проявили интерес к такого рода оборудованию.

Таблица 1

**Технические характеристики плазменных приставок
к индукционным печам**

Параметры	Тип печи				
	ИСТ			ИЧТ	
Емкость тигля, т	0,16–0,25	0,4–0,5	1,0	6,0	10,0
Подводимая емкость к плазматрону, кВт	50	70	150	100	100
Род тока	Постоянный				
Параметры источника питания					
- рабочий ток, А	1000	1000	1600	1250	1250
- рабочее напряжение, В	230	230	300	230	230
Рабочий газ	Аргон			Воздух	
Экономия электроэнергии на 1 т жидкого металла, кВт·ч	400	350	270	100	100

ФТИМС НАН Украины изготовил и поставил во Вьетнам плазменную приставку к индукционной печи 1,5 т и внедрил технологический процесс плавки на одном из предприятий.

ОСВОЕНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ЛЕГИРОВАНИЯ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ВАНАДИЕМ ИЗ ОКСИДНОГО РАСПЛАВА ЗОЛЫ ТЭС И ВАНАДИЕВОГО КОНЦЕНТРАТА

Найдек В. Л.¹, Костяков В. Н.¹, Сидак В. Б.², Левчук М. Т.², Кирьякова Н. В.¹
(¹ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина; ²Днепродзержинский
сталелитейный завод, г. Днепродзержинск, Украина)

На ОАО «Днепродзержинский сталелитейный завод» проведена опытно-промышленная проверка технологии прямого легирования углеродистой стали ванадием из расплава золы ТЭС и ванадиевого концентрата. Опытные плавки проведены в кислой дуговой печи ДСП-3.

Плавки проведены без изменения существующей технологии выплавки стали. В первой серии плавов в качестве легирующей смеси использовали (золу ТЭС – ферросилиций + известняк) в количестве, необходимом для получения в стали содержания ванадия 0,1 %.

Исследованиями установлено, что в окислительном периоде плавки содержание ванадия в жидком металле снижается с 0,064 % до 0,031 % и в последующем периоде плавки оно практически не изменяется.

В последующих плавках легирование стали ванадием производилось из расплава ванадиевого концентрата. Результаты плавов показали, что в окислительном периоде концентрация ванадия в жидком металле уменьшается с 0,092 % до 0,063 %. Раскисление шлака в конце окислительного периода ферросилицием обеспечивает содержание ванадия до 0,072 %. Таким образом, опробованные технологии прямого легирования углеродистой стали ванадием из оксидного расплава ванадиевого концентрата и золы ТЭС обеспечивают высокую степень усвоения ванадия и делают процесс легирования достаточно эффективным. За счет большой разницы в стоимости феррованадия и оксидных материалов достигается значительный экономический эффект, обеспечивающий снижение себестоимости выпускаемой металлопродукции.

ПРОТИВОРЕЧИЯ В СТРОЕНИИ Т–Х–У ДИАГРАММЫ Cd–Sn–Pb

Насрулин Э. Р., Луцык В. И.
(БГУ, г. Улан-Удэ, Российская Федерация)

С 1907 по 1990 г. система трактовалась как эвтектическая (Zhou W., Song L., Wu F., Zhao M. // *J. Less-Common Metals*. 1990. V. 158, № 1. P. 81). После обнаружения инконгруэнтно плавящейся фазы, разлагающейся на Cd и Sn при 130 °С (Dutkiewicz J., Zabdyr L., Mozer Z., Salava J. // *Bull. Alloy Phase Diagrams*. 1989. V. 10, № 3. P. 223), дан новый вариант фазовой диаграммы (Osamura K., Du Z. // *J. Phase Equilibria*. 1993. V. 14, № 2. P. 206) (рис. 1).

Пытаясь исправить впечатление от «эвтектического» вида вертикальных разрезов (Zhou W., Song L., Wu F., Zhao M. // *J. Less-Common Metals*. 1990. V. 158, № 1. P. 81), рассчитанных им термодинамически и противоречащих результатам (Osamura K., Du Z. // *J. Phase Equilibria*. 1993. V. 14, № 2. P. 206), W. Zhou (Zhou W., Shen Z. // *J. Alloys & Compounds*. 1994. V. 215, №1. P. 55) приводит экспериментальные данные с фиксацией следов от пересечения плоскости невариантной реакции $R = A + B + C$ (рис. 2, слева), но затрудняется в отображении границ всех фазовых областей.

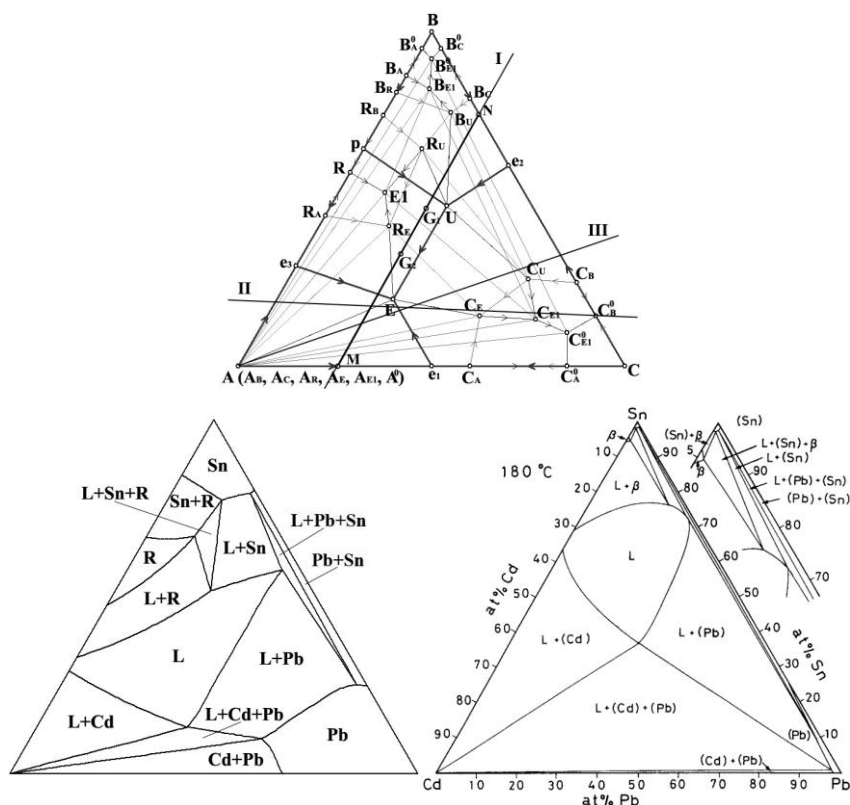


Рис. 1. Схематическая диаграмма и ее изотерма $T > T_U$ (вариант (Osamura K., Du Z. // *J. Phase Equilibria*. 1993. V. 14, № 2. P. 206) – справа).

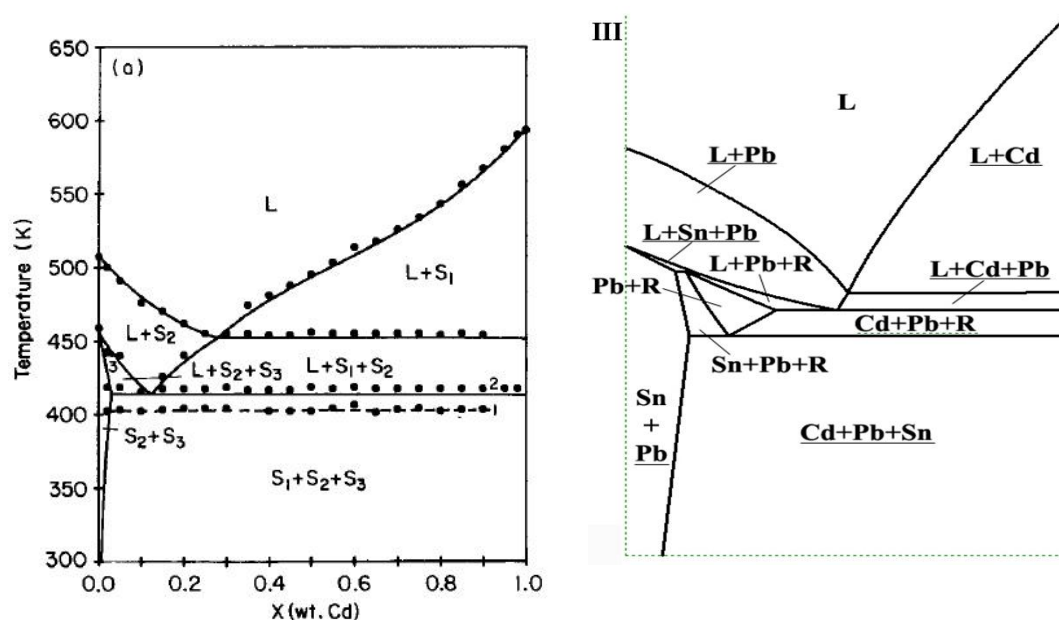


Рис. 2. Разрез III диаграммы Cd(S1)–Sn(S2)–Pb(S3) (Zhou W., Shen Z. // J. Alloys & Compounds. 1994. V. 215, №1. P. 55) и его схема (справа).

Анализ фазовых равновесий в системе Cd–Sn–Pb подтверждает целесообразность и эффективность применения компьютерных моделей фазовых диаграмм в качестве рабочего инструмента химика и материаловеда.

ВНЕДРЕНИЕ ПАКЕТА ОБЪЕМНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ SOLID WORKS ДЛЯ МОДЕЛЬНОГО ПРОИЗВОДСТВА ПРЕДПРИЯТИЯ

Онипко Г. В., Бондаренко М. Г., Бекленищев О. П., Куриленко А. Н.
(ПАО «ЭМСС», г. Краматорск, Украина)

В связи с дефицитом высококвалифицированных модельщиков возникла необходимость объемного детального представления модельного комплекта, чего не делалось ранее. Сложная модель разбивается на более простые составляющие для удобства понимания техническим персоналом. Это стало возможным благодаря внедрению пакета объемного моделирования Solid Works.

До недавнего времени на предприятии для производства моделей из пиломатериалов (сосна, дуб, береза) использовался укрупненный расчет, исходя из чистого веса исходной детали, габаритных размеров и категории сложности отливки. Внедрение на предприятии пакета объемного моделирования позволило существенно снизить расходы пиломатериалов за счет детального проектирования модельных комплектов.

Анализ сравнения затрат материалов показал, что объемное проектирование в среде Solid Works позволило точно подсчитать необходимое

количество материалов, что повлекло за собой сокращение затрат до 25 %. Так, например, в часто выдаваемые в производство заказы на изготовление детали типа «изложница» ранее по укрупненным расчетам закладывалось на 25 % больше материалов, чем было заложено по результатам объемного моделирования. На детали типа «корпус», снижение объема пиломатериалов достигло 20 %. На детали типа «полувенец» сокращение расходов пиломатериалов составило 17 %.

После проведения процесса формовки по моделям, спроектированным в среде Solid Works, был проведен основательный визуальный осмотр и замеры формы специальными контрольными шаблонами, которые показали, что размеры модели и формы находятся в пределах допуска. Это говорит о том, что проектирование в среде Solid Works позволило создать более совершенную в прочностном плане модель благодаря встроенному пакету прочностных расчетов COSMOS Xpress.

Проведенный прочностной анализ отдельных конструктивных элементов и модели в целом показали, что комбинация лесоматериалов и слоеной фанеры (бук, береза) позволила существенно снизить объем, а следовательно – и стоимость модельного комплекта без ущерба прочностным характеристикам.

Использование многолетнего опыта предприятия в литейном и модельном производствах и возможности объемного моделирования Solid Works позволило существенно улучшить точность и долговечность изготавливаемых моделей, а сокращение расходов на пиломатериалы позволило снизить себестоимость продукции, выпускаемой ПАО «Энергомашспецсталь», и стать ей более конкурентоспособной.

ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ХРОМОМАРГАНЦЕВИХ ЧАВУНІВ, МІКРОЛЕГОВАНИХ ТИТАНОМ І ВАНАДІЄМ

Парфентьев О. В., Мошковський Д. В., Радченко К. С.

Федоров Г. Є., Платонов Є. О., Ямшинський М. М.

(НТУУ «КПІ», м. Київ, Україна)

Сплави, які використовують для виготовлення литих деталей, що працюють в умовах інтенсивного гідроабразивного зношування, містять у своєму складі значну кількість дорогих і дефіцитних елементів, таких як нікель, молібден, мідь та ін.

У світовій практиці накопичений значний досвід щодо використання як зносостійких матеріалів, що працюють у гідроабразивному середовищі, високохромистих і хромомарганцевих чавунів. Проте такі чавуни мають відносно невисоку зносостійкість і механічні властивості, здатні утворювати тріщини у виливках у процесі їх твердіння й термічного оброблення, а тому потребують додаткового вивчення процесів легування,

мікролегування, модифікування або технологічних процесів виготовлення виливків, термічного оброблення тощо з метою підвищення експлуатаційних характеристик сплавів.

Вивчено вплив хрому на твердість і зносостійкість хромомарганцевого чавуну в діапазоні його концентрацій від 4,5 до 31,6 %.

Установлено, що зі збільшенням концентрації хрому з 4,5 до 21,1 % суттєво покращуються експлуатаційні властивості чавуну, який містить 4,5–5,0 % марганцю.

Подальше підвищення концентрації хрому в чавуні понад 20 % призводить до збільшення кількості фериту, що помітно знижує зносостійкість сплаву, незважаючи на те що твердість продовжує зростати через збільшення кількості карбідів.

Таким чином, для одержання білих чавунів із високою зносостійкістю (вищою, ніж чавуну 280X28H2), вони мають містити у своєму складі від 8 до 25 % хрому.

Досліджено вплив марганцю на властивості високохромистого чавуну в діапазоні концентрацій від 2,1 до 11,9 %.

На підставі проведених досліджень зроблено такі висновки:

- під час розроблення зносостійких хромомарганцевих чавунів необхідно вибирати оптимальне співвідношення в них хрому та марганцю з урахуванням конкретних умов експлуатації;

- при збільшенні вмісту хрому в чавуні кількість марганцю в сплаві потрібно зменшувати з метою збереження високих механічних властивостей.

Для мікролегування використані титан, ванадій. Як базовий зносостійкий сплав вибраний розроблений нами хромомарганцевий чавун 290X19Г4.

Вплив титану на характеристики хромомарганцевого сплаву досліджено в діапазоні його концентрацій до 1,2 %. Враховуючи значну спорідненість титану й кисню, його вводили до сплаву після розкислення рідкого металу алюмінієм. Підвищення концентрації титану до 0,5 % сприяє збільшенню твердості сплаву та зносостійкості чавуну, внаслідок подрібнення зерна і гомогенізації сплаву. Підвищувати вміст титану понад 0,5 % у зносостійкому чавуні недоцільно, оскільки дещо зменшується твердість і зносостійкість, хоча вони залишаються кращими, ніж сплаву 290X19Г4.

Отже, для покращання експлуатаційних характеристик хромомарганцевого чавуну його доцільно мікролегувати титаном у межах 0,1–0,5 %.

Вивчено вплив ванадію на властивості зносостійкого хромомарганцевого чавуну в діапазоні концентрацій до 1,1 %.

Зі збільшенням вмісту ванадію в чавуні до 1,0 % підвищуються зносостійкість, твердість і мікротвердість сплаву, оскільки збільшується кількість карбідів ванадію. Подальше підвищення вмісту ванадію в чавуні недоцільне, оскільки утворюються великі карбіди округлої форми, які швидко викришуються з матриці під дією абразиву.

Таким чином, для підвищення зносостійкості базового хромомарганцевого чавуну його доцільно додатково мікролегувати ванадієм у межах 0,5–0,8 %.

Досліджено вплив режимів термічного оброблення чавунів, мікролегованих титаном і ванадієм на зміну їх мікроструктури й твердості. Досліджено такі режими термічного оброблення: відпускання при температурі 300 °С; відпускання при температурі 680 °С; відпалювання при температурі 770 °С; відпалювання при температурі 860 °С.

Тривалість перебування зразків у печі – 4 год. для кожного досліджу.

Дослідження низькотемпературного термічного оброблення проведено з метою доцільності використання режимів, що не потребують високотемпературних термічних печей, які зменшують енергоємність термічного оброблення та для деталей, які не піддають механічному обробленню. Дослідження високотемпературного відпалювання ґрунтувались на можливості високих показників твердості, в'язкості й зносостійкості. Паралельно оцінювали структурний стан чавунів як наслідок перетворень під час термічного оброблення.

Рекомендовані режими термічного оброблення конкретних виливків: для литих деталей, які не піддають механічному обробленню, слід використовувати високе відпускання 680 °С для зняття ливарних напружин і гомогенізації структури; для деталей, які піддають механічному обробленню – низькотемпературне відпалювання (770 °С) для зменшення поверхневої твердості й покращення оброблюваності.

ЭКОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА ХТС В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

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

При традиционном литье на каждую тонну отливок из сплавов черных металлов выделяется около 50 кг пыли, 250 кг окиси углерода, 1,5–2,0 кг окиси серы и до 1,5 кг других вредных веществ (фенолов, формальдегидов, ароматических углеводородов, аммиака, цианидов). Кроме того, литейное производство связано с выбросом твердых отходов, которые тоже загрязняют окружающую среду. В водный бассейн поступает до 3 куб. м сточных вод и вывозится в отвалы до 6 т отработанных смесей. Отработанные формовочные и стержневые смеси относятся к 4-й категории опасности и составляют 90 процентов общих отходов. По степени ущерба, наносимого окружающей среде, литейно-металлургический ком-

плекс занимает второе место среди отраслей промышленности после топливно-энергетического комплекса [1].

В настоящее время сформировалось два направления сохранения окружающей среды:

- восстановление экологического равновесия, т. е. строительство природоохранных объектов, создание газоводоочистительных сооружений при модернизации основных производственных фондов;
- рациональное природоиспользование для сохранения экологического равновесия.

Сейчас в Украине на единицу конечной продукции потребляется в несколько раз больше сырья, материалов, воды, чем в развитых странах. Поэтому актуальной задачей литейного производства является создание малоотходных и безотходных технологий, которые обеспечивают охрану окружающей среды.

Одним из таких путей является создание и применение на формочных и стержневых участках малотоксичных и нетоксичных составов смесей. По экспертным данным, эти технологии дают до 70 % загрязнений окружающей среды. При нагреве форм и стержней на смоляных связующих в интервале температур 400–800 °С наблюдается интенсивное выделение фенола, бензола, толуола, крезола, формальдегида, аммиака, а при температурах 800–1200 °С образуются углекислый газ, окись углерода, углеводороды, двуокись серы и азота. Особенно опасен канцерогенный бензоперен, который вызывает генные мутации и раковые заболевания и образуется при неполном сгорании топлива.

Поэтому технологии использования холоднотвердеющих смесей в литейном производстве должны развиваться по следующим направлениям:

- создание экологически чистых смоляных связующих, например использование олигофурфурилоксисилоксанов [2];
- использование в качестве неорганического связующего жидкого стекла.

Разработанный в НТУ ХПИ олигомер на основе олигофурфурилоксисилоксанов (смола ОФОС) на сегодня полностью удовлетворяет всем современным требованиям, предъявляемым к связующим материалам в литейном производстве. Основной особенностью связующего является отсутствие в его составе отравляющих веществ, благодаря чему оно признано экологически чистым. В процессе термодеструкции при заливке ме-

талла в атмосферу выделяется только углекислый газ, пары воды и остаётся твердый неорганический остаток диоксид кремния.

Для этого необходимо более эффективно работать над созданием разупрочняющих добавок, которые ликвидируют основные недостатки смесей на жидком стекле, плохую выбиваемость форм и пригар на отливках. В качестве таких добавок можно использовать жидкие отвердители. Жидкими отвердителями ХТС на жидком стекле обычно являются слабокислые вещества, которые обеспечивают определенную скорость твердения и прочность ХТС.

Наиболее пригодными в качестве жидких отвердителей оказались сложные органические эфиры. Они имеют ряд преимуществ по сравнению с другими ХТС с жидким стеклом: применение жидких отвердителей уменьшает расход жидкого стекла до 2,5–4,0 % и тем самым в 1,5–2 раза улучшает выбиваемость форм и стержней; повышается чистота и качество отливок, резко сокращаются дефекты и брак отливок; смеси не токсичны; использование сложных эфиров позволяет отказаться от применения CO_2 и тем самым упрощается технологический процесс.

Опыт заводов показал, что лучше использовать в качестве жидкого отвердителя ацетат этиленгликоля (АЦЕГ). Так как он выгодно отличается от других сложноэфирных отвердителей, в частности пропилен карбоната, тем, что позволяют снизить содержание ЖС в смеси путём понижения плотности без ощутимой потери прочностных свойств в пределах допустимой осыпаемости, а также дешевле их. Разработанная технология безотходная, не требует применения высокотоксичных промежуточных продуктов и позволяет получать отвердители различной активности и живучести (8–120 мин).

В настоящее время производство АЦЕГ освоено на предприятиях ООО «ХимРост», «Электротяжмаш» в г. Харькове по экологически чистой технологии. Установка и способ получения АЦЕГ запатентованы в Украине [3].

ЛИТЕРАТУРА

1. Ткаченко С. С. Станкостроение и модернизация литейного производства / Ткаченко С. С., Кривицкий В. С. // Труды 8-ой Всероссийской научно-практической конференции «Литейное производство сегодня и завтра», (23-25 июня 2010 года). – Санкт-Петербург, 2010. – С. 3–11.

2. Патент на корисну модель № 23593, Україна. Спосіб одержання холоднотвердіючих сумішей / Каратєєв А. М., Пономаренко О. І., Євтушенко Н. С. та ін. – Опубл. 25.05.2007, Бюл. № 7.

3. Патент Укр №3000 C07 C67/00 B01 G27/00. Спосіб одержання складних ефірів і/або їх сумішей / Каратєєв А. М., Сумцова Л. А., Літвінов Д. О., Карягін А. Г. – Опубл. 15.09.2004, Бюл. № 9.

АЛГОРИТМ АВТОМАТИЗИРОВАННОГО ОПРЕДЕЛЕНИЯ РАЗМЕРОВ ЛИТЕЙНЫХ ОПОК

Приходько О. В.¹, Туманянс Г.Г.²
(¹ДГМА, г. Краматорск, Украина;
²ПАО «НКМЗ», г. Краматорск, Украина)

Особенностью литейного производства является потребление большого количества разнообразных исходных материалов. Одной из важнейших задач, которую вынуждены решать в современных литейных цехах, является эффективное использование всех ресурсов при одновременном сохранении качества выпускаемой продукции.

Неэффективное использование энергоресурсов и материалов приводит не только к повышению себестоимости выпускаемой продукции литейного цеха, но и к снижению конкурентоспособности и падению прибыли предприятия в целом, заработной платы работников. По данным [1], большинство литейных предприятий Российской Федерации и стран СНГ тратят в среднем в 3 раза больше энергоресурсов, в 160 раз больше воды, в 3,6 раз больше песка на изготовление единицы продукции, чем европейские литейные предприятия.

Одним из путей повышения эффективности производства и снижения себестоимости выпускаемой продукции литейного цеха является уменьшение удельного расхода формовочных смесей. Эта задача может решаться путем изготовления двухслойных или полупостоянных форм, применением специализированной оснастки и т. д. Существенное снижение расхода формовочных смесей также может быть достигнуто путем рационального использования парка опок.

Размеры опок для изготовления разовых песчаных форм, а также количество и размещение моделей в опоке при формовке существенно влияют на расход формовочной смеси и качество изготавливаемых отливок. Неоправдано завышенные габариты литейных форм значительно увеличивают удельный расход формовочных материалов. Уменьшение размеров опок при одном и том же количестве моделей приводит к появлению различных дефектов (обвал частей формы, уход расплава по разьему формы во время заливки и т. п.).

Каким-либо расчетом, основанным на теоретическом анализе, определить габариты опок не представляется возможным, поэтому при решении этого вопроса часто руководствуются обобщенными практическими данными, стремясь к минимальному расходу формовочной

смеси с учетом обеспечения достаточной общей и поверхностной прочности формы, что не всегда приводит к желаемым результатам.

Целью работы является разработка методики и создание алгоритма автоматизированного определения оптимальных размеров литейных опок с целью оптимизации расхода формовочной смеси.

Разработанные методика и алгоритм предусматривают комплексный подход при решении данной задачи. Определение количества отливок в форме и выбор габаритных размеров опок в свету могут выполняться в двух вариантах:

- определяются размеры опоки путем их расчета при условии соблюдения норм на расстояния между кромками отливок, элементами литниковой системы и стенками опоки;

- в опоке заданных размеров располагаются отливки при условии рационального использования площади опоки, но с соблюдением расстояния между кромками отливок, элементами литниковой системы и стенками опоки.

В обоих случаях определяется удельный расход формовочной смеси на 1 т годных отливок.

Разработанный алгоритм и по данному алгоритму – программа могут быть адаптированы к производственным условиям литейных цехов, а также найти применение в учебных целях при выполнении курсовых проектов и дипломировании.

ЛИТЕРАТУРА

1. Турилова К. К. Ресурсоэффективность литейного производства в России. Исследование и сравнительный анализ / К. К. Турилова // *Литейное производство*. – 2010. – № 10. – С. 37–40.

ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ЦЕНТРОБЕЖНОЛИТЫХ ТРУБ ИЗ СТАЛИ 10ХСНД

Рабинович А. В.¹, Поляков Г. А.¹, Трегубенко Г. Н.¹, Пучиков А. В.¹, Катрич А. А.¹, Лелеко Д. В.¹, Фельдман А. И.², Хейфец Р. Г.², Юрковский В. В.²

(¹НМетАУ, г. Днепрпетровск, Украина;

²ООО ПНЦ «Трубосталь», г. Никополь, Украина)

В настоящее время в составе ООО ПНЦ «Трубосталь» работает труболитейное производство с потенциальным объемом до 20 тыс. т в год стальных, чугунных и биметаллических труб. Трубы выпускаются по техническим условиям ТУ У 27.2-13419172 – 002 : 2008 «Трубы центробежно-литые», стандарту ASTM A 660-96 и другим нормативным доку-

ментам и поставляются в литом, термически и механически обработанном состоянии, а также в виде изделий по документации заказчика.

Работы, проведенные в свое время во ВНИТИ и ЦНИИТмаш по исследованию структуры и свойств центробежнолитых труб из углеродистых сталей, показали, что металл после термической обработки соответствует требованиям стандартов на катаные трубы по механическим свойствам, а по однородности этих свойств в продольном и тангенциальном направлениях превосходит изготовленный горячей прокаткой или полученный стационарным литьем [1].

В настоящей работе показано, что традиционная технология центробежного литья с последующей нормализацией не обеспечивает в толстостенных трубах из низколегированной стали 10ХСНД необходимый уровень свойств, получаемый после горячей прокатки ($\sigma_{\text{в}} \geq 510$ МПа; $\sigma_{\text{т}} \geq 390$ МПа; $\delta \geq 19$ %; $KCU \geq 29$ Дж/см² при -40 °С и после механического старения при +20 °С).

При этом определено, что наилучшие механические свойства обеспечивает не обычная нормализация, а термообработка в режиме термоциклирования (трехкратная нормализация), благодаря неоднократным фазовым превращениям и измельчению ферритно-перлитной зеренной структуры. При термической обработке на образцах полученные механические характеристики в основном соответствуют требованиям ГОСТ 19281 «Прокат из стали повышенной прочности». В то же время на трубах с сочетанием традиционного центробежного литья и термообработки термоциклированием не удается получить соответствующий требованиям нормативного документа уровень механических характеристик, особенно ударной вязкости при низких температурах и после механического старения. Это свидетельствует о чрезвычайной важности такого технологического параметра как скорость охлаждения при нормализации или термоциклировании.

Использование микролегирования церием, ванадием, металлическим кальцием также не позволило добиться желаемого уровня механических свойств в центробежном литье.

Исследована возможность карбонитридного упрочнения (КНУ) центробежного литья из стали 10ХСНД комплексным введением микродобавок титана, алюминия и азота. Первый из них определяет уровень растворимости азота в жидком металле и формирование карбонитридных включений в расплаве, а также, выполняя функцию инокулятора, выступает в качестве регулятора величины первичного литого зерна. Нитриды алю-

миния, которые формируются в твердом металле, обеспечивают измельчение зерна при нагреве под термическую обработку.

В исследованиях большое внимание было уделено поведению азота при центробежной разливке как элемента, наиболее ответственного за эффективность карбонитридного упрочнения. Анализ содержания азота в металле проводили в образцах, отобранных из печи до и после ввода его в ванну, в ковшевой пробе и в темплатах от труб по сечению стенки на наружной и внутренней поверхностях и в ее центре. Всего было проанализировано 15 плавок стали 10ХСНД с КНУ и три трубы без КНУ: две трубы из стали St52 и одна из стали 10ХСНД.

Впервые обнаружен эффект дополнительного насыщения металла азотом в процессе заливки металла в кокиль центробежной машины. Можно утверждать, что это связано с взаимодействием воздуха с относительно тонкой пленкой жидкой стали в заливочной горловине и далее по всей длине кокиля. При этом из-за постоянно возобновляемой поверхности контакта воздуха с поступающими в машину относительно небольшими порциями расплава скорость поглощения металлом азота достаточно велика.

При последующей кристаллизации из-за резкого уменьшения растворимости азота с $\sim 0,050$ до $\sim 0,012$ % мас. не связанный в карбонитриды титана избыточный азот должен переходить в газовую фазу. Однако в условиях центробежной разливки обеспечивается возможность фиксации в твердом растворе при кристаллизации стали избыточных концентраций азота по сравнению со статической разливкой (слитки, непрерывная заготовка, обычное литье), благодаря дополнительному динамическому давлению центробежных сил на металл. При этом показано, что для гарантированного получения беспористой структуры металла содержание титана в нем должно быть не менее 0,033 % мас.

На основании всего комплекса проведенных исследований установлено, что оптимальное микролегирование титаном, алюминием и азотом несомненно обеспечивает улучшение микроструктуры и повышает механические свойства центробежнолитых труб из стали 10ХСНД до уровня требований к деформированным металлам.

По результатам массовых экспериментов разработана нормативная документация на выплавку и отливку стали 10ХСНД с карбонитридным упрочнением. Произведена и принята заказчиком промышленная партия центробежнолитых труб различных размеров из этой стали.

ЛИТЕРАТУРА

1. Юдин С. Б. Центробежное литье / С. Б. Юдин, М. М. Левин, С. Е. Розенфельд. – М. : Машиностроение, 1972.

КИНЕТИКА КОРОБЛЕНИЯ ВЫПЛАВЛЯЕМЫХ МОДЕЛЕЙ ОТЛИВОК

Репях С. И.

(НМетАУ, г. Днепрпетровск, Украина)

Исследования проводили на литых выплавляемых моделях (ВМ) отливок балочного типа несимметричного таврового сечения (см. рис. 1), изготовленных из различных воскоподобных материалов.

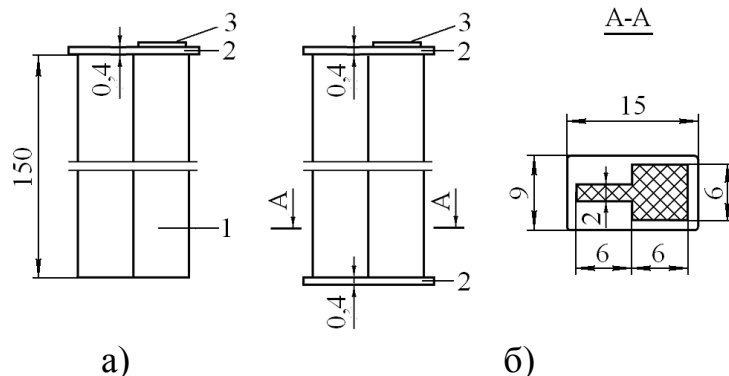


Рис. 1. ВМ балочного типа несимметричного таврового сечения для затвердевания в условиях условно свободной (а) и абсолютно затруднённой (б) усадки: 1 – ВМ; 2 – полка; 3 – место питателя.

Величину коробления ВМ определяли в соответствии со схемой, представленной на рис. 2.

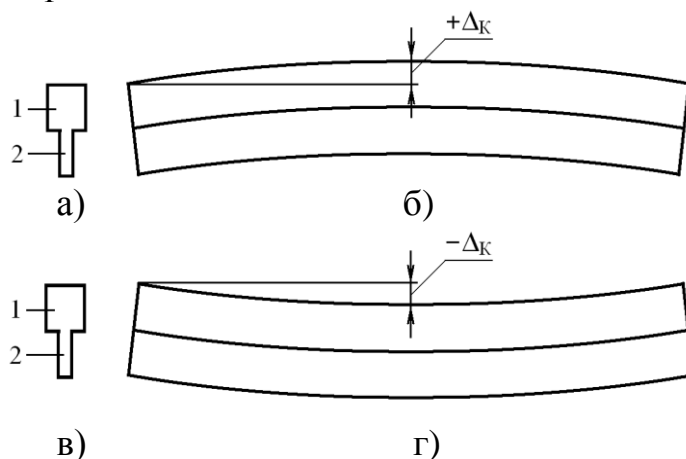


Рис. 2. Сечения (а, в) ВМ и схемы определения их коробления в виде выгнутой (б) и вогнутой (г): 1 – толстый элемент ВМ; 2 – тонкий элемент ВМ.

Для проведения исследований расплав испытуемого модельного материала перегревали на 40–50 °С выше температуры его плавления, заливали в стальную форму с начальной температурой 24 ± 1 °С и извлекали ВМ

по прошествии определённого времени. После извлечения из формы фиксировали величину коробления ВМ в течение 15–20 минут.

Обобщённая зависимость изменения коробления ВМ, изготовленных из различных модельных материалов и сплавов, затвердевших и охладившихся в условиях абсолютно затруднённой усадки, представлена на рис. 3.

В соответствии с зависимостями на рис. 3 при непродолжительной выдержке ВМ в форме кинетика коробления охлаждающейся на воздухе ВМ соответствует зависимости 0–А–В–С. С увеличением продолжительности охлаждения ВМ в форме кинетика коробления охлаждающейся на воздухе ВМ соответствует зависимости 0–D–E–L или 0–F–K–L.

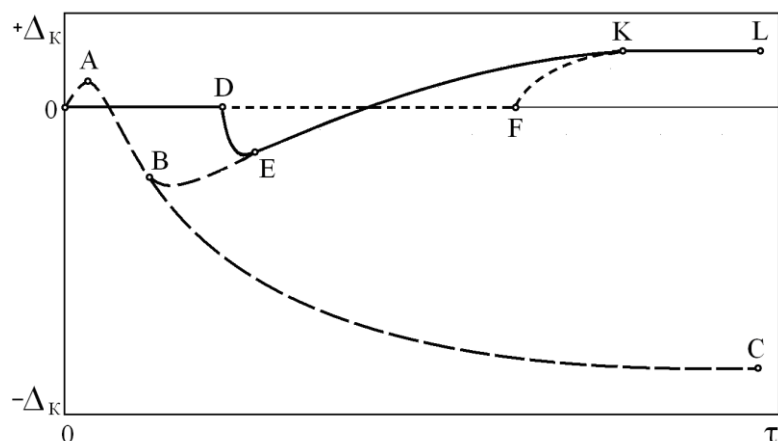


Рис. 3. Зависимость величины коробления ВМ от времени в условиях абсолютно затруднённой усадки.

Причиной появления ветки В–Е–К–L в зависимости 0–А–В–С, по видимому, является переход в точке В условия, когда коэффициент линейной усадки материала в толстом элементе ВМ (α_T) становится больше коэффициента линейной усадки материала в тонком элементе ВМ (α_t) к условию $\alpha_T < \alpha_t$ (см. рис. 3). Причиной такого перехода, очевидно, является изменение структуры материала в толстом элементе ВМ, которое может быть обусловлено особенностями его химического состава, в частности наличием в модельном сплаве воска полиэтиленового.

Воск полиэтиленовый является линейным полимером, у которого, как и у других линейных полимеров, большая длина макромолекул по сравнению с их поперечным сечением позволяет ему значительно деформироваться при растяжении. Из курса полимерных материалов известно, что в состоянии покоя (без напряжений в полимерном материале) молекулы линейных полимеров находятся в свёрнутом виде (клубках), как наиболее энергетически выгодном. Растягивающие напряжения, действующие на полимерный материал, приводят к развёртыванию (распрямлению и раскручиванию) макромолекулярных клубков – изменению их конформации и их ориентации вдоль направления действующей на образец растягивающей нагрузки. Помимо этого, под действием растягивающих

напряжений в полимерном материале может происходить относительное перемещение самих макромолекул, пачек и других его надмолекулярных структур. Растягивающие напряжения вызывают в свёрнутых макромолекулах полимерных материалов значительные деформации, которые по мере распрямления цепей молекул, очевидно, увеличивают сопротивление дальнейшему деформированию материала ВМ, поскольку дальнейшая деформация материала ВМ связана с разрывом молекулярных связей уже выпрямленных макромолекул.

Степень развёрнутости (ориентации) макромолекул полимера, находящихся в вязкотекучей среде при повышенной температуре, зависит как от степени деформации материала ВМ, так и скорости его охлаждения. Поэтому относительная степень ориентации макромолекул полимера в толстом элементе ВМ будет ниже, чем в её тонком элементе, где относительно высокая скорость затвердевания фиксирует ориентационное состояние макромолекул полимера окружающим их материалом. Соответственно, различная степень ориентации макромолекул полимера приводит к изменению величины коэффициента линейной усадки материала ВМ в его элементах.

Поскольку в результате развёртывания ориентированные макромолекулы полимера находятся в растянутом состоянии, то, соответственно, они теряют свою эластичность. По-видимому, это обстоятельство приводит к повышению величины линейной усадки материала ВМ в её тонком элементе по сравнению с величиной линейной усадки материала в её толстом элементе, что и является причиной образования выгнутой ВМ охлаждённой до комнатной температуры.

ОПТИМИЗАЦИЯ ФЛЮСОВОЙ ОБРАБОТКИ СИЛУМИНОВ С УЧЕТОМ ЭКОЛОГИЧЕСКИХ ТРЕБОВАНИЙ

Румянцева Г. А., Немененок Б. М., Задруцкий С. П.
(БНТУ, г. Минск, Республика Беларусь)

Анализ объемов и составов пылегазовых выбросов, образующихся при плавке и рафинировании алюминиевых сплавов в различных плавильных агрегатах, показал, что основную экологическую опасность представляют процессы плавки неподготовленного возврата и рафинирующей обработки. В большинстве случаев для рафинирования используют флюсы системы $\text{NaCl-KCl-Na}_3\text{AlF}_6$, что и объясняет присутствие в отходящих газах значительного количества хлоридов и фторидов, относящихся ко второму классу опасности. Из анализа патентной литературы следует, что в составе рафинирующих флюсов также используются карбонаты, оксиды, сульфаты и другие соединения щелочных и щелочноземельных металлов.

Для выбора оптимального содержания карбонатов в рафинирующем флюсе использовали метод математического планирования экспериментов. В качестве независимых переменных были выбраны: содержание Na_3AlF_6 (X_1), Na_2CO_3 (X_2) и доломита (X_3). Зависимыми переменными являлись: предел прочности при растяжении в литом состоянии (Y_1), относительное удлинение (Y_2), балл пористости по шкале ВИАМ (Y_3), объем выделяющейся пыли при флюсовой обработке (Y_4). Основу рафинирующего флюса составляли хлориды натрия и калия. Для снижения стоимости флюса в качестве хлорида натрия использовали галит – побочный продукт, образующийся при производстве калийных удобрений. Содержание Na_3AlF_6 варьировали в интервале 10,0–20,0 %, а Na_2CO_3 и доломита – от 5,0 до 15,0 %. Для построения математических моделей был реализован линейный план полного факторного эксперимента 2^3 . Исследования проводили на сплаве АК9. Плавку вели в печи сопротивления с емкостью тигля 80 кг. Исследуемые составы флюсов в количестве 1,0 % от массы расплава наносили на зеркало металла, выдерживали 5 минут и после расплавления флюса его замешивали в расплав. Спустя 10 минут с поверхности металла снимали шлак и при 720 °С заливали в кокиль образцы для определения механических свойств и пробы для оценки пористости. Пробы выбросов пыли отбирали на горизонтальном участке вытяжной вентиляции в течение 2 минут после нанесения флюса на расплав. После обработки результатов исследований, проверки статистической значимости коэффициентов регрессии и адекватности математических моделей были получены следующие зависимости:

$$Y_1 = 204,625 + 18,375 x_2 + 4,625 x_3;$$

$$Y_2 = 7,8 + 0,65 x_2;$$

$$Y_3 = 2,175 - 0,475 x_1 - 0,125 x_2;$$

$$Y_4 = 4,592 + 0,209 x_1 + 0,304 x_2 + 0,196 x_3 - 0,046 x_1 x_2 + \\ + 0,148 x_1 x_3 - 0,048 x_2 x_3 - 0,099 x_1 x_2 x_3$$

Используя полученные математические модели, проводили минимизацию уравнения по выбросам пыли при заданных ограничениях балла пористости по шкале ВИАМ ($Y_3 \leq 2$), предела прочности при растяжении ($Y_1 \geq 200$ МПа), относительного удлинения ($Y_2 \geq 7,0\%$). Данные ограничения при минимальных выбросах пыли 4,4 г реализуются для флюса,

содержащего 17 % Na_3AlF_6 , 10,0 % Na_2CO_3 , 5 % доломита, 13 % KCl , 55 % NaCl . Для оценки пылегазовых выбросов, образующихся при обработке расплава, были проведены исследования в условиях литейного участка на печах сопротивления емкостью 100 кг при плавке сплава АК5М2. Сравнивали выделения пыли после флюсовой обработки оптимизированным составом и стандартным рафинирующим флюсом 30 % NaCl , 47 % KCl , 23 % Na_3AlF_6 в количестве 1,0 % от массы расплава. Результаты замеров приведены в таблице 1.

Таблица 1

Пылегазовые выбросы при флюсовой обработке сплава АК5М2

Рафинирующий флюс	Средняя концентрация пыли, г/м ³	Удельный выброс пыли, кг/т	В том числе		
			хлориды, кг/т	фториды, кг/т	СО, кг/т
Стандартный	2,053	2,584	0,17	0,09	–
Оптимизированный	0,613	0,771	0,096	0,048	0,32

Учитывая, что образующиеся выбросы отличаются по составу и объему, при оценке их степени вредности рассчитывали сумму экологического налога для предприятия при выплавке 1000 т сплава. Поскольку большинство предприятий по производству алюминиевого литья оборудованы только циклонами, то образующиеся газы полностью выбрасываются в окружающую среду, а очистка от пыли не превышает 90 %. Согласно налоговому кодексу Республики Беларусь хлориды и фториды относятся к веществам II класса опасности и для них ставка налога составляет 1 635 215 руб./т, выделяющаяся пыль относится к III классу опасности (540 580 руб./т) и СО – к IV классу опасности (268 610 руб./т). В случае использования стандартного рафинирующего флюса экологический налог составит 564 842 руб./т против 363 105 руб./т для оптимизированного состава, что в 1,55 раза выше.

Таким образом, зная максимальное количество выбросов того или иного вредного вещества, размеры платежей, основанных на определении наносимого вреда окружающей среде, можно выявить оптимальные для производства инвестиции, которые необходимо направить на совершенствование технологического процесса или строительство очистных сооружений.

ОСОБЕННОСТИ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ УПРАВЛЕНИЯ ПРОЦЕССАМИ ВИБРАЦИОННОЙ ФОРМОВКИ

Русаков П. В., Шинский И. О.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Известно два основных подхода к процессу моделирования при выборе и оптимизации режимов вибрационной формовки:

- пассивное моделирование параметров уплотнения на основе представления физических процессов, протекающих в песчаной форме [1];

- активное моделирование в замкнутых регулирующих системах, построенных по одно-, двух- и трехконтурным схемам подчиненного регулирования параметров вибрации [2–6]. Для осуществления управления по первому типу моделей рассчитывают оптимальные параметры управляющего воздействия по частоте и амплитуде вибрации в интервале заданного времени вибрационной обработки. Однако данный подход не учитывает всех физических изменений происходящих в динамике процессов формообразования, разброса реологических свойств формовочной смеси и различий в коэффициентах сложности формуемых моделей.

Модели замкнутых управляющих систем основываются на контроле физических процессов, протекающих в уплотняемой структуре формы, в частности переход смеси в подвижное текучее состояние и дилатансию смеси при заполнении пустот в уплотняемых моделях. Теория моделирования замкнутых регулирующих систем рассмотрена в работах [7–9]. В основу концепции их построения положены существующие представления о процессах изменения энергетических диссипативных характеристик в замкнутой управляемой системе «форма – вибрационный электропривод». Также для описания поведения формовочной смеси получены аналитические выражения энергетических управляющих сигналов и построена модель открытой механической диссипативной системы. Модель включает взаимосвязь между вязко-пластичной средой – литейной формой и вибрационной исполнительской машиной. Между ними в процессе возбуждения вынужденных колебаний происходит обмен энергией под действием периодической возмущающей силы. Моделирование энергочастотных (ЭЧ) сигналов с описанием различных сценариев выделения диссипативной составляющей позволили установить закономерности их изменения в зависимости от характеристик процессов дилатансии, протекающих в сыпучем материале в период вибрирования формы.

Полученные предварительные данные были использованы при построении двухконтурных моделей вибрационных формовочных машин с инерционным электроприводом возбуждения вибрации. Моделирование процессов вибрационного компактирования песка при изменении внешних условий позволило установить основные закономерности между поведением формы и изменением параметров регистрируемых ЭЧ сигналов. Рассматривались варианты с переменной массой опоки-контейнера,

установленной на вибростол, вариациями реологических характеристик песчаной смеси, а также изучались временные последовательности режимов возбуждения виброкипящего состояния гранулированной смеси и динамическое состояние перехода в консолидированную массу.

Таким образом, с позиций оценки эффективности уплотнения формовочных гранулированных сред исследованы активные и пассивные модели управления процессами воспроизведения вибраций в системах «песчаная форма – вибрационная машина». Предложены новые подходы построения вибрационных формовочных машин с информационными устройствами отбора и последующей обработки энергетических сигналов для принятия решений о состоянии системы и оперативным контролем динамики уплотнения формовочной среды.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Method for optimally designing a sand compaction apparatus. WO 0074930 International Patent Classification⁷: B30B.*

2. Русаков П. В. Установка «Вибростард» для виброрезонансной обработки отливок. Автоматизация специальных способов литья / П. В. Русаков, В. Г. Горенко, О. И. Шинский. – К. : ИПЛ, 1987. – С. 70–75.

3. А. с.1230715 СССР, МКИ С 21 D 1/04. Способ правки валов / П. В. Русаков, В. Г. Горенко, О. И. Шинский и др. (СССР). – Заявл. 01.02.85; опубл. 15.05.86, Бюл. № 18. – 4 с.

3. Русаков П. В. Концепция литейных машин с трехконтурным подчиненным регулированием параметров движения расплава / Русаков П. В. Шинский О. И. Кравченко В. П. // Труды IV Международной научно-практической конференции «Литьё», (25-27 марта 2008 года, г. Запорожье).– Запорожье, 2008. – С. 131–132.

4. Русаков П. В. Способ принудительно миграционного уплотнения форм с несвязанным наполнителем при синхронимпульсном управлении вибрацией и газовым разрежением / Русаков П. В. // Труды IV Международной научно-практической конференции «Литьё», (25-27 марта 2008 года, г. Запорожье).– Запорожье, 2008. – С. 133–134.

5. Русаков П. В. Выбор информативных параметров при виброобработке отливок / Русаков П. В. // Интенсификация литейных технологий : сб. науч. тр.– К. : ИПЛ, 1989. – С. 70–72.

6. Найдек В. Л. Энергочастотное управление режимами вибрационной формовки / В. Л. Найдек, О. И. Шинский, П. В. Русаков // Процессы литья. – 2009. – № 4. – С. 69–76.

7. Русаков П. В. Особенности моделирования виброформовочных машин с переменной присоединяемой массой / П. В. Русаков // Процессы литья. – 2009. – № 3. – С. 35–42.

8. Русаков П. В. Литейно-технологические системы с отображением образов энергосилового воздействия / П. В. Русаков // Процессы литья. – 2009. – № 6. – С. 37–45.

ПОЛУЧЕНИЕ ПОЛЫХ ОТЛИВОК ИЗ АЛЮМИНИЯ И ЕГО СПЛАВОВ

Севастьянов А. М., Стулов В. В.

(ИМИМ ДВО РАН, г. Комсомольск-на-Амуре, Российская Федерация)

В процессе получения полых отливок в футерованных формах и кокилях актуальной задачей является уменьшение времени формирования отливки, в первую очередь в результате уменьшения разгара центрального стержня, а также увеличение срока службы форм и стержня. Кроме этого, разработка новых способов охлаждения металла при высоких температурах рабочей среды и высокой эффективности охлаждения является актуальной задачей.

Существующий способ получения полых отливок, применяемый в металлургическом производстве, при котором центральный сердечник-пробка не охлаждается, имеет ряд существенных недостатков, которые в конечном итоге негативно сказываются на качестве и себестоимости выпускаемой продукции. Авторами разработан способ получения полых отливок из алюминия и устройство для его реализации [1; 2], новизна которого заключается в том, что центральный сердечник выполнен в виде тепловой трубы с зоной нагрева, расположенной непосредственно в разлитом металле, и зоной конденсации, охлаждаемой водой либо водовоздушной смесью после разогрева стержня до заданной температуры.

Были проведены опытные разливы алюминия в футерованные формы [3], которые показали преимущества применения данного способа: время формирования отливки сокращается более чем в 3 раза, повышается безопасность процесса ввиду отсутствия прямого контакта разливаемого металла с охлаждающей средой, уменьшается разгар формы и сердечника, а следовательно, увеличивается срок их службы. Полученная отливка в результате повышения эффективности теплообмена обладает равномерной, измельченной структурой, что влияет на увеличение более чем на 5–10 % прочности.

Авторами исследованы тепловые процессы при охлаждении полых алюминиевой отливки в футерованной форме: определены коэффициенты теплоотдачи при кипении и конденсации органического теплоносителя, тепловые потоки. Проведен расчет толщины образующейся корочки алюминия на стенке сердечника [4].

Полученные результаты охлаждения металла будут использованы для охлаждения стали в кристаллизаторах МНЛЗ.

ЛИТЕРАТУРА

1. Решение о выдаче патента на изобретение «Устройство для получения отливок» по заявке №2010100653/02(000765) от 11.01.2011.

2. Решение о выдаче патента на изобретение «Устройство для получения полых цилиндрической отливки в форме» по заявке №2010112906/02(018159) от 11.01.2011.

3. Стулов В. В. Технологии заливки алюминиевого сплава в футерованную форму при получении полых отливок / В. В. Стулов, А. М. Севастьянов // *Литейное производство*. – 2010. – № 6. – С. 19–22.

4. Стулов В. В. Повышение безопасности и эффективности охлаждения металла в процессе получения полых отливок / В. В. Стулов, А. М. Севастьянов // *Проблемы машиностроения и надежности машин*. – 2011. – № 2. – С. 22–27.

НОВАЯ ИНФОРМАЦИОННАЯ ТЕХНОЛОГИЯ КОЛИЧЕСТВЕННОГО АНАЛИЗА ЦИФРОВЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ СЕРНЫХ ОТПЕЧАТКОВ

Селиверстов В. Ю., Михайловская Т. В., Доценко Ю. В.
(НМетАУ, г. Днепрпетровск, Украина)

Как известно, одной из наиболее вредных и трудноустраняемых примесей является сера, влияние которой на свойства стали сводится к влиянию сульфидных включений, выявляемых при изготовлении серных отпечатков темплетов, которые вырезаются из тела отливки или слитка. Получаемое изображение отражает на макроуровне присутствие включений, а также дает возможность последующего количественного анализа с использованием современных вычислительных средств и алгоритмов распознавания и анализа изображения.

К специфическим особенностям цифровых изображений серных отпечатков можно отнести [1–3]: цветовую градацию изображения (оттенки серого); нерегулярную форму областей пониженной яркости, соответствующих сульфидным включениям; случайный характер проявления областей с пониженной яркостью; случайный размер областей с пониженной яркостью; неограниченный размер изображения. Указанные особенности препятствуют использованию наиболее распространенных технологий анализа цифровых изображений, основанных на классификации и сравнении с шаблоном. Также трудно применимы нейросетевые методы анализа и идентификации изображений, поскольку невозможно предсказать объем и содержание обучающей выборки для охвата полного набора возможного расположения и форм областей пониженной яркости, соответствующих сульфидным включениям. Поэтому разработка эффективного вычислительного инструментария для количественного анализа цифровых изображений серных отпечатков, не требующего предварительной классификации, представляется актуальной задачей.

Для проведения количественного анализа изображения макроструктуры использовали алгоритм простой рекурсивной заливки гранично-определенной 4-связной области [4; 5; 6]. Модификация данного алгоритма путем введения счетчика количества залитых пикселей, входящих в гранично-определенную область, позволяет определить площадь области пониженной яркости при заданном разрешении изображения. В общем виде алгоритм представляет собой следующую последовательность действий. Определяется: является ли пиксель закрашенным. Если нет, то он перекрашивается. Затем проверяются соседние четыре и, если необходимо, перекрашиваются.

Для проведения количественного анализа серных отпечатков был разработан программный комплекс (ПК) «ASImprints» [7], который позволяет обрабатывать полутоновые и монохромные изображения как целых серных отпечатков, так и их фрагментов. На рис. 1 приведена структурная диаграмма ПК «ASImprints».

Модуль «Бинаризация» ПК «ASImprints» предназначен для преобразования полутонового изображения серного отпечатка в монохромное изображение по заданному порогу, при этом рассчитывается доля площади

сульфидных включений во фрагменте.

Модуль «Анализ» ПК «ASImprints» предназначен для определения площадей и количества включений на монохромном изображении серного отпечатка или его фрагмента с использованием алгоритма рекурсивной заливки гранично-определенной 4-связной области.

Модуль «Калибровка» ПК «ASImprints» предназначен для определения доли площадей и количества включений четырех размерных диапазонов. Модуль предоставляет возможность пользователю в интерактивном режиме определить площадь включения щелчком мыши по нему и задать в соответствующем диалоговом окне размерные диапазоны включений: «мелкое», «среднее», «крупное», «дефект». После чего производится обработка исходного изображения алгоритмом рекурсивной заливки гранично-определенной 4-связной области, вычисление долей площади и количества, соответствующих различным диапазонам размеров, и визуализация результата.



Рис. 1. Структурная диаграмма ПК «ASImprints».

ЛИТЕРАТУРА

1. *Логунова О.С. Оценка качества непрерывнолитой заготовки статистическими методами с использованием программных средств / О. С. Логунова, Д. Х. Девятков, Х. Х. Нуров // Черная металлургия. – 2005. – № 9. – С. 54–58.*
2. *Логунова О. С. Алгоритмы и программное обеспечение распознавания низкоконтрастных изображений при оценке качества стали / О. С. Логунова, П. П. Макарычев // Программные продукты и системы, 2008.– № 3. – С. 79–81.*
3. *Логунова О. С. Оценка статистическими методами серного отпечатка поперечного темплета непрерывной литой заготовки / О. С. Логунова, В. В. Павлов, Х. Х. Нуров // Электрометаллургия. – 2004.– № 5. – С. 18–24.*
4. *Прэнтт У. Цифровая обработка изображений : пер. с англ. / У. Прэнтт. – М. : Мир, 1982. – Кн. 1. – 312 с.*
5. *Роджерс Д. Алгоритмические основы машинной графики : пер. с англ. / Д. Роджерс. – М. : Мир, 1989. – 512 с.*
6. *Михайловская Т. В. Компьютерная обработка серных отпечатков темплетов отливок на основе алгоритма рекурсивной заливки / Т. В. Михайловская, В. Ю. Селиверстов // Нові технології. – 2009. – № 2. – С. 26–30.*
7. *Комп'ютерна програма «ASImprints – Аналіз сірчаних відбитків» / Селів'орстов В. Ю., Михайловська Т. В. – № 28879; дата реєстрації 25.05.2009.*

ПРИМЕНЕНИЕ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ В ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ЭМУЛЬГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ

Середенко Е. В.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Актуальной задачей в перспективных литейных технологиях с использованием внешних воздействий, в том числе постоянных магнитных полей, является определение их оптимальной величины. В настоящее время для управления формированием литой структуры сплавов в период охлаждения и затвердевания в основном применяются постоянные магнитные поля с индукцией ($B > 1$ Тл). Перспективным направлением является использование слабых магнитных полей ($B < 1$ Тл), что не требует дорогостоящего специального оборудования.

С целью получения данных по воздействию слабого постоянного магнитного поля на структуру эмульгированных сплавов и на базе их анализа определения оптимальной величины его индукции для обработки промышленного сплава «медь – хромистый чугун» были проведены эксперименты на низкотемпературной системе Zn–Ві, имеющей область несмешивания в жидком виде.

Методом диффузионного насыщения приведенных в контакт жидких металлов были получены биметаллические образцы с градиентноэмульгированной структурой. В слое Zn содержание Ві изменялось от 14 % об. в области, прилегающей к поверхности раздела слоёв, до ~ 5 % об. у противоположной границы цинкового слоя. В слое Ві, соответственно, содержание Zn колебалось от 45 до ~ 3 % об. Для изучения действия слабого постоянного магнитного поля на характер изменения количества эмульгированных включений ($q, \text{м}^{-2}$) использовалась скорость охлаждения $v_{\text{охл}} \sim 1,7 \cdot 10^3 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ с целью предотвращения влияния седиментации. Скорость охлаждения $2,5 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$, характерная для обычных способов литья, применялась для выявления особенностей действия постоянного магнитного поля на форму включений.

В ходе проведения исследований было установлено, что по сравнению со структурами сплавов, полученными при $B = 0$ Тл, в сплавах на основе Zn при минимальной концентрации эмульгированных включений Ві под действием магнитного поля 0,1 и 1,0 Тл q увеличилось соответственно в ~ 1,1 и 1,7 раза. При тех же значениях индукции в области максимального содержания Ві q возросло соответственно в 1,3 и 1,4 раза. Для сплавов на основе Ві при минимальном и максимальном содержании Zn под действием $B = 0,1$ Тл возрастание q составило соответственно 1,4 и 1,3 раза, а при $B = 1,0$ Тл – соответственно 2,4 и 2,1 раза. Анализ влияния слабого магнитного поля на форму включений показал, что в сплавах на основе Zn при $B = 0$ Тл имелись сферические включения (количество $Q_c = 28$ %) и эллиптические включения ($Q_s = 72$ %). С применением $B = 0,1$ Тл в структуре появились включения сложных форм в количестве 7 %, Q_c увеличилось до 43 %. Под воздействием $B = 1,0$ Тл резко сократилось количество сферических включений (~ 3 %), эллиптические не наблюдались, а остальные включения имели сложные вытянутые по направлению действия силы тяжести контуры формы. Существенное увеличение количества сложных включений (до 48 %) было

зафиксировано при $B = 0,4$ Тл. В сплавах на основе V_i при $B = 0$ Тл присутствовали сферические включения (27 %), эллиптические включения (33 %), остальные в результате коалесценции образовывали конгломераты. При $B = 1,0$ Тл Q_c не изменилось, а количество сложных включений и конгломератов возросло соответственно до 43,5 % и 26 %. Наложение магнитного поля с индукцией 1,0 Тл привело к исчезновению сферических включений, образованию незначительного количества эллиптических включений (8,5 %) и резкому увеличению доли конгломератов (до 57,5 %). Значительное сокращение количества сферических и эллиптических включений наблюдалось при $B = 0,4$ Тл ($Q_c = 4,5$ %, $Q_s = 17$ %). Количество включений сложных форм возросло до 62,5 %, а число конгломератов включений было на уровне сплавов, полученных без воздействия постоянного магнитного поля (16 %).

Исходя из полученных результатов, был произведен выбор величины индукции постоянного магнитного поля для обработки промышленного сплава меди, упрочнённого эмульгированными включениями хромистого чугуна (6,5 %) при охлаждении и затвердевании в литейной форме. Количество эмульгированных включений в сплавах возрастает даже при индукции магнитного поля 0,1 Тл, особенно в сплавах типа замороженной эмульсии, к которым относится система «медь – хромистый чугун». Увеличение в десять раз индукции магнитного поля не приводит к значительному приросту количества эмульгированных включений, особенно в сплавах на основе более тугоплавкого компонента. Таким образом, индукция 0,1 Тл является нижней границей зоны, где увеличивается число зародышей второй фазы. В сплавах типа замороженной суспензии при наложении магнитного поля как 0,1, так и 1,0 Тл существенно увеличивается доля включений, образующих конгломераты. В данном интервале, вероятно, вблизи значения $B = 0,4$ Тл имеется область, где количество конгломератов снижается. Включения в медном сплаве обладают большим удельным электросопротивлением по отношению к основе сплава (аналогично сплавам на основе висмута), поэтому для определения величины индукции магнитного поля следует учитывать то, что при $B = 0,1$ Тл более 90 % включений висмута имеют сферическую и эллиптическую форму, а при 0,4 Тл их число значительно уменьшается. Таким образом, для увеличения количества эмульгированных включений в сплаве «медь – хромистый чугун», предотвращения существенной коагуляции включений и нарушения их формы оптимальное значение индукции магнитного поля находится в интервале $0,1 < B < 0,4$ Тл.

При получении упрочнённого медного сплава, предназначенного для работы в условиях высоких термических и механических нагрузок, было использовано действие постоянного магнитного поля с индукцией 0,3 Тл при заливке, охлаждении и затвердевании расплава в литейной форме. Структура полученных отливок характеризовалась однородным распределением эмульгированных сферических включений, количество которых в 1,1 раза превышало аналогичную характеристику сплава необработанного постоянным магнитным полем. Применение постоянного магнитного поля дало возможность на 30 % увеличить эксплуатационные характеристики медного сплава по сравнению со сплавом, полученным без подобного воздействия.

ОБРАБОТКА БИНАРНЫХ СПЛАВОВ АЛЮМИНИЯ С ЭЛЕМЕНТАМИ, ОБРАЗУЮЩИМИ ИНТЕРМЕТАЛЛИДЫ, ПОСТОЯННЫМ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ И КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Середенко В. А., Косинская А. В., Костенко А. Д.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Применение адекватных внешних воздействий в процессе получения сплавов, в том числе постоянных магнитных полей, накладываемых на жидкий и затвердевающий металл, способствует существенному росту его свойств. В сплавах алюминия с рядом элементов (Fe, Ni, Cr и др.) при переходе из жидкого состояния в твердое выделяются интерметаллические соединения с иными, чем у матрицы, удельными электропроводимостями и магнитными проницаемостями. Это определяет действие магнитного поля на параметры выделяющихся из расплава фаз и его влияние на процесс структурообразования сплавов.

В промышленных условиях нашли применение такие алюминиевые антифрикционные сплавы, как АЖ6 (содержание Fe 5–7 % мас.) и АН3 (2,7–3,3 % Ni). В связи с этим в качестве объектов исследования были взяты системы Al–Fe и Al–Ni с эвтектическим типом диаграммы состояния. Сплав Al–Cr взят для оценки перспективности сплавов с перитектической реакцией как износостойких материалов.

Показано, что слабые (индукция до 1 Тл) постоянные магнитные поля в статических условиях при медленном (~ 1 °C/c) охлаждении и затвердевании бинарных сплавов алюминия с Fe (до 6 % мас.), Ni (до 10% мас.) и Cr (до 1,9 % мас.), формирующих композитную структуру (твердые включения интерметаллидов в мягкой алюминиевой матрице), оказывают влияние на их структуру во всех исследованных диапазонах содержания легирующих элементов. При этом состав фаз не изменяется. Действие поля обеспечивает рост микротвердости кристаллов интерметаллидов. Это наиболее выражено при индукции 0,1–0,5 Тл. Для сплавов эвтектической системы действие магнитного поля привело к увеличению размеров кристаллов α -твердого раствора и возрастанию количества эвтектики. Такое влияние постоянного поля повышается с ростом концентрации легирующих элементов в сплавах.

Воздействие постоянного магнитного поля на сплавы Al–Cr (при содержании 0,4–0,7 % мас. Cr привело к тому, что количество точечных (размер < 1 мкм) включений Al_7Cr увеличивается при индукции 0,1 и 0,5 Тл и уменьшается при 1,0 Тл. В сплавах с 1,3–1,9 % мас. Cr влияние поля выражается в увеличении количества включений Al_7Cr , их размеров и твердости. Изменения структуры и микротвердости фаз способствовали существенному снижению износа сплавов при трении. В сравнении с металлом без обработки полем, в частности, для сплава Al + 6 % Fe – в 6 раз, для Al + 1,0 % Ni – в 2,5 раза и для сплава Al + 0,7 % Cr – в 6 раз). Полученные значения минимального износа для сплавов Al с Ni < 2 мг/км², с Fe ~ 1 мг/км см², с Cr < 1 мг/км см².

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СОСТАВА СМЕСИ НА ЕЕ СВОЙСТВА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДА ПЛАНИРОВАНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТА

Сигарев Н. К., Юрковская Т. А.
(ДГТУ, г. Днепродзержинск, Украина)

Проблема получения качественных отливок в требуемом количестве может быть решена только при комплексном управлении технологическим процессом на всех этапах изготовления отливок. Развитие машиностроения привело к значительному повышению требований к качеству отливок, что привело к усложнению отдельных элементов технологического процесса. Возникла необходимость в разработке моделей ряда технологических процессов с целью анализа и рационального использования. Модели, полученные с учетом качественных параметров системы, позволят создавать автоматизированные системы управления производством и технологическим процессом.

В технологическом процессе получения отливок важную роль играет подготовка формовочных и стержневых смесей. Используемые смеси должны обладать необходимыми свойствами. Так, формовочная смесь должна удовлетворять следующим требованиям: прочность на сжатие во влажном состоянии 0,04–0,06 МПа; газопроницаемость не менее 80 единиц и влажность 4–5%. Использование смесей, которые не полностью отвечают этим требованиям, приводит к получению таких литейных дефектов, как газовые раковины, обвал формы, засор и другие. Поэтому своевременный контроль качества формовочной смеси и подготовка смеси с требуемыми физико-механическими свойствами является необходимым условием получения качественных отливок. Указанные выше свойства формовочной смеси зависят от ее состава, включающего в основном отработанную смесь, глину и песок. В связи с использованием ЭВМ для управления технологическим процессом возникла необходимость получения математических моделей, отражающих зависимость свойств формовочной смеси от ее состава. Нами было проведено исследование влияния состава формовочной смеси на ее свойства с использованием симплекс-решетчатого метода планирования эксперимента.

При изучении свойств смеси, зависящих только от концентрации компонентов, факторное пространство представляет собой правильный симплекс с q вершинами в $(q - 1)$ – мерном пространстве. Полином второй степени от q переменных имеет вид

$$Y = \sum_{1 \leq i \leq q} \vartheta_i x_i + \sum_{1 \leq i < j \leq q} \vartheta_{ij} x_i x_j + \sum_{1 \leq i < j < k \leq q} \vartheta_{ijk} x_i x_j x_k, \quad (1)$$

где $\vartheta_i = y_i$;

$\vartheta_{ij} = 4y_{ij} - 2y_i - 2y_j$;

$\vartheta_{ijk} = 3[9y_{ijk} - 4(y_{ij} + y_{ik} + y_{jk}) + (y_i + y_j + y_k)]$.

В общем случае полином имеет C_{q+n}^n коэффициентов (n – показатель степени полинома).

В рассматриваемой задаче переменные x связаны соотношением $\sum x_i = 1,0$, поэтому имеем полином степени n от $(q - 1)$ переменных и число неизвестных коэффициентов будет равно C_{q-n-1}^n . В соответствии с этим минимальное число экспериментальных точек для определения коэффициентов полинома степени n от q переменных составляет C_{q-n-1}^n . Эти точки необходимо равномерно распределить по симплексу. С этой целью используется решетчатое планирование. В случае принятия полинома второй степени точки плана – вершины и середины ребер симплекса.

Исследовали смесь, состоящую из отработанной смеси x_1 , кварцевого песка x_2 и глины x_3 . Компоненты изменяли в следующих пределах:

$$65 \leq x_1 \leq 90; 5 \leq x_2 \leq 30; 5 \leq x_3 \leq 30 \text{ (при постоянной влажности).}$$

В исследуемой области выбрали три смеси следующего состава соответственно x_1, x_2, x_3 . Смесь №1 – (90; 5; 5), смесь №2 – (65; 30; 5), смесь №3 (65; 5; 30), являющиеся вершинами симплекса, относительно которых строили решетку с учетом принятого полинома. Опыты проводили в соответствии с матрицей планирования эксперимента (табл. 1). Образцы для определения свойств смеси готовили на копке модели 030, а испытания на газопроницаемость и прочность в сыром состоянии производили на приборах моделей 042 и 051.

Таблица 1

Матрица планирования и результаты опытов

№ п/п	Вершины			Содержание компонентов, %			Газопрон., ед.	Прочность на сжатие, МПа
	Z ₁	Z ₂	Z ₃	X ₁	X ₂	X ₃		
1	1	0	0	90	5	5	132,67	0,023
2	0	1	0	65	30	5	119	0,017
3	0	0	1	65	5	30	40	0,019
4	0,5	0,5	0	77,5	17,5	5	130,67	0,023
5	0,5	0	0,5	77,5	5	17,5	76,67	0,021
6	0	0,5	0,5	65	17,5	17,5	108,33	0,017
7	0,333	0,333	0,333	73,4	13,3	13,3	107,3	0,026
8	0,67	0,165	0,165	80	10	10	128	0,031

В результате обработки данных получили квадратичные модели зависимости газопроницаемости (Y_r) и прочности в сыром состоянии на сжатие (Y_n):

$$Y_r = 163,96 - 54,01X_2 - 694,9X_3 - 309,4X_2^2 + 2154,24X_2X_3 + 618,56X_3^2; \quad (2)$$

$$Y_n = 0,022 + 0,056 X_2 - 0,003 X_3 - 0,192 X_2^2 - 0,256 X_2 X_3. \quad (3)$$

где $X_2; X_3$ – содержание песка и глины в относительных единицах. Использование полученных уравнений позволяет определять свойства смесей при известном составе без отбора проб смеси и изготовления образцов, а также подбирать состав смеси для заданных величин свойств.

ОСНОВНЫЕ ТРЕБОВАНИЯ К ФОРМОВОЧНЫМ МАТЕРИАЛАМ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ С ОРИЕНТИРОВАННОЙ СТРУКТУРОЙ

Симановский В. М., Максютя И. И., Квасницкая Ю. Г.,

Михнян Е. В., Нейма А.В.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Задача изготовления таких высоконагруженных элементов газотурбинного двигателя (ГТД), как рабочие лопатки, связана со сложностью их геометрии с большим количеством поверхностей критического формообразования и высокими требованиями по точности геометрических параметров поверхностей деталей на уровне 5–7 квалитетов, а также необходимостью достижения шероховатости поверхности не более 1,25 мкм. В последние годы наблюдается тенденция возрастания температуры газа на входе в турбину. При этом технологическим приемом, позволяющим получать сложнопрофильные лопатки ГТД, отвечающие заданным эксплуатационным характеристикам, являются методы направленной кристаллизации (НК). При этих методах получения отливок керамические формы более длительное время находятся в зоне воздействия высоких температур и контактируют с перегретым (до 1550–1600 °С) металлом. Кроме того, при использовании определенного вида литейного оборудования, например УВНК-8П (серийная литейная установка для НК, Россия), на которой проводили плавки авторы данной работы, форма подвешивается на захватах и, естественно, испытывает высокие механические нагрузки. Так, при габаритах лопатки до 350 мм и весе блока до 15 кг изгибающие напряжения, по литературным данным, составляют 20–30 кгс/см². При этом, с учетом концентраторов напряжений и необходимого запаса прочности, уровень напряжений при испытаниях на изгиб керамики формы должен быть не менее 50 кгс/см². Следует учитывать также, что требования к точности литых лопаток определяют и требования к точности литейных форм, которая должна быть не ниже 10–14. При этом необходимо обеспечить стабильность термического расширения и линейной усадки формы при температурах до 1500 °С.

Большое значение при направленной кристаллизации имеют и теплофизические свойства формовочного материала такие, как теплопроводность,

теплоемкость, плотность. Теплофизические свойства должны быть такими, чтобы как можно меньше препятствовать тепловому потоку от нагревателя к металлу и от металла к охлаждающей среде. Это достигается применением материалов с минимальными значениями теплоемкости и плотности и максимальной теплопроводностью.

Таким образом, основными требованиями к материалу литейной формы при направленной кристаллизации являются: минимальное взаимодействие материала с элементами химического состава жаропрочного сплава, прочность на изгибе не менее 50 кгс/мм², точность выполнения рабочих полостей до квалитетов 10–14, максимально возможная теплопроводность, минимальные теплоемкость и плотность.

В настоящее время на предприятиях СНГ, производящих лопатки ГТД, в качестве огнеупорных материалов применяют электрокорунд, дистенсиллиманит, глинозем и маршалит, изредка плавленный кварц. Фирмы ФРГ, США, Англии применяют такие материалы, как электрокорунд, плавленный кварц, глинозем, циркон, диоксид циркония. Однако для удовлетворения вышеперечисленных требований при получении отливок с ориентированной структурой формовочные композиции нуждаются в существенной модернизации. Одним из способов повышения их эксплуатационных характеристик является модифицирование. Разработкой модификаторов и способов их ввода в керамические массы для получения формовочных материалов при изготовлении равноосных и ориентированных лопаток ГТД из сплавов на никелевой основе на протяжении ряда лет успешно занимается лаборатория точного литья жаропрочных сплавов ФТИМС НАНУ. Опытнo-промышленное опробование на предприятиях отрасли в Украине прошли формовочные композиции, содержащие наполнитель – электрокорунд либо плавленный кварц, в качестве связующего – гидролизованый этилсиликат и модификатор – тонкодисперсный порошок алюминия, превращающийся в оксид алюминия при окислении. В результате анализа физико-химических процессов в системах «керамика – модификатор» показано, что модифицирование огнеупорных композиций при реакционном связывании активирует пирогенетические процессы, снижает температуру реакции и уменьшает усадку, что позволяет достичь большей точности и прочности изделий при более низких температурах отжига.

ОПТИМАЛЬНЫЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА ЖИДКОГО РАСПЛАВА В ПЕЧИ С ВЫДЕРЖКОЙ ПРИ ЭТОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ И СВЯЗЬ ИХ С КАЧЕСТВОМ ЗАТВЕРДЕВШЕЙ ОТЛИВКИ

Скребцов А. М., Иванов Г. А., Кузьмин Ю. Д., Качиков А. С.
(ДВНЗ ПГТУ, г. Мариуполь, Украина)

В литературе для сплавов на основе алюминия опубликованы экспериментальные данные, которые свидетельствуют о том, что наилучшие свойства затвердевшего металла наблюдаются при двух-трёх максимальных температурах нагрева.

Задачей настоящего исследования было изучение влияния температуры максимального нагрева расплава и дополнительно различного времени выдержки при этой температуре на качество затвердевшей отливки.

Опыты проводили на сплаве АК9. Металл плавил в стальном тигле с нагревателем из нихромовой проволоки. Температуры нагрева расплава были 700, 750, 800, 850, 900 и 950 °С, а время выдержки – 0,10 и 20 мин. Число опытов при одной температуре и одном времени выдержки – три. Всего проведено 54 опыта.

Расплав после выдержки в тигле заливали в песчано-глинистую форму диаметром 50 мм, высотой 120 мм и измеряли температуру охлаждения расплава с точностью $\pm 0,5$ град. Для этого использовали прибор модели ТРМ-138Р. Кривую охлаждения обрабатывали для определения температур структурных превращений в расплаве и твердом металле по характеру изменения эффективной температуропроводности методом А. М. Скребцова и А. О. Секачева. Затвердевшую отливку разрезали по продольной оси с помощью механической пилы. Поверхность разреза металла шлифовали и на ней проводили 9 горизонтальных параллельных линий. В пяти точках каждой линии измеряли твердость по Бринелю с помощью прибора марки ТЭМП-3.

По изменению твердости шлифов нашли, что у сплава АК9 есть три оптимальных температуры нагрева расплава: 700, или 800, или 900 °С с оптимальным временем выдержки в 10 мин.

Известно, что истинные свойства расплава определяют на малых объемах расплава – капли, капилляры и т. п. Для большого объема жидкого металла с наличием в нем конвекции расплава истинные свойства заменяются на эффективные.

В работах Я. И. Френкеля развита общая теория предпереходных процессов. Например, при плавлении твердого тела еще до достижения температуры ликвидус в веществе появляются первые капельки жидкости. В противоположность этому явлению, в нашей работе по температуропроводности материала впервые обнаружен при температуре меньше солидуса «эффект окончательного затвердевания последних переохлажденных капель жидкого металла».

ПОВЫШЕНИЕ ДИНАМИЧЕСКОЙ ТОЧНОСТИ ДОЗИРОВАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ РАСПЛАВОВ ИЗ МАГНИТОВЕСОВОЙ ЛИТЕЙНОЙ УСТАНОВКИ

Слажнев Н. А., Богдан К. С.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Динамические процессы, происходящие в магнитодинамической установке (МДУ) при дозированной заливке металлических расплавов в литейные формы, оказывают существенное влияние на точность дозирования расплава, а следовательно, – на размерную точность отливок. Результаты проведенных ранее исследований показали, что основным дестабилизирующим фактором является нестабильность расходных характеристик МДУ, вызванная образованием вихревых структур в ее рабочей зоне и, как следствие, колебаний электромагнитного давления в металлопроводе, особенно нежелательных, в выходной фазе дозирования. При исследовании весового метода дозирования с отсоединением массы МДУ была установлена на платформенных весах на основе тензорезисторных силоизмерительных датчиков и микропроцессорного индикатора массы с допустимой погрешностью взвешивания 0,02 % от НПВ. Весоизмерительная система (ВИС) непрерывно контролирует изменение массы МДУ в процессе дозирования расплава и позволяет осуществлять исследование и управление динамическими процессами в МДУ.

Экспериментальные исследования проводились на экспериментальной МДН-6А-0,63 в условиях технологического участка ФТИМС НАН Украины. Структурно-функциональная схема установки (рис. 1) включает: тигель 1 с расплавом алюминия, металлопровод 2, металлоприемник 3, корпус 4, платформу 5, четыре тензорезисторных силоизмерительных датчика 6, основание 7, электромагнит 8, индуктор 9. Выходы датчиков соединены параллельно в соединительной коробке JB-4РА, обеспечивающей суммирование их сигналов и связь с весоизмерительным микропроцессорным индикатором СИ-8000V. Индикатор был подсоединен к последовательному порту СОМ персональной ЭВМ с возможностью записи данных для дальнейшего статистического анализа.

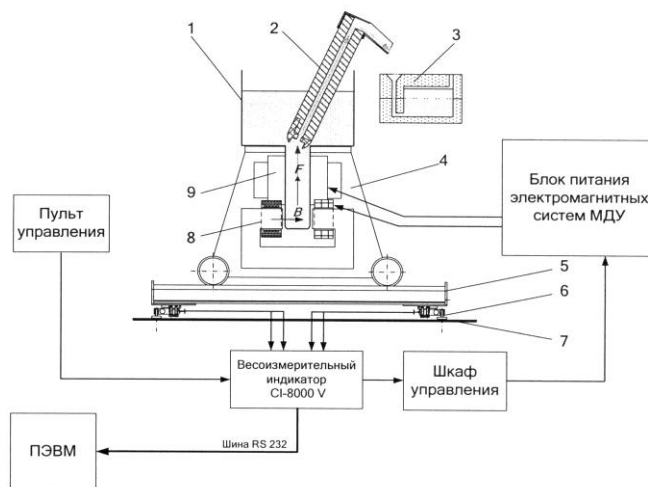


Рис. 1. Схема магнитодинамической установки.

В результате экспериментальных исследований были исследованы пульсации заданной величины массового расхода в процессе дозирования и их зависимость от параметров работы электромагнитных систем МДУ (рис. 2.), инерционные процессы, происходящие при включении режима заливки и при переходе режимов работы МДУ из хранения в режим заливки.

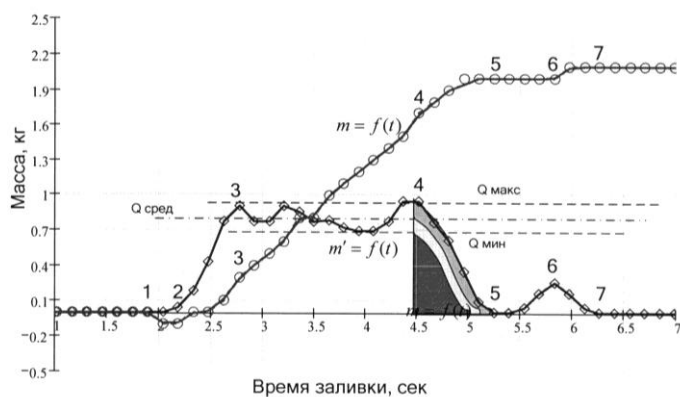


Рис. 2. Зависимость параметров работы электромагнитных систем магнитодинамической установки.

Анализ полученных данных показал наличие переходного процесса до начала изменения массы при разгоне столба расплава от его исходного уровня до сливного носка металлопровода (точки 1–2, рис. 2) и, собственно, начала его слива в металлоприемник (точки 2–3, рис. 2). Такой процесс характеризуется «провалом» (нагрузкой) в пределах $(0,1 \pm 0,05)$ кг после включения МДУ в режим заливки в течение 0,58–1,022 с. Особенно важно учитывать это при больших массовых расходах (5–10 кг/с), когда создаваемые реактивные силы существенно влияют на точность дозирования

Для повышения динамической точности дозирования металлических расплавов из магнитовесовой установки необходимо учитывать и контролировать осцилляции гидродинамического давления в процессе заливки, которые оказывают существенное влияние на инерционный неуправляемый слив расплава в конце цикла заливки, обуславливающий динамическую погрешность дозирования.

Известна возможность управления процессом инерционного слива в конце цикла дозирования путем реверсированного воздействия электромагнитной силы на движущийся поток расплава путем применения принудительного изменения направления действия электромагнитной силы в конце цикла заливки за счет реверсирования фаз напряжения, питающего электромагнит. Показателем эффективности и стабильности в этом случае являлось время, необходимое для переключения электромагнита из аверса в реверс, определяемое временем срабатывания электроаппаратуры (0,25–0,75 с). Для расходов свыше 1 кг/с и вплоть до 10 кг/с применение метода торможения струи расплава реверсированной электромагнитной силой эффективно и технологично, однако отрицательно сказывается влияние колебаний времени срабатывания электроаппаратуры. Для исключения этого

влияния был применен метод торможения струи расплава в конце цикла заливки реверсированной электромагнитной силой путем отключения питания электромагнита. Реверс электромагнитной силы создавался за счет взаимодействия индуцированного в каналах МДУ тока с наведенным на электромагните магнитным полем. Время срабатывания аппаратуры при этом сокращается и определяется только временем отключения электромагнита. Установлено, что перелив металла без торможения струи за счет инерционных сил составил от 12,0 до 24,7 % массы дозы, а погрешность дозирования может достигать 18–20 %, что значительно выше допустимой. В случае применения режима торможения струи металла, масса перелива составила от 1,1 до 8,33 % массы дозы или в среднем 4,715 %. Эффективность применения режима торможения обусловила более чем трёхкратное (3–3,5 раза) сокращение массы и времени инерционного слива по отношению к обычному неуправляемому инерционному сливу.

ИССЛЕДОВАНИЕ КЕРАМИЧЕСКОГО ФЛЮСА ДЛЯ НАПЛАВКИ НА ОСНОВЕ СОЛЕОКСИДНОЙ СИСТЕМЫ $MgO-Al_2O_3-SiO_2-CaF_2$

Сокольский В. Э., Давиденко А. О.
(КНУ им. Тараса Шевченко, г. Киев, Украина)

В связи с тем что керамические флюсы при производстве требуют гораздо меньших энергетических затрат, чем плавленные, сейчас в Украине усиленно разрабатываются и изготавливаются керамические флюсы. Однако для их производства и использования необходимо детальное изучение процессов, которые происходят в сварочной ванне, поскольку характер межчастичного взаимодействия в них значительно сложнее, чем в плавных флюсах.

Для исследования выбран модельный флюс расчетного состава (табл. 1). После агломерации в грануляторе с жидким стеклом флюс имел фактический химический состав, показанный в таблице 1.

Таблица 1

Выбор состава флюса

№ п/п		Состав флюса, масс. %						
		MgO	Al ₂ O ₃	SiO ₂	CaF ₂	Na ₂ O	K ₂ O	Fe ₂ O ₃
1	Расчет	30	25	20	25	-	-	-
2	Факт	25,8	18,7	28,4	22,2	1,58	0,8	1,88

Результаты электронно-микроскопического исследования порошкообразного керамического флюса свидетельствуют, что частицы исходных компонентов MgO, Al₂O₃, SiO₂ и CaF₂ практически не претерпевают изменений в результате грануляции и последующего отжига при 500 °С. Это подтверждается и рентгенофазовым анализом (рис. 1).

При более высоких температурах начинается образование высокотемпературных фаз основных компонентов, а при 700 °С образуется новая кристаллическая фаза – шпинель (Al_2MgO_4). Плавление флюса начинается при 1200 °С, а при 1500 °С на фоне расплавленной составляющей существует только шпинель. Рентгенографический анализ флюса после переплавки при 1500 °С подтверждает существование Al_2MgO_4 , Mg_2SiO_4 и, возможно, CaMgSiO_4 и CaF_2 (рис. 2).

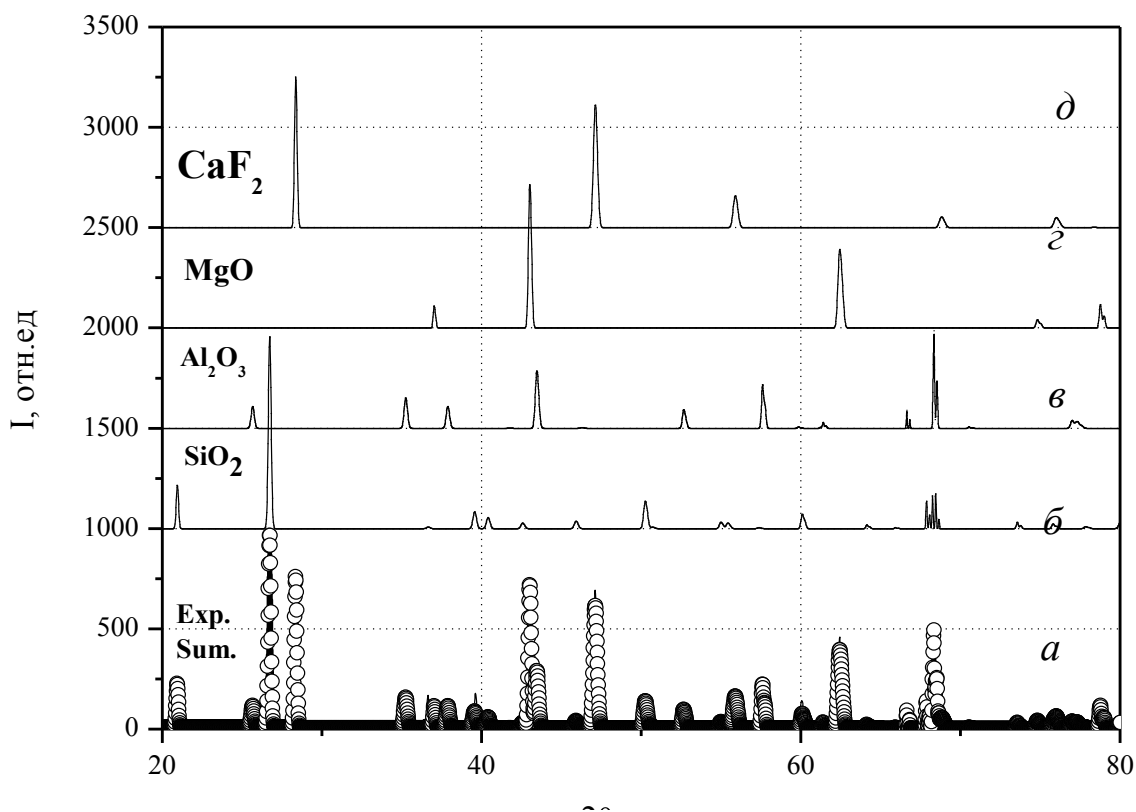


Рис. 1. *a* – рентгенограмма перетертого в порошок керамического флюса ($\circ\circ\circ\circ$) и суммарная кривая после усовершенствования профиля на основе элементарных ячеек SiO_2 , Al_2O_3 , MgO и CaF_2 по Powdercell (—); *б* – α -кварц; *в* – корунд; *г* – периклаз; *д* – флюорит.

В шлаковой корке после сварки шпинельная фаза и Mg_2SiO_4 также присутствуют, остальные фазы присутствуют на уровне фона.

Высокая температура плавления и значительная химическая устойчивость к агрессивному воздействию различных химических реагентов (в данном случае сварочных шлаков) приводит к тому, что часть оксида магния и алюминия, соединенные в кристаллическую шпинель, практически не участвует в процессах межчастичного взаимодействия в сварочной ванне, поскольку твердые частицы слабее реагируют с жидкостными микрочастицами.

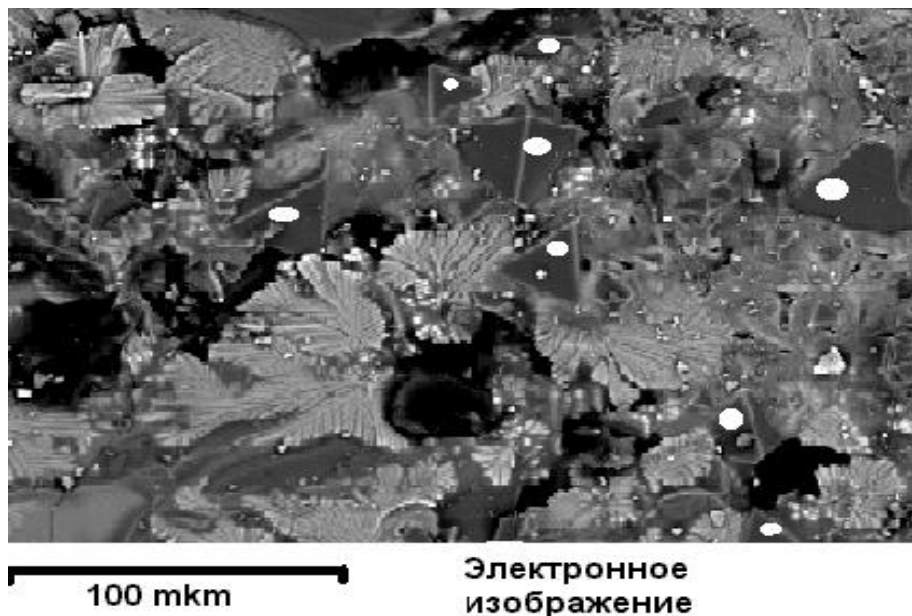


Рис. 2. Микрофотография поверхности флюса. Белыми овалами показана кристаллическая фаза шпинели Al_2MgO_4 .

Однако если коэффициенты термического расширения шпинели и продуктов затвердевания жидкой фазы будут существенно различаться при температурах вблизи комнатной, то из-за возникновения микронапряжений между шпинелью и соседними компонентами создадутся предпосылки для хорошей отделимости шлаковой корки от сварного металла.

Для более полной интерпретации полученных результатов необходимо использовать сложную диаграмму состояния $\text{Na}_2\text{O}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{MgO}-\text{SiO}_2-\text{CaF}_2$, но такая диаграмма отсутствует в научной литературе.

Дополнительные исследования, проведенные нами, показали, что до $900\text{ }^\circ\text{C}$ практически не происходит взаимодействие компонентов флюса с жидким стеклом. Полное плавление флюса следует ожидать после $2105\text{ }^\circ\text{C}$ (температура полного плавления шпинели).

Проведенное исследование свидетельствует о сложном характере взаимодействия в керамическом флюсе перед формированием расплавленной шлаковой фазы. Основные структурные изменения при нагреве флюса до $1200\text{ }^\circ\text{C}$ происходят за счет твердофазных взаимодействий в продукте, образованном спеком жидкого стекла с границащими с ними основными компонентами флюса.

Таким образом, изучение структурных преобразований в керамических сварочных флюсах является необходимым условием для производства и эксплуатации данных материалов.

**ИССЛЕДОВАНИЕ СТРОЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ РАСПЛАВОВ
НА КАФЕДРЕ ФИЗИЧЕСКОЙ ХИМИИ КИЕВСКОГО
НАЦИОНАЛЬНОГО УНИВЕРСИТЕТА
ИМЕНИ ТАРАСА ШЕВЧЕНКО**

Сокольский В. Э., Казимиров В. П., Шовский В. А.,
Роик А. С., Смык С. Ю., Самсонников А. В.
(*КНУ им. Тараса Шевченко, г. Киев, Украина*)

Работы советских и особенно украинских ученых в области исследования строения металлических расплавов до середины 80-х годов прошлого века высоко ценились за рубежом. Так, в работе З. Штеба [1] из 38 литературных источников 6 – ссылки на собственные работы, 8 – на основателей метода и 12 – на работы советских (из них 10 украинских) ученых. Сейчас в зарубежных журналах практически не встретишь ссылок на работы, которые проведены в Украине, однако исследования в этом направлении продолжаются.

Основная часть наших структурных исследований посвящена исследованию бинарных (в некоторых случаях тройных) металлических расплавов. Основной цикл работ связан с исследованием межатомного взаимодействия в расплавах 3d-переходных металлов Cu, Mn, Cr, Fe, Co, Ni и Ag с германием и Fe, Co и Ni с оловом. В последние годы проводятся работы по исследованию бинарных и тройных расплавов алюминия с 3d-металлами, склонных к образованию квазикристаллов.

Во всех исследованных германиевых системах доказано микронеоднородное строение расплавов, которое связано с неэквивалентностью парных взаимодействий типа Me–Me, Me–Ge, Ge–Ge, а также стабильность микрогруппировок атомов состава Me_5Ge_3 (37,5 ат. % Ge), где в ближнем окружении реализуются межатомные расстояния и координации, свойственные интерметаллиду. Элементами микронеоднородного строения в зависимости от состава являются группировки атомов состава Me_2Ge , Me_5Ge_3 , $MeGe_2$ и группировки атомов со структурой жидкого Ge или группировки типа твердого раствора германия в 3d-металле. Концентрационные интервалы сосуществования микрогруппировок определенного типа коррелируют с характером концентрационной зависимости структурных параметров расплавов. Даже в расплавах простой эвтектической системы Ag–Ge структурные параметры заметно отличаются от аддитивных значений, но коррелируют с аномальными зависимостями физико-химических свойств. Причинами этих явлений является металлизация германия при плавлении, что приводит к формированию в расплавах в области составов, богатых серебром, ближнего порядка по типу электронного соединения Юм-Розери, обуславливая аномалию физико-химических свойств и склонность к аморфизации [2].

Установлено, что перегрев расплавов Fe–Sn, Co–Sn и Ni–Sn на 200–300 °С в широкой концентрационной области практически не изменяет значения структурных параметров. В этих исследованиях впервые применен метод обратного Монте-Карло и получены значения парциальных межатомных расстояний Me–Me, Me–Sn и Sn–Sn. На кривых структурного фактора и структурных характеристик четко выделяются две концентрационные области,

которые отличаются своим строением: область высокого содержания переходных металлов (0–40÷50 ат. %), где структурные параметры линейно изменяются с изменением состава олова и область высокого содержания олова (70–100 ат. %), в которой практически не наблюдается изменение структурных параметров. В переходной концентрационной области (40–70 ат. %) Sn происходит резкое изменение параметров ближнего порядка. Парциальные структурные факторы $a_{Me-Me}(S)$ и $a_{Me-Sn}(S)$ идентичны, что свидетельствует о сохранении локальной структуры переходного металла в расплаве с частичным замещением металла на олово. Об этом свидетельствуют и концентрационные зависимости структурных параметров и парциальных межатомных расстояний [3]. За последние годы проведено исследование структуры расплавов бинарных Al–Me (Me = Co, Ni, Cu) и тройных систем Al–Ni–Fe и Al–Ni–Co. Выбор систем связан с тем, что в них при закалке могут образовываться квазикристаллические фазы. Отличительной чертой структуры исследованных расплавов является наличие небольшого пика (предпика) на малоугловой ветви первого максимума кривых структурного фактора [4], что идентифицирует химическую природу атомного упорядочения и средний порядок как результат корреляции в расположении атомов переходных металлов. Методом обратного Монте-Карло реконструированы структурные модели расплавов с последующим анализом их методом Вороного-Делоне. Установлены существенные отклонения от аддитивности структурных параметров, что обусловлено приоритетным взаимодействием атомов разного сорта.

Существование предпика, по нашему мнению, обусловлено образованием пентагональных колец, где атомы переходных металлов располагаются на расстоянии 0,41–0,44 нм друг от друга. Пентагональные кольца являются структурными элементами политетраэдрических кластеров. Образование кластеров с таким специфическим химическим упорядочением является результатом взаимодействия между атомами алюминия и переходных металлов. Установлено, что концентрационная зависимость характеристик локальной структуры атомов для расплавов Al–Ni и Al–Co в области концентраций, которая соответствует образованию квазикристаллических фаз, имеет немонотонный характер. В последние годы, наряду с методом обратного Монте-Карло, для описания строения некристаллического конденсированного состояния применяется метод молекулярной динамики.

ЛИТЕРАТУРА

1. Steeb S. *Struktur metallischer Schmelzen* / S. Steeb // *Z. Metallkd.* – 1966. – Bd-57. – P. 97–103.
2. Казимиров В. *Строение расплавов 3d-переходных металлов с германием* : автореф. дис. д-ра хим.наук. – К., 1991.
3. Смик С. *Рентгенографічне дослідження та аналіз локальної структури розплавів 3d-перехідних металів з оловом методом RMC* : автореф. дис... канд. хим. наук. – К., 2002.
4. Роїк О. *Експериментальне дослідження та аналіз структури металічних розплавів методами оберненого Монте-Карло та Вороного-Делоне* : автореф. дис... канд. хим. наук. – К., 2002.

**ИССЛЕДОВАНИЕ СТРОЕНИЯ ШЛАКОВЫХ РАСПЛАВОВ
НА КАФЕДРЕ ФИЗИЧЕСКОЙ ХИМИИ КИЕВСКОГО
НАЦИОНАЛЬНОГО УНИВЕРСИТЕТА
ИМЕНИ ТАРАСА ШЕВЧЕНКО**

Сокольский В. Э., Казимиров В. П., Шовский В. А.,
Роик А. С., Гончаров И. О., Галинич В. И.
(*КНУ им. Тараса Шевченко, г. Киев, Украина*)

Бурное развитие автоматической сварки под флюсом дало толчок к росту фундаментальных научных исследований в этой области (и, в частности, в области структурных исследований шлаковых расплавов), где долгое время преобладал метод проб и ошибок. Благодаря финансовой поддержке Института электросварки им. Е. О. Патона под руководством проф. Г. И. Баталина (зав. кафедрой физхимии в то время) с середины 70-х годов прошлого столетия начались исследования строения шлаковых расплавов. Несмотря на то что было накоплено много экспериментальных данных по исследованию физико-химических свойств шлаковых расплавов, отсутствие структурных данных и основанных на них структурных моделей существенно сдерживало прогресс в этой области.

Первая наша работа касалась исследования структуры аморфного кремнезема в интервале температур 298–1773 К. Установлено, что до 1273 К заметных структурных изменений в аморфном кремнеземе не происходит, а при более высоких температурах наблюдается уменьшение среднего угла в связях Si–O–Si между соседними тетраэдрами SiO₄⁴⁻. Установлено, что параметры, характеризующие тетраэдр SiO₄⁴⁻ (ближайшее межатомное расстояние Si–O равно 1.64, координационное число (КЧ) Si_(O)=4), не зависят от внешних условий. Добавки диоксидов титана и циркония в стеклообразный кремнезем приводят к образованию микрообластей с преимущественным содержанием диоксидов циркония и титана с КЧ ~ 6, что выше, чем для чистого кремнезема.

Следующий этап работ был связан с исследованием бинарных силикатных систем Na₂O–SiO₂, CaO–SiO₂, MgO–SiO₂, MnO–SiO₂, B₂O₃–SiO₂, которые рассматривались как основа сварочных флюсов нового поколения. Используя для интерпретации экспериментальных данных систему ионных радиусов Шеннона и Прюита, удалось выявить ряд закономерностей, которые присущи бинарным силикатным системам. Так, для системы Na₂O–SiO₂ доказано микронеоднородное строение расплава на основе микрогруппировок SiO₂, Na₂O*2SiO₂, и Na₂O в зависимости от состава. В системе CaO–SiO₂ при плавлении сложные кристаллические структуры распадаются с образованием более простых агрегатов, которые формируют ближний порядок и одновременно в систему кальций-кислородных октаэдров и кубов вписываются орто- и триортогруппы кремнекислородных октаэдров. Исследование расплавов системы MgO–SiO₂ показало, что в узком концентрационном интервале исследования, который ограничен предельной рабочей температурой установки, сосуществуют микрогруппировки типа Mg₂SiO₄ и SiO₂.

Структура расплавов системы MnO-SiO_2 формируется на основе микрогруппировок типа SiO_2 , Mn_2SiO_4 и SiO_2 . В расплавах зафиксировано два преимущественных значения расстояния Mn-O : 0,200 и 0,220 нм, что объясняется различным спиновым состоянием иона марганца.

Шлаковые расплавы тройных силикатных систем $\text{MnO-SiO}_2\text{-TiO}_2$ и $\text{MnO-SiO}_2\text{-ZrO}_2$ формировались на основе двойной системы MnO-SiO_2 , где до 15 мол. % MnO и SiO_2 замещалось TiO_2 или ZrO_2 . Анализ структурных факторов и кривых радиального распределения атомов позволил сделать следующие выводы: 1) расплавы, составы которых близки к MnTiO_3 , состоят из координационных полиэдров титана и марганца, где ближайшие межатомные расстояния (0,206 нм), межатомные углы и координационные числа (6) приблизительно совпадают; 2) расплавы, близкие по составу к Mn_2TiO_4 , состоят из полиэдров разных размеров, хотя их координационные числа близки к 6. Расплавы типа Mn_2TiO_4 и MnTiO_3 структурно однородные. На тройных системах опробовались наши новые структурные модели и некоторые методические разработки по улучшению качества структурных исследований. К концу этой фазы исследования были использованы метод обратного Монте-Карло и метод Вороного-Делане, которые дают возможность получать многоатомные структурные модели, структурный фактор для которых согласуется с экспериментальным в пределах погрешности. Путем огромного числа атомных сдвигов (принимаются только те смещения, которые приближают форму экспериментального и теоретического структурного фактора друг к другу) достигается максимальное подобие обоих структурных факторов. Далее различными методами возможен анализ атомной ячейки.

После приобретения соответствующего опыта мы приступили к исследованиям реальных сварочных флюсов, которые являются многокомпонентными оксидными (силикатными) системами с добавками CaF_2 . Нами была усовершенствована методика эксперимента и расчетов для исследования многокомпонентных расплавов, получены экспериментальные кривые. Разработана методика оценки основности сварочных флюсов по рассчитанной из эксперимента кривой радиального распределения атомов. При таком подходе появилась возможность оценки температурной зависимости основности в некотором температурном интервале. На основе проведенных исследований была предложена модель строения оксидного расплава на основе плотных сферических наноупаковок атомов кислорода жидкостного типа. В их тетраэдрических и октаэдрических пустотах располагаются катионы, причем катионы меньшего размера расположены ближе к центру, а большие – ближе к периферии. Такие наноупаковки находятся в непрерывной квазигазовой среде, которая состоит из отдельных атомов молекул и, возможно, более крупных частиц. Все описанные исследования в основном приведены в [1–2].

ЛИТЕРАТУРА.

1. Сокольский В. Е. Будова розплавів багатоконпонентних оксидних систем : автореф. дис. д-ра хим.наук. – К., 2002.
2. Шпак А. П. Структурные особенности расплавов оксидных систем / А. П. Шпак, В. Э. Сокольский, В. П. Казимиров, С. Ю. Смык, Ю. А. Куницкий. – К. : Академперіодика, 2003. –138 с.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЛИТЬЯ ДЕТАЛЕЙ ПРОМЫШЛЕННЫХ СМЕСИТЕЛЕЙ

Соценко О. В., Посыпайко И. Ю., Белич А. В.
(НМетАУ, г. Днепрпетровск, Украина)

Проблема повышения абразивостойкости деталей промышленных смесителей для подготовки и переработки материалов и сырья в горнорудной, металлургической, строительной и других отраслях промышленности была и остается в числе актуальных. Она предусматривает решение комплекса задач, в числе которых: разработка новых износостойких материалов и способов их получения; освоение технологий изготовления изнашиваемых деталей из этих материалов; поиск эффективных методов защиты поверхности изделий от износа путем нанесения на них защитных покрытий и слоев (биметалл) методом наплавки, установки на них износостойких накладок, насадок и др.

В статье предпринята попытка путем компьютерного моделирования технологического процесса литья износостойких насадок определить его основные параметры для последующей реализации в производственных условиях (рис. 1, а).

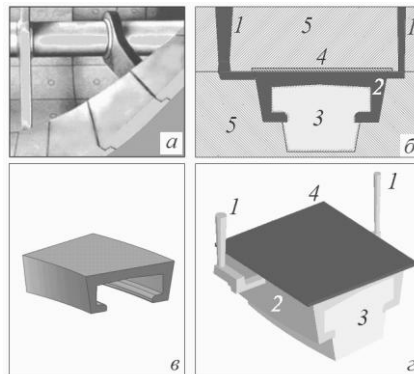


Рис. 1. Лопасть смесителя с износостойкими насадками (а), схема литейной формы для изготовления насадок (б), 3D-модель насадки (в), сборка 3D-моделей для компьютерного моделирования процесса литья насадок (г): 1 – элементы литниковой системы; 2 – отливка; 3 – песчаный стержень; 4 – плита-холодильник; 5 – песчаная форма.

Анализ особенностей конструкции и условий работы промышленных смесителей показал, что в качестве альтернативы наплавке лопастей смесителя электродами может быть реализован вариант их защиты от абразивного износа литыми износостойкими насадками (рис. 1, а, в). Схема фрагмента комбинированной литейной формы для литья насадок показана на рис. 1, б. Применение в верхней полуформе чугунного холодильника в виде плиты (рис. 1, б, г) обеспечивает ускоренное затвердевание чугуна отливки с образованием износостойкого отбеленного рабочего слоя. Боковые монтажные элементы отливки затвердевают в сухой песчаной форме и должны иметь достаточно плотную структуру и необходимую прочность. Исходя из указанных условий и требований к материалу, в статье исследовали характер локализации зон образования усачных дефектов в зависимости от толщины плиты-холодильника.

, г. Чебоксары). Особенностью конструкции 3D-модели отливки (рис. 1, в, г), созданной в программе SolidWorks, является наличие холодильника

и двух тепловых узлов, что создает неблагоприятные условия для направленности затвердевания металла. В качестве основного управляющего фактора исследовали влияние толщины чугунного холодильника на процессы формирования отливки и образование в ней усадочных дефектов. Для сравнения в программе LVMFlow были смоделированы 4 варианта затвердевания литой детали без холодильника и с различной его толщиной: 4 мм, 8 мм и 16 мм.

Для моделирования насадки в процессорном модуле программы «Полная задача» применяли такие исходные данные и установки: размер ячейки— 2,5 мм; общее количество ячеек— 994 280; минимальная толщина формы — 30 мм; материал холодильника – серый чугун, материал отливки — специальный чугун; заданная температура заливки — 1400 °С; материал формы и стержня — песок; начальная температура— 20 °С.

Анализ характера затвердевания литой детали и мест возможного появления усадочных дефектов, обозначенных программой, позволил определить проблемные места (рис. 2).

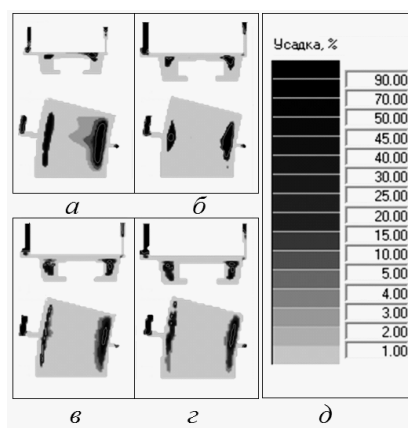


Рис. 2. Места локализации и объем усадочных дефектов в отливке при литье без холодильника (а) и в зависимости от его толщины: б – 4 мм; в – 8 мм; г – 16 мм; д – шкала усадки в модуле «Полная задача».

Из рисунка видно, что при отсутствии холодильника в рабочем слое насадки образуется усадочная раковина. Особенно четко она проявляется со стороны выпора (см. рис. 2, а). Естественно, что такая деталь не пригодна для эксплуатации, т. к. высокотвердый отбеленный слой в ней отсутствует и необходимость в установке холодильника очевидна. При использовании холодильников с толщинами стенок 8 и 16 мм усадочные дефекты распределяются по стенкам насадки, что делает их менее устойчивыми к прилагаемым нагрузкам при эксплуатации, что может привести к преждевременному выходу их из строя. Наименьший объем усадочных дефектов наблюдается при использовании холодильника с толщиной стенки 4 мм. Этот вариант технологии комбинированной литейной формы рекомендован для проведения натурных экспериментов по изготовлению опытной партии отливок износостойких насадок для лопастей бетоносмесительного комплекса КР-0110 производства ООО Завод «Строммаш» (Украина).

ИДЕНТИФИКАЦИЯ НАРУШЕНИЙ В ТЕХНОЛОГИИ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Становский А. Л., Коряченко А. А., Щедров И. Н.
(ОНПУ, г. Одесса, Украина)

В литейном производстве большие проблемы создают организационно-психологические факторы: не соблюдаются режимы процессов, полученные в результате сложных расчетов; игнорируются показания точных приборов; не выдерживаются составы используемых смесей. Причиной этих нарушений зачастую является то, что на этапах техпроцесса используются сезонные либо случайные рабочие, которые не соответствуют культуре производства, поддерживаемой на предприятии.

В этих условиях сложно не только проектировать и управлять процессами литья, но и контролировать их соответствие действующим нормативным документам, которые в реальном производстве чаще всего сознательно или бессознательно нарушаются. Все это приводит к тому, что производители отливок не всегда могут найти действительные причины возникающего брака: техпроцесс неудачно спроектирован, в работе материалы с отклонениями свойств, сработал «человеческий фактор» и т. п.

Для решения этих проблем предлагается метод, который состоит во введении в технологический процесс литья интеллектуальных идентификаторов, позволяющих ответить на следующие вопросы: было ли нарушение технологического процесса; если было, то на каком участке; было ли нарушение следствием непреодолимых причин или оно представляет собой отклонение от культуры производства; что можно сделать, чтобы вручную или автоматически компенсировать нарушение.

Интеллектуальный идентификатор позволяет в отдельных случаях определить, находился ли на том или ином рабочем месте человек, действительно нанятый на работу и обученный для выполнения соответствующей операции.

Идентификация – это распознавание некоторого образа на основании предварительно заданного описания. В нашем случае под идентификацией понимали принятие вывода о факторах нарушения условий техпроцесса: нарушение режимов, нарушение составов веществ и т. п. и о причинах таких нарушений: оборудование, снабжение, человеческий фактор и т. п. Фактически идентификация нарушений литейной технологии была сведена к классификации процесса по заданному набору признаков. Поскольку в случае определения личности такая классификация выполняется в условиях наличия неполных данных о человеке, она относится к категории интеллектуальных [1].

Таким образом, идентификация сводится к следующим действиям, дополняющим (явно или скрыто) действующий нормативный техпроцесс литья.

1. Подготовка и «инъекция» идентификаторов. На параметрическом уровне это, например, – введение в исходные материалы (формовочные смеси, шихту) дополнительных веществ, на личностном – организация явных или скрытых опросов работников, ответы которых позволяют раскрыть объективные основы интегральных психологических свойств, характеризующих человека как индивидуальность. Для этого в описание включаются

сенсорно-перцептивные, мнемонические, интеллектуальные, эмоциональные, волевые и подобные характеристики, то есть при раскрытии психологического вида личности используются данные о психических функциях, процессах и состояниях, полученные при изучении конкретного индивида.

2. Идентификаторы обоих уровней позволяют получить набор чисел (признаков), которые с помощью параметрического и интеллектуального классификаторов ставят «диагноз» конкретной реализации процесса литья.

3. Процесс идентификации нарушений запускается, если качество отливок не удовлетворяет требованиям технического контроля. В этом случае информация от системы интеллектуальной идентификации передается менеджменту процесса в целом, а также на его начальные этапы для принятия соответствующих технических и организационных мер.

Для идентификации технических нарушений в формовочную смесь и жидкий металл вводили вещества-идентификаторы. Химический состав, количество и метод введения того или иного вещества определяется перечнем контролируемых параметров, диапазоном изменений каждого из них и другими технико-экономическими факторами. Основные требования к идентификаторам: однозначность и значимость признаков, нетоксичность и относительно небольшая стоимость. Так, например, для контроля температуры внутри песчаной литейной формы в диапазоне 150–350 °С можно использовать фенолформальдегидные смолы, поликонденсация которых существенно зависит от кинетики изменения температуры в точке контроля, а в диапазоне 900–1350 °С – смесь порошков окислов (стекла), которая в зависимости от температуры по-разному оплавляется и остекловывается.

Идентификация личности рабочего относится к разделу психологии. Здесь проблема заключается в том, чтобы незаметно для рабочего заставить его выполнить определенные действия, в зависимости от результатов которых система получает набор индивидуальных числовых признаков. Приведем пример. Рабочий на пульте (экране компьютера при современном автоматизированном производстве) произвольно выбирает одну клетку с заданным знаком из двумерного разноцветного массива (например, числом). Причем, один и тот же знак встречается несколько раз, но в клетках разного цвета. Цвет выбранной клетки – индивидуальный признак.

Параллельно с выполнением действий внутренние часы скрытой программы могут отсчитывать израсходованное на каждое из них время. Это дает дополнительные значения индивидуальных признаков.

Испытание системы идентификации на простом примере изготовления стальных отливок в песчано-смоляных формах в условиях действующего производства и техпроцесса с заведомо правильными характеристиками подтвердило выводы идентификатора и позволило устранить нарушения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ротштейн А. П. *Интеллектуальные технологии идентификации: нечеткие множества, генетические алгоритмы, нейронные сети* / А. П. Ротштейн. – Винница : Универсум, 1999. – 320 с.

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ТЕПЛОВОЙ РАБОТЫ КРИСТАЛЛИЗАТОРА МАШИН НЕПРЕРЫВНОЙ РАЗЛИВКИ ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ ПУТЕМ ИЗМЕНЕНИЯ СПОСОБА ИХ ОХЛАЖДЕНИЯ И КОНСТРУКЦИИ

Стулов В. В.

(ИМиМ ДВО РАН, г. Комсомольск-на-Амуре, Российская Федерация)

В работе [1] приведены результаты тепловой работы кристаллизатора машины непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) при изменении скорости разливки стали (0,3–0,75 м/мин). Увеличение скорости разливки стали в 2 и более раз приводит к увеличению средней плотности теплового потока в стенке кристаллизатора (1,0–1,5 мВт/м²). В связи с этим возрастают требования к системе охлаждения кристаллизатора. Расход воды на охлаждение кристаллизатора МНЛЗ может достигать 450 м²/час по причине недопустимости нагрева воды в каналах более чем на 4–9 °С в связи с возможным подкипанием воды в каналах.

Одной из важнейших проблем современного машиноведения является обеспечение безопасной эксплуатации машин, в том числе металлургических. Одним из возможных событий при развитии аварийной ситуации непрерывной разливки металла является паровой взрыв, возникающий при взаимодействии расплава с водой. Сегодня в мире на вертикальных литейных машинах с водяным охлаждением кристаллизаторов производят более 50 % всех алюминиевых заготовок. При прямом контакте расплавленного алюминия с водой и паром в литейных сооружениях существует серьезный риск образования взрывов. Сильные взрывы более вероятны при контакте металла с ржавой стальной поверхностью.

Применение тепловых труб в системах охлаждения кристаллизаторов машин [2] позволяет, кроме повышения эффективности теплообмена, произвести в системах охлаждения замену воды на теплоноситель с более высокой температурой кипения, что приводит к уменьшению давления в контуре в десятки раз и увеличивает безопасность используемых машин. В способе охлаждения [2] принудительное охлаждение стенок осуществляют после достижения ими температуры $t = (0,5–1,5)t_k$, где t_k – температура кипения теплоносителя в каналах стенок.

Получение непрерывных заготовок и отливок в кристаллизаторе и форме [3–5], охлаждаемых с использованием тепловых труб, позволяет уменьшить более чем в 2 раза время формирования отливки, повысить эффективность охлаждения за счет протекания процессов фазового перехода теплоносителя, свести к минимуму перепады температур по высоте и ширине стенок кристаллизатора и в стержне формы (не более 5 °С при разливке алюминия), увеличить температуру охлаждающей воды до 50 °С и более, заменить дорогостоящий материал стенок (медь, бронза) на сталь, повысить качество заготовок и отливок (уменьшается более чем в 1,5 раза

средний размер зерна, уменьшается вероятность растрескивания металла), уменьшить расход охлаждающей среды более чем в 2 раза.

ЛИТЕРАТУРА

1. Экспериментальное исследование тепловой работы радиального кристаллизатора МНЛЗ / В. В. Стулов [и др.] // Известия вузов. Черная металлургия. – 1990. – № 9. – С. 25–26.

2. Патент № 2351427 RU. Способ охлаждения кристаллизатора при получении непрерывнолитых заготовок и кристаллизатор для получения непрерывнолитых заготовок / В. В. Стулов, В. И. Одинокоев. – [Б. и.], 2009, Бюл. № 10. – 7 с.

3. Физическое моделирование процесса получения непрерывнолитой стальной заготовки / В. В. Стулов [и др.] // Известия вузов. Черная металлургия. – 2009. – № 8. – С. 41–46.

4. Физическое моделирование процесса охлаждения стальной отливки / В. В. Стулов [и др.] // Известия вузов. Черная металлургия. – 2010. – № 10. – С. 12–15.

5. Стулов В. В. Технологии заливки алюминиевого сплава в футерованную форму при получении полых отливок / В. В. Стулов, А. М. Севастьянов // Литейное производство. – 2010. – № 6. – С. 19–22.

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ НЕПРЕРЫВНОЙ РАЗЛИВКИ СЛЯБОВ ПУТЕМ ИЗМЕНЕНИЯ СПОСОБА ПОДВОДА ЖИДКОЙ СТАЛИ В КРИСТАЛЛИЗАТОР С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА МЕТАЛЛОПРОДУКЦИИ

Стулов В. В., Одинокоев В. И., Горнаков А. И
(ИМиМ ДВО РАН, г. Комсомольск-на-Амуре, Российская Федерация)

Актуальной проблемой в черной металлургии является получение непрерывнолитых слябовых заготовок с измельченной структурой. Решение этой проблемы путем электромагнитного перемешивания жидкой стали в кристаллизаторе машины непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) является достаточно трудоемким и дорогостоящим мероприятием. Перемешивание жидкой стали в кристаллизаторе механическими устройствами не надежно и затрудняет технологический процесс разлива стали в кристаллизатор. Наиболее перспективным является гидродинамическое перемешивание жидкой стали в кристаллизаторе струями расплава, опробованное на слябовых машинах металлургических комбинатов «Азовсталь» (1990–1992 гг.) и ОАО «Амурметалл» (2007–2008 гг.). Результаты таких исследований приведены в работах [1–4], описание способа и устройства для непрерывной разлива слябовых заготовок – в работах [5; 6]. Использование для перемешивания жидкой стали в кристаллизаторе погружного

напорного разливочного стакана [5] с формированием набегающего потока расплава позволяет добиваться получения положительного металлургического эффекта (измельчения структуры, уменьшения физической и химической неоднородностей литого металла).

В исследованиях применяли погружные разливочные стаканы из кварцевого стекла и алюмоуглеродистого материала. В работе использовали кристаллизаторы с поперечными сечениями 200×1550 ; 250×1650 и 300×1800 мм, в которые разливали стали 17Г1С, 09Г2С, 3сп. Характер изменения температуры жидкой стали в кристаллизаторе, а также изменение температуры охлаждающей воды в кристаллизаторе позволяют сделать вывод о возможности отвести большую часть тепла перегрева стали в верхней части кристаллизатора без привлечения дополнительных устройств электромагнитного перемешивания. Уменьшение протяженности зон направленной кристаллизации в опытных слябах по сравнению с существующими с 96 до 37 мм (в 2,6 раза) свидетельствует о существенном изменении условий кристаллизации металла. В опытных слябах уменьшается глубина залегания паукообразных трещин с 6 до 3,5 мм (в 1,7 раза) по большому радиусу кривизны слитка и с 9 до 4,6 мм (в 2 раза) по малому радиусу кривизны слитка. Прокат, полученный из опытных слябов, характеризуется более высокими механическими свойствами: ударной вязкостью – на 5–30 % и прочностью σ_T , σ_B – на 5–7 %.

ЛИТЕРАТУРА

1. Стулов В. В. Совершенствование процесса непрерывной разливки стали на основе исследования гидродинамики и теплообмена в кристаллизаторе : автореф. дис. канд. техн. наук. – М., 1992. – 17 с.

2. Влияние конструкции погружного разливочного стакана, устанавливаемого в кристаллизаторе МНЛЗ на макроструктуру слябов / В. В. Стулов [и др.] // Известия вузов. Черная металлургия. – 2009. – № 6. – С. 29–33.

3. Влияние деформации слябов и технологии их разливки на механические свойства получаемого проката / В. В. Стулов [и др.] // Металлург. – 2010. – № 1. – С. 53–55.

4. О процессе кристаллизации слябовых заготовок / В. В. Стулов [и др.] // Известия вузов. Черная металлургия. – 2010. – № 8. – С. 15–17.

5. Патент № 2379153 RU. Устройство для непрерывной разливки прямоугольных стальных слитков / В. В. Стулов. – [Б. и.], 2010, Бюл. № 2. – 5 с.

6. Патент № 2381086 RU. Способ непрерывной разливки прямоугольных стальных слитков / В. В. Стулов [и др.]. – [Б. и.], 2010, бюл. № 4. – 7 с.

СОЗДАНИЕ И ОПРОБОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЙ ПОЛУЧЕНИЯ ЛИТЫХ СТАЛЕМЕДНЫХ ЗАГОТОВОК В ВАКУУМЕ

Титова Е. С.

(НМетАУ, г. Днепрпетровск, Украина)

Актуальность выбранной темы обусловлена постоянно возрастающим спросом, прежде всего, со стороны энергетики и металлургии на медные изделия с высокой конструктивной прочностью, эксплуатируемые в экстремальных условиях. Анализ состояния разработки проблемы и аналитический обзор существующих средств упрочняющей обработки меди позволили выявить узкоцелевое их назначение, сложность реализации и обеспечения высокого качества поверхности и бездефектности зоны контакта слоев биметалла, а также одновременно достижения высокого уровня прочности без потери электропроводности медной матрицы. Цель работы состояла в поиске эффективных вариантов технологий получения высококачественных сталемедных заготовок с армированной медной матрицей.

Выбор технологических схем осуществляли применительно к ресурсной базе Украины, обусловленной отсутствием собственных разработок медных ископаемых, с учетом общих тенденций мирового производства и стоимостного рынка меди, характеризующихся нестабильностью и неуклонным ростом объемов производства и цен на медную продукцию. При поиске технологий исходили из требований простоты и экономичности осуществляемых процессов, а также возможности формирования высококачественных заготовок с надежной зоной соединения меди со сталью.

Предложены и опробованы различные варианты одно- и двухэтапных технологических схем получения сталемедных заготовок в процессе полунепрерывного и порционного литья меди, получаемой из отходов. По первому варианту формирование биметалла осуществляется в процессе взаимодействия стальной проволоки с медным расплавом в кристаллизаторе в процессе полунепрерывного литья меди. Для повышения производительности установки предложено производить многоручьевую разливку. По второму варианту сначала осуществляли расплавление медных отходов и лома в присутствии стальной вставки, а затем в процессе создания определенных температурно-временных условий выдержки и соответствующих скоростных режимов охлаждения обеспечивали постепенное расплавление стали и формирование армирующих глобулей. В обоих случаях формирование сталемедного композита осуществляли в графитовой емкости (тигель и кристаллизатор) в условиях вакуума. На основании анализа микротвердости зоны контакта слоев и составляющих биметалл фаз судили о прочности полученного сталемедного композита. Обнаружено, что протяженность, микроструктура и микротвердость переходной зоны определяются составом стали и длительностью контакта ее с медным расплавом. Выполненные исследования полученных сталемедных биметаллических заготовок свидетельствуют об эффективности выбранных технологических схем производства таких материалов.

PERSPECTIVE ALUMINUM ALLOYS WITH INCREASED HIGH-TEMPERATURE STRENGTH FOR VALVE INDUSTRY AS A POSSIBLE ALTERNATIVE TO STEELS AND CAST IRONS

Toleuova A. R.¹, Smagulov D. U.¹, Belov N. A.², Alabin A.²
(¹*K. I. Satbayev Kazakh National Technical University, t. Almaty, Kazakhstan,*
²*Moscow Institute of Steel and Alloys (National Research Technical University),
t. Moscow, Russia)*)

In recent years in the world clearly defined a trend of replacing steel and irons lighter alloys, primarily on the basis of the aluminum.

Among the standard aluminum alloy more high-temperature strength characteristics possess alloys on the basis of Al-Cu: foundries type 1201, D16. It is known that to substantially increase the heat resistance of aluminum alloys can be due to doping in elevated concentrations of transition metals. Positive results were obtained using different methods for ultra-fast-solidification of the melt and subsequent operations powder metallurgy (RS/PM technology).

Fundamentally new opportunities of application of new aluminum alloys in a valve industry as a possible alternative to steels and cast irons are revealed in the article. The alloying principles of new foundry and strained aluminum alloys with increased exploitation properties level not only at room but also at increased temperature are well-grounded. Compositions are offered of new foundry and strained aluminum alloys with special oxide-ceramic coatings which are received according to PEO technology and appreciably exceed branded analogues in operational, technological and economical attributes.

Methods of studying. In obtaining primary cast samples of alloys there were used different cooling speeds, including hardening from the liquid state; then they were subjected to the thermal processing (annealing). The alloys phase composition, structure and properties were studied by the techniques of optic and electronic microscopy, quantity metallography, changing hardness and rigidity.

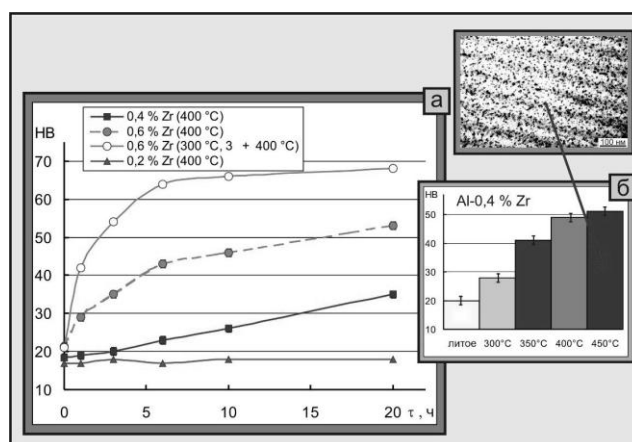


Fig. 1. Hardening curves of the decay of aluminum solid solution of supersaturated with zirconium.

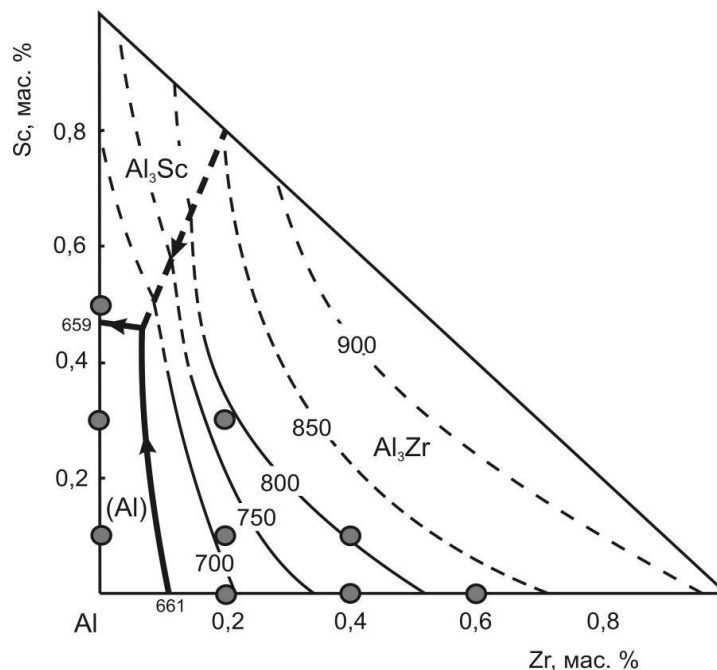


Fig. 2. Effect of hardening of the binary and ternary alloys.

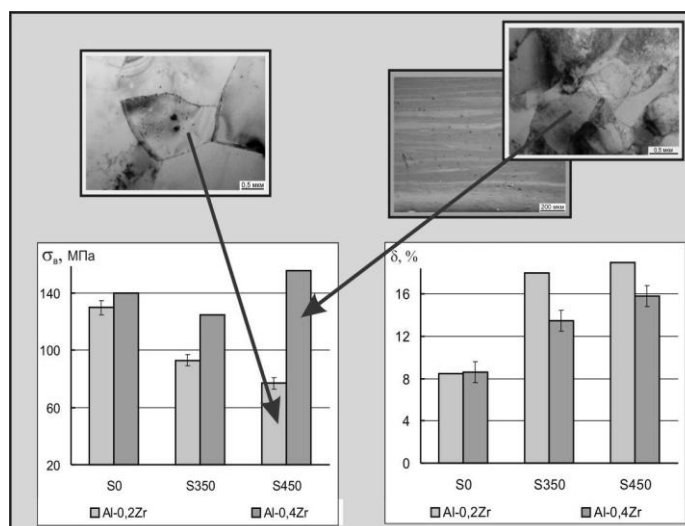


Fig. 3. Variation of HV and σ_B .

Conclusions. There has been studied the effect of the composition, casting temperature (680–950 °C), cooling speed (0.02–20 K/s), deformation and thermal processing on the structure of aluminum alloys containing 1,0 % Zr and 0,5 % Sc. There has been substantiated the possibility to use zirconium additives in the amount 0,4–0,6 % for hardening (without tempering) of casting and deformable aluminum alloys obtained by traditional methods.

It has been shown that the maximum hardening effect with annealing, due to occurring the secondary discharges of $Al_3(Sc,Zr)$ with the structure $L1_2$ in the alloys with zirconium and scandium additives is determined mainly by the volumetric portion of this phase and doesn't depend on the ratio between zirconium and scandium. Besides, 0,1 % Sc addition by its effect corresponds to approximately 0,2 % Zr. However, with 0,6 % Zr or 0,3 % Sc (or the equivalent

when they are both absent) there is a great probability of the solid solution decomposing after crystallizing completion, which decreases greatly the hardening effect due to annealing.

There has been made a conclusion about the inexpediency to use the techniques of fast solidifying for aluminum alloys hardening due to forming the secondary discharges of Al₃Zr phase. This is substantiated by that a significant increasing Zr solubility in aluminum solid solution, as compared to the normal casting (2 – 3 times), cannot give a corresponding hardness increase.

LITERATURE

1. *Advanced aluminium alloys containing scandium: structure and properties* / L. S. Toropova, D. G. Eskin, M. L. Kharakterova, T. V. Dobatkinaю. – Gordon and Breach Sci. Publ. Amsterdam, 1998.

2. Lae L. *Cluster dynamics in AlZr and AlSc alloys* / L. Lae, P. Guyot, C. Sigli // *Proc. ICAA9 (Brisbane, August 2004)*. – *Materials Science Forum*, 2004. – P. 281–286.

3. Marquis Emmanuelle A. *Coarsening kinetics of nanoscale Al₃Sc precipitates in an Al–Mg–Sc alloy* / Emmanuelle A. Marquis, David N. Seidman // *Acta Mater*, 2005.

4. Kvasov F. I. *Industrial aluminum alloys : Reference book* / F.I.Kvasov, I. N. Fridlyander. – M. : Metallurgy, 1984.

5. Belov N. A. *Higher schools bulletin. Ferrous metallurgy* / N. A. Belov, V. V. Istomin-Kastrovski, A. N. Alabin, 2003. – № 4. – P. 54–60.

6. Belov N. A. *Non-ferrous metals* / Belov N. A., Zolotarevski V. S. – 2003. – № 2. – P. 99–105.

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ЛИТЕЙНОЙ ОСНАСТКИ ДЛЯ ТОЧНОГО ЛИТЬЯ

Тринева Т. Л.

(ЧАО «Конструкторско-технологическое бюро верификационного моделирования и подготовки производства», г. Харьков, Украина)

Быстрое получение точных отливок является одним из болезненных вопросов каждого литейного производства. Изготовление литейной оснастки для производства точного литья занимает более 50 % подготовки производства для их получения. Поэтому внедрение новых технологий в процессе получения литейной оснастки, а также применение новых материалов для ее изготовления является одной из первоочередных задач литейного производства.

Технологии быстрого прототипирования, а именно технологии селективного лазерного спекания порошка являются одним из решений вышеназванной проблемы.

На литейном участке сталелитейного цеха ОАО «ХТЗ» были проведены испытания по внедрению литейной оснастки изготовленной технологиями быстрого прототипирования из материала Dura Form PA.

На рисунке 1 показана пресс-форма «выращенная» из полиамидного материала (Dura Form PA).

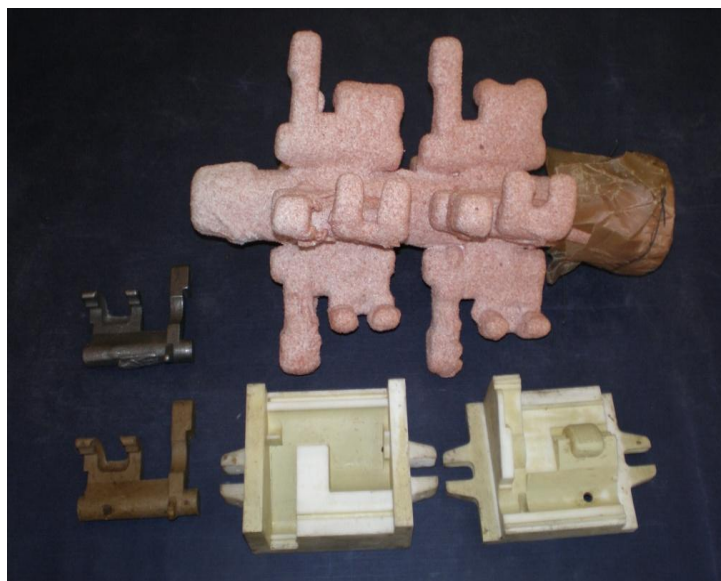


Рис. 1. Общий вид пресс-формы и моделей, изготовленных на ОАО «ХТЗ» (г. Харьков) методом прототипирования.

Особенностью изготовления пресс-форм с помощью технологий быстрого прототипирования является выращивание их за несколько часов с возможностью получения стенки пресс-формы, повторяющей формообразующую поверхность с толщиной, определенной конструктором.

Получение модели проводилось по следующему режиму:

1. Покрытие формообразующих поверхностей пресс-формы разделительным слоем – керосином.
2. Запрессовка модельной массы в пресс-форму при температуре 54–56 °С.
3. Охлаждение пресс-формы в проточной воде при температуре 10 °С в течение 15 мин.
4. Окончательное остывание модели в проточной воде при температуре 10 °С.

Получение отливок детали АВК93.31.240 «рычаг» выполнялось по существующему на предприятии технологическому процессу.

Время полимеризации моделей аналогичных размеров составило: для моделей, полученных на литейной оснастке, изготовленной из алюминия – 5 мин; композитного материала (эпоксидная смола + алюминиевая пудра) – 25 мин; полиамидного материала (Dura Form PA) – 12 мин.

Для уменьшения времени полимеризации модели были даны рекомендации по организации медных холодильников пресс-формы, а также понизить температуру охлаждающей воды до 5 °С (применение льда).

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЧУГУНА ТУГОПЛАВКИМИ ИНОКУЛЯТОРАМИ

Троцан А. И.¹, Карликова Я. П.¹, Титов В. В.¹ Каверинский В. В.²,
Бродецкий И. Л.²

¹ДВНЗ ПГТУ, г. Мариуполь, Украина;

²ИПМ им. И. Н. Францевича, г. Киев, Украина)

Ввод в расплав дисперсных частиц тугоплавких карбидов и нитридов применяется в литейном производстве для улучшения характеристик структуры чугунов и сталей. Карбид кремния в железоуглеродистых расплавах является нестабильным и достаточно быстро растворяется [1], то есть является мало пригодным в качестве инокулятора, если рассматривать его способность к образованию дополнительных центров кристаллизации в жидкой стали. В то же время карбиды и оксиды кремния применимы как модификаторы для чугунов, способствующие графитизации и измельчению графитных зёрен [2]. Так как кремний снижает растворимость углерода в чугуне [3], то частицы карбида кремния, растворяясь, приводят к перенасыщению прилегающего микрообъёма углеродом и кремнием и способствуют выделению в нем дисперсных частиц углерода, которые являются центрами кристаллизации для выделения графита.

Из проведенных нами исследований следует, что размер графитного включения (для чугуна со сферическим графитом, который чаще используется для производства ответственных литых изделий) может составлять ~30–40 мкм. Размер неоднородностей, возникающих на месте растворившихся частиц карбида кремния, по порядку величины близок к размерам самих частиц, что обусловлено крайне быстрой их диссоциацией (сотые доли секунды) [1]. За столь малое время неоднородность не успеет рассосаться и на ее месте может произойти выделение зародышей графитной фазы. Но ввиду близкого расстояния между образующимися зародышами и крайне малой подвижности дисперсных частиц в расплаве [4] графитные включения могут коалесцировать, коагулировать либо оказаться отдельными, но сосредоточенными в виде скоплений, расположенных на близких расстояниях.

Следовательно, более дисперсный порошок обеспечит большее расстояние между возникающими центрами графитизации, так как они будут возникать из большего количества разобшённых неоднородностей; размер частицы карбида кремния не должен быть больше размера графитного включения; число введённых частиц карбида кремния будет примерно соответствовать количеству дополнительных включений:

$$N_{\partial} = \frac{3 \cdot (C - 0,008 \cdot P) \cdot (k^3 - 1) \cdot m}{400 \cdot \pi \cdot \rho_{гр} \cdot r^3}, \quad (1)$$

где C – содержание углерода в чугуне, %; P – доля перлита в металлической части чугуна, %; k – кратность измельчения графитных включений; m – масса чугуна, кг; $\rho_{гр}$ – плотность графита, кг/м³; r – радиус графитного включения, м.

Нами получена формула (1), позволяющая рассчитать количество необходимых дополнительных центров графитизации N_{∂} (что, как сказано выше, примерно соответствует количеству введённых в расплав частиц карбида кремния), обеспечивающих измельчение размера графитных включений в k раз.

Размер этих частиц должен быть больше центра графитизации (чтобы снизить вероятность растворения неоднородности по углероду и кремнию), что будет способствовать не только его зарождению, но и благоприятствовать росту включения в зоне повышенного содержания углерода и кремния. На основе проведенных расчетов по написанной компьютерной программе, моделирующей поведение в расплаве частиц тугоплавких соединений, установлено, что для эффективного модифицирования чугуна и измельчения графитных включений в 1,5–2 раза требуется создать порядка $3 \cdot 10^9$ – $4 \cdot 10^9$ дополнительных центров графитизации на 1 кг металла. Показано, что размер частиц должен составлять $\sim 3 \pm 1$ мкм. При таком размере частиц и их количестве ($3,5 \cdot 10^9$ кг⁻¹) масса порошка карбида кремния составит $\sim 3,0 \cdot 10^{-4}$ кг на 1 кг чугуна, что составляет 0,03 %.

Одновременно с карбидом кремния целесообразно водить и тугоплавкий инокулятор, например, нитриды титана, ниобия или циркония, что позволит, помимо измельчения графитных включений, измельчить структуру металлической матрицы. Оптимальный размер/расход этих частиц, согласно расчетам, составляет $1,0 \pm 0,4$ мкм / 0,01% для TiN; $2,0 \pm 0,5$ мкм / 0,04 % для NbN; $3,0 \pm 1,0$ мкм / 0,10 % для ZrN.

Так как графитизация доэвтектического чугуна идет в процессе эвтектического превращения (кроме ковкого чугуна, где её проводят в твёрдом состоянии), модификатор следует вводить при температуре, незначительно превышающей это превращение, то есть при 1150–1160 °С. Из этого следует, что модифицированию с использованием вышеописанных технологических параметров целесообразно подвергать чугуны с содержанием углерода, близким к эвтектическому составу (4,2–4,3 %). В нем к моменту начала эвтектического превращения (при котором идет графитизация) ещё достаточно много жидкости, тогда как в чугунах с составом, далёким от эвтектического, к этому моменту имеется значительное количество твёрдой фазы, препятствующей равномерному распределению модификатора по объёму.

ЛИТЕРАТУРА

1. Деревянко И. В. Кинетическая модель взаимодействия карбида кремния с железоуглеродистым расплавом / И. В. Деревянко, А. В. Жаданос, М. И. Гасик // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2006. – № 3. – С. 30–32.

2. Калинин В. Т. Практические аспекты применения ультрадисперсных модификаторов для чугунных отливок [Электронный ресурс] / В. Т. Калинин, В. Е. Хрычиков, В. А. Кривошеев. – Режим доступа: http://www.lityo.com.ua/li/s_61.html.

3. Казачков Е. А. Расчёты по теории металлургических процессов / Е. А. Казачков – М. : Металлургия, 1988. – 288 с.

4. Троцан А. И. Определение оптимальных размеров дисперсных частиц для модифицирования расплава в кристаллизаторе МНЛЗ на основе математического моделирования процесса / А. И. Троцан, В. В. Каверинский, И. Л. Бродецкий // *Збірник наук. праць ДонНТУ*. – Донецьк, 2010. – Вип. 12 (171). – С. 149–156. – (Серія: Металургія).

НОВОЕ В ПРИМЕНЕНИИ УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩИХ ДОБАВОК ДЛЯ ПЕСЧАНО-БЕНТОНИТОВЫХ СМЕСЕЙ

Федоров Н. Н., Сотников Д. Ю.
(ДГМА, г. Краматорск, Украина)

В настоящее время на линиях автоматической формовки применяются песчано-бентонитовые смеси с различными высокотехнологичными комплексными добавками на основе углеродсодержащих материалов. Целью применения таких добавок в составе формовочных смесей является устранение пригара и снижение шероховатости поверхности отливок из чугуна. В Украине получили применение следующие комплексные добавки и комплексные связующие материалы:

- ANTRAPUR[®] (производство S&B Industrial Minerals GmbH, Германия);
- БАК[®] (производство ОАО «Завод утяжелителей», Украина).

Опыт производственного применения данных материалов позволяет отметить неоспоримые преимущества, проявляющиеся практически в одинаковой степени в повышении качества поверхности литья, улучшении выбиваемости форм и отделении смеси от отливок.

Однако при работе с материалами ANTRAPUR[®] и БАК[®] отмечен существенный недостаток – значительное газовыделение и пылеобразование в производственном цикле литья, что может служить поводом к штрафным санкциям со стороны контролирующих органов. В связи с этим практический интерес представляет новая добавка NAYVOC[®] производства Швеции, которая по заявлению разработчиков обеспечивает значительное снижение газовыделения при заливке и выбивке форм.

В работе проведены сравнительные исследования опытных образцов материалов ANTRAPUR[®] и NAYVOC[®] с целью выявления склонности формовочных смесей с данными комплексными углеродсодержащими добавками к пылеобразованию. В ходе проводимых экспериментов оценивалось изменение количества пылеобразных фракций в исследуемых смесях с материалами ANTRAPUR[®] и NAYVOC[®] по мере повторения циклов температурного воздействия на смеси жидкого чугуна.

Результаты гранулометрического анализа опытных смесей, полученных после 4-кратных циклов формовки-заливки-выбивки (без освежения по всем компонентам), обрабатывались с помощью специальной компьютерной программы, которая выдавала следующие показатели гранулометрического состава смесей:

- средний размер частиц смеси, мм;
- коэффициент однородности частиц смеси, %.

О количестве образующейся пылевидной фракции судили по суммарному количеству фракций 0,063 + 0,050 + тазик.

При сравнении изменений гранулометрических характеристик двух исследуемых смесей отмечена четко выраженная особенность смеси с материалом NAYVOC[®]: смесь более стабильна с точки зрения сохранения своих первоначальных гранулометрических характеристик. Падение

гранулометрических характеристик и увеличение общего количества пылевидной фракции для смеси с материалом NAYVOC® более чем в 2 раза ниже по сравнению со смесью с материалом ANTRAPUR® (рис. 1).

Таким образом, экспериментально показано, что новая углеродсодержащая добавка NAYVOC® обеспечивает значительное снижение пылеобразования, по сравнению с аналогичными смесями с добавками материалов, подобных ANTRAPUR®, при этом сохраняется высокая противопригарная эффективность добавки NAYVOC®.

На основании полученных экспериментальных данных в настоящее время проводятся исследования по доработке рецептурного состава комплексного связующего БАК® с целью улучшения экологических условий работы с данным материалом при сохранении его исходной технологической эффективности.

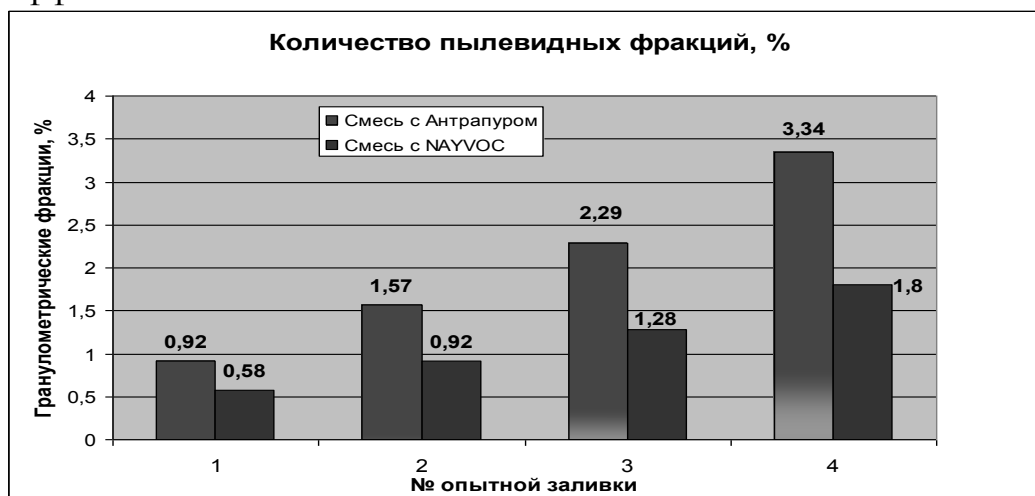


Рис. 1. Выход пылевидных фракций из опытных смесей в зависимости от количества циклов заливок.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СТАЛИ С ПРИМЕНЕНИЕМ НЕРАВНОМЕРНЫХ РАСЧЕТНЫХ СЕТОК

Федосов А. В.

(ДВНЗ ПГТУ, г. Мариуполь, Украина)

Решение дифференциальных уравнений процесса нестационарного теплообмена является одной из важнейших задач математического моделирования процесса формирования отливок. Из существующих методов решения выделяются два основных направления – конечно-разностная [1] и конечно-элементная схемы решения [2]. Последняя схема обладает рядом неоспоримых преимуществ: универсальность, возможность описания формы объекта практически любой сложности, неравномерная дискретизация расчетных сеток и др. [3]. Однако, несмотря на активно развивающиеся технологии в области персональных компьютеров, для решения

некоторых задач мощности современных персональных компьютеров может оказаться недостаточно. В основном эта проблема касается отливок больших объемов.

Применение конечно-разностных схем решения значительно сокращает требования вычислительной программы к машинным ресурсам. Однако часто встречающимся недостатком большинства представленных в литературе конечно-разностных математических моделей является применение линейной дискретизации геометрического пространства модели. Такой способ задания сетки не учитывает распределения температурных градиентов в теле модели и, соответственно, обладает значительно меньшей эффективностью по сравнению с конечно-элементной схемой. Поэтому разработка конечно-разностных методик, позволяющих оперировать неравномерными расчетными сетками, позволит приблизить их эффективность к эффективности конечно-элементных методов и выполнять с их помощью объемные расчеты на персональной вычислительной технике.

Цель работы – усовершенствование методов математического моделирования теплообменных процессов, основанных на применении конечно-разностных схем, путем применения неравномерных расчетных сеток.

Моделирование нестационарного процесса охлаждения отливок основано на решении базового дифференциального уравнения теплопроводности [1]:

$$\rho C \frac{\partial T}{\partial \tau} = \operatorname{div}(\lambda \cdot \operatorname{grad} T) + Qv, \quad (1)$$

где T – температура металла, °С; C – теплоемкость металла, Дж/(кг·°С); ρ – плотность металла, кг/м³; λ – теплопроводность металла Вт/(м·°С); τ – время, с; Qv – объемный источник тепла, Вт.

При применении конечно-разностной схемы бесконечно малые составляющие дифференциального уравнения заменяются конечными значениями. Применение дискретизации модели на равные по объёму и форме прямоугольные элементы значительно упрощает конечно-разностную формулировку приведенного дифференциального выражения, но имеет перечисленные выше недостатки. Поэтому автором была разработана конечно-разностная модель процессов кристаллизации и усадки стали, особенностью которой является применение неравномерной расчетной сетки, учитывающей распределение градиентов температуры по контрольным сечениям. Линейные размеры элементов увеличиваются по сложной параболической зависимости в направлении от внешней границы к тепловому центру сечения:

$$\Delta x_i = \frac{L}{\sqrt{i} \cdot \sum_{k=1}^n \frac{1}{\sqrt{k}}}, \quad (2)$$

где Δx_i – линейный размер i -того элемента,
 m ; L – общий линейный размер модели, m ;
 i – номер элемента;
 n – общее количество элементов.

При линейной интерполяции градиент температуры между узлами не изменяется. Однако в прямоугольном элементе (имеющем четыре угла) считать градиент в направлении координатной оси неизменным по элементу нельзя. Для расчета берется среднее значение потока по элементу в данном направлении. При этом противоположно направленные потоки могут изменять свое значение в тепловом центре элемента. Поэтому точка теплового центра элемента будет располагаться не в центре выделенного линиями элемента, а на пересечениях линий (рис.1).

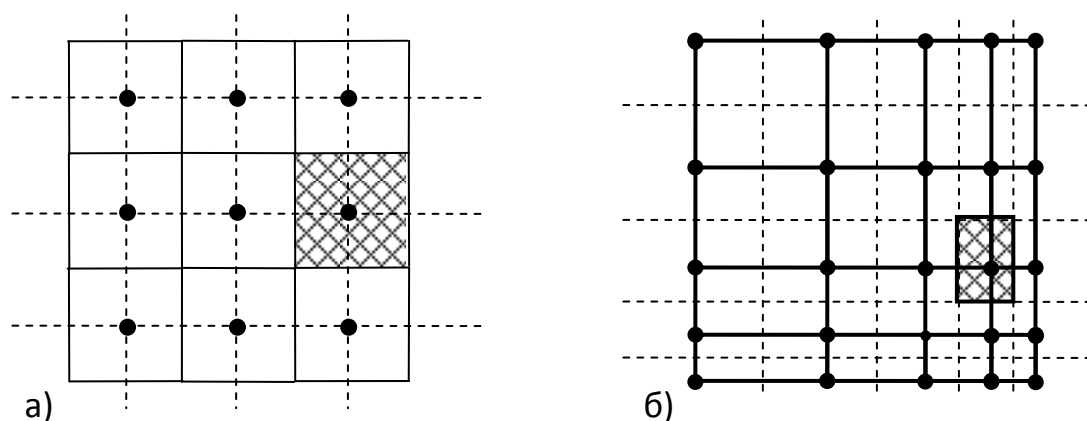


Рис. 1. Пример разбивки области на элементы при использовании равномерной (а) и неравномерной (б) расчетных сеток.

Вывод: предложенный подход позволяет учесть характер распределения температурных градиентов в формирующейся корочке отливки и без существенных потерь точности расчетов сократить общее количество элементов примерно в два раза по каждой из координатных осей и, как следствие, существенно снизить вычислительные затраты.

ЛИТЕРАТУРА

1. Патанкар С. Численные методы решения задач теплообмена и динамики жидкости / С. Патанкар. – М. : Энергоатомиздат, 1984. – 152 с.
2. Сегерлинд Л. Применение метода конечных элементов / Л. Сегерлинд. – М. : Мир, 1979. – 392 с.
3. Чигарев А. В. ANSYS для инженеров : справ. пособие / А. В. Чигарев, А. С. Кравчук, А. Ф. Смалюк. – М. : Машиностроение, 2004. – 512 с.

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИИ ВНУТРИФОРМЕННОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ОТЛИВОК С ЗАДАННОЙ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ

Фесенко А. Н., Фесенко М. А.
(ДГМА, г. Краматорск, Украина)

Постоянно возрастающие требования к качеству и эксплуатационным свойствам литых изделий при одновременном снижении их металлоемкости и себестоимости вызывают необходимость разработки новых литейных материалов, а также разработки или совершенствования существующих технологических процессов литья для обеспечения тех требований, которые предъявляются к конкретным литым изделиям. Так как в настоящее время и на ближайшую перспективу основным литейным материалом для многих изделий остается чугун, то повышение качества и свойств чугуна в литых деталях является актуальной и первоочередной задачей.

Одним из перспективных направлений улучшения структуры, повышения качества и эксплуатационных характеристик чугунов в отливках является модифицирующая обработка расплава. Из существующих и широко используемых в практике литья способов модифицирования жидкого чугуна перспективным является метод позднего внутриформенного модифицирования расплава, или так называемый ИНМОЛД-процесс. Обладая целым рядом преимуществ перед другими процессами, ИНМОЛД-процесс позволяет получать требуемую структуру, а следовательно, и свойства чугуна в отливках при незначительных дополнительных затратах и без существенного усложнения технологии. При этом не требуется установки дополнительного оборудования или каких-либо других агрегатов.

В работе приведены результаты исследований авторов процессов внутриформенной обработки исходных (базовых) чугунов различного химического состава (доэвтектических, эвтектических и заэвтектических) различными по составу и функциональному назначению модифицирующими, легирующими и другими добавками с целью получения в отливках заданной структуры и свойств металла.

Для получения отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным или вермикулярным графитом методом внутриформенного модифицирования расплава базового чугуна исследовано влияние типа, химического и гранулометрического состава и количества модифицирующих добавок (легких и тяжелых модификаторов), а также типов промежуточных реакционных камер литниковой системы и температурно-временных режимов литья на степень усвоения модифицирующих добавок, структуру и свойства чугуна в отливках.

При этом установлены оптимальные режимы литья и модифицирования для получения заданной структуры и свойств металла в отливках. Предложены и запатентованы новые способы внутриформенной обработки расплава базового чугуна, позволяющие интенсифицировать растворение и обеспечивающие увеличение степени усвоения, в том числе мелкодисперсных модифицирующих добавок, включая их пылевидные фракции, что весьма актуально при использовании дробленных модифицирующих добавок.

Учитывая большой спрос на чугунные изделия, обладающие комплексом специальных свойств, и в первую очередь повышенной твердостью и износостойкостью, проведены исследования по карбидообразующей и карбидостабилизирующей обработке расплава чугунов доэвтектического и эвтектического составов непосредственно в литейной форме с использованием промежуточных реакционных камер различной конструкции при различной степени заполнения их добавками разной зернистости. Установлены рациональные режимы литья и модифицирующей обработки, обеспечивающие получение требуемой структуры и свойств чугуна в отливках.

Предложено и запатентовано ряд новых способов встречного (двойного) внутриформенного модифицирования чугуна различными по функциональному назначению и воздействию на расплав добавками: графитизирующими и карбидостабилизирующими, сфероидизирующими и карбидостабилизирующими, сфероидизирующими и графитизирующими. Разработаны рекомендации по последовательности ввода различных добавок в жидкий базовый чугун, а также по оптимальным температурным условиям заливки литейных форм для достижения максимальной степени усвоения модифицирующих или легирующих веществ. Предложенные способы встречной внутриформенной обработки расплава чугуна позволяют эффективно воздействовать на структуру и свойства чугуна в отливках.

Одним из перспективных направлений эффективного использования материальных ресурсов при одновременном повышении работоспособности литых изделий является замена деталей с однородной структурой и свойствами биметаллическими и монометаллическими отливками. Нами предложено, исследовано и запатентовано ряд способов получения двухсторонних и двухслойных литых деталей с дифференцированными свойствами в разных частях или слоях из одного базового расплава чугуна доэвтектического, эвтектического или заэвтектического состава с использованием технологии внутриформенной обработки расплава разными по функциональному назначению и воздействию на расплав модифицирующими, легирующими или другими добавками. Для реализации новых способов предложены конструкции литниково-модифицирующих систем.

Проведены исследования, направленные на получение двухслойных и многослойных изделий, и в первую очередь, имеющих форму тел вращения, методом центробежного литья. При этом центробежно-литые изделия с дифференцированной структурой и свойствами в разных слоях предложено

получать из одного базового расплава чугуна с использованием технологии внутриформенной обработки, осуществляемой в процессе заливки вращающейся изложницы исходным расплавом. Для реализации предложенных способов спроектирована и изготовлена установка центробежного литья с горизонтальной осью вращения изложницы, особенностью конструкции которой является наличие заливочного модуля, позволяющего осуществлять внутриформенную обработку расплава разными модифицирующими, легирующими или другими добавками при заливке его в изложницу. На опытной установке центробежного литья получены экспериментальные двухслойные втулки с сочетанием структуры и свойств белого чугуна в наружном слое и серого чугуна с пластинчатым графитом или высокопрочного чугуна с шаровидным графитом во внутреннем слое. При этом в качестве исходного расплава использованы чугуны доэвтектического и эвтектического состава. Для получения различной структуры и свойств металла в центробежнолитых изделиях базовый расплав чугуна в процессе заливки подвергался дифференцированной внутриформенной обработке карбидостабилизирующими, графитизирующими и сфероидизирующими лигатурами. Заливочный модуль установки позволяет проводить также двойную обработку расплава, расходуемого как для формирования одного, так и разных слоев.

Предложенные технологии внутриформенной обработки расплава являются перспективными для получения отливок с заданной структурой и свойствами металла и могут широко использоваться для получения высококачественных изделий широкой номенклатуры.

УСТАНОВКА ЦЕНТРОБЕЖНОГО ЛИТЬЯ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ДВУХСЛОЙНЫХ И МНОГОСЛОЙНЫХ ОТЛИВОК

Фесенко А. Н., Фесенко М. А., Дегтярев С. А.
(ДГМА, г. Краматорск, Украина)

Центробежный способ получения литых деталей относится к числу прогрессивных методов литья, который обеспечивает высокую производительность труда, снижение себестоимости при высоком качестве литых деталей, увеличение выхода годного литья, а также позволяет улучшить культуру производства.

На практике данный способ литья применяется, главным образом, для получения отливок типа тел вращения (втулок, обечаек для поршневых колец, труб, гильз и др.) из цветных и железоуглеродистых сплавов.

Большой интерес технология центробежного литья представляет для изготовления двухслойных и многослойных отливок с дифференцированной структурой и свойствами в отдельных слоях отливки. Чаще всего

такие отливки получают путем последовательной заливки через определенный промежуток времени во вращающуюся изложницу заданных порций разных по химическому составу металлических расплавов. При этом используются установки центробежного литья с горизонтальной, вертикальной, наклонной, а также переменной осью вращения изложницы.

Большинство известных способов получения центробежнолитых двухслойных и многослойных отливок требуют наличия в цехе двух плавильных агрегатов для подготовки разнородных расплавов либо нескольких установок или ковшей для внепечной обработки отдельных порций расплава, что является серьезным недостатком технологии, усложняет и делает более дорогим процесс изготовления подобных отливок, требует четкой синхронизации процессов подготовки разнородных сплавов.

На кафедре «Технологии и оборудования литейного производства» ДГМА, г. Краматорск, учитывая преимущества и недостатки центробежных машин различной конструкции, была спроектирована и изготовлена шпиндельная установка центробежного литья с горизонтальной осью вращения изложницы, позволяющая получать из железоуглеродистых и цветных металлов и сплавов, а также неметаллических расплавов, как отливки с однородными свойствами по объему, так и двухслойные и многослойные литые изделия с дифференцированными структурой и свойствами материалов в различных слоях. Особенностью созданной установки является возможность изготовления на ней центробежнолитых изделий из «тяжелых» и «легких» металлов и сплавов, что обеспечивается наличием управляемого электропривода, позволяющего устанавливать расчетное число оборотов изложницы или изменять его ступенчато либо непрерывно в процессе заливки расплава и выдержки залитой порции в изложнице.

Кроме того, установка обеспечивает возможность получения двухслойных и многослойных отливок с дифференцированными структурой и свойствами металла в разных слоях из одного исходного базового расплава. Такая возможность создается благодаря наличию в конструкции установки специального заливочно-модифицирующего устройства (блока, модуля), в котором происходит внутриформенная обработка отдельных порций расплава, дозирование его расхода и регулирование скорости поступления расплава в изложницу.

Заливочно-модифицирующий блок (модуль) представляет собой разовую или полупостоянную литейную форму, которая располагается перед вращающейся изложницей над перемещающимся вдоль продольной оси изложницы заливочным желобом и обеспечивает возможность в процессе заливки проводить обработку исходного базового расплава внутри литейной

формы разными по функциональному назначению и воздействию на структуру и свойства металла легирующими, модифицирующими или другими добавками, помещаемыми в проточные реакционные камеры автономных литниковых систем литейной формы.

Количество автономных литниковых систем определяется количеством слоев с дифференцированной структурой и свойствами, которые необходимо получить в центробежном изделии. При этом во всех или в части автономных литниковых систем литейной формы предусмотрены промежуточные проточные реакционные камеры, в которых на пути движения расплава при заливке размещаются модифицирующие, легирующие или другие добавки для внутриформенной обработки порции расплава, движущегося через соответствующую литниковую систему по желобу во вращающуюся изложницу.

Новая установка была опробована при проведении серии экспериментов для изготовления из одного базового расплава чугуна центробежных двухслойных втулок с дифференцированной структурой и свойствами металла в наружном и внутреннем слоях.

В первой серии экспериментов в качестве базового расплава использовали чугун доэвтектического состава, склонный к кристаллизации с отбелом в соответствии с метастабильной диаграммой состояния железо-цементит (белый чугун). При этом первая порция чугуна, с которого формировался наружный слой отливки, заливалась через первую литниковую систему без какой-либо обработки, а вторая порция для формирования внутреннего слоя отливки модифицировалась сфероидизирующим модификатором VL63 (M), расположенным в проточной реакционной камере второй литниковой системы.

Во второй серии экспериментов использовали в качестве базового чугуна эвтектического состава, склонный к кристаллизации с выделением свободного графита в соответствии со стабильной диаграммой состояния железо – углерод (серый чугун). При этом первая порция заливаемого в изложницу расплава чугуна модифицировалась карбидостабилизирующей добавкой FX200, расположенной в реакционной камере первой литниковой системы, а вторая – сфероидизирующей добавкой VL63 (M), расположенной в реакционной камере второй литниковой системы заливочно-модифицирующего блока (модуля).

В обоих случаях при соблюдении оптимальных технологических режимов модифицирующей обработки и литья получили чугунные двухслойные втулки с наружным слоем со структурой и свойствами белого чугуна и внутренним слоем – высокопрочного чугуна с шаровидным графитом.

ВНУТРИФОРМЕННОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ РАСПЛАВА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ОТЛИВОК ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ

Фесенко М. А., Фесенко А. Н.
(ДГМА, г. Краматорск, Украина)

Высокопрочный чугун с шаровидным графитом (ВЧШГ) является перспективным литейным материалом, который находит все более широкое применение для изготовления ответственных деталей в различных отраслях промышленности.

Среди существующих способов получения ВЧШГ одним из эффективных, технологичных и экономически выгодных выделяется метод обработки расплава внутри литейной формы (Inmold-process).

При внутриформенном модифицировании, по сравнению с другими способами, обеспечивается высокая степень усвоения модификатора, получение однородной структуры металла и благоприятных механических и эксплуатационных свойств по сечению отливки, не требуется установки дополнительного оборудования, а также улучшаются условия труда в литейном цехе.

Однако, несмотря на целый ряд преимуществ, этот способ модифицирования требует тщательной отработки технологического процесса изготовления конкретной отливки и корректировки техпроцесса при переходе на другой тип отливок.

Целью данной работы являлось исследование процесса внутриформенного модифицирования расплава чугуна и разработка оптимального технологического процесса получения отливки «Шестеренка» массой 5 кг из ВЧШГ с заданной структурой и свойствами.

В процессе исследований было изучено влияние на структуру и свойства отливок из ВЧШГ при внутриформенном модифицировании основных факторов: способа обработки расплава, типа, химического состава, количества и дисперсности модификатора, температуры заливаемого расплава.

Модифицирование исходного жидкого чугуна (доэвтектического и эвтектического состава) проводили внутри песчано-глинистой литейной формы с использованием проточных реакционных камер цилиндрической и сферической формы с прямым, центробежным и касательным подводом расплава к ним, расположенных в литниковой системе на пути движения расплава между питателем и стояком, выполненных в виде полости по деревянной модели, а также в виде оболочки из пенополистирола.

В качестве сфероидизирующих добавок для получения ВЧШГ при внутриформенном модифицировании были выбраны магнийсодержащие лигатуры ФСМг7, ФСМг9 и VL63(M) в количестве от 0,5 до 2,0 %, дисперсностью от 0 до 10 мм. Температура заливки исходных жидких чугунов составляла 1350, 1400, 1450 и 1500 °С.

В результате экспериментальных исследований установлены оптимальные режимы сфероидизирующей обработки расплава внутри литейной формы, использование которых обеспечило стабильное получение отливки «шестеренка» из ВЧШГ с ферритной, ферритоперлитной или перлитоферритной металлической основой и соответствующими механическими свойствами.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ВНУТРИФОРМЕННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ РАСПЛАВОВ

Фесенко М. А., Фесенко А. Н., Чугайов Д. А.
(ДГМА, г. Краматорск, Украина)

Внутриформенное модифицирование расплава является наиболее простым, эффективным и экономичным способом воздействия на структуру и свойства металла в отливках [1].

При внутриформенной обработке расплава модифицирующую добавку помещают в специальную проточную реакционную камеру литниковой системы на пути движения жидкого металла к отливке. Во время заливки формы жидким металлом, находящийся в реакционной камере модификатор, уносится потоком расплава в объем полости формы, растворяется (расплавляется) и усваивается металлом отливки.

На структуру и свойства металла в отливках при внутриформенной модифицирующей обработке расплава оказывает влияние большое число факторов технологического процесса. Наряду с химическим составом исходного жидкого металла, типом и составом модифицирующей добавки и ее количеством, а также температурно-временными режимами литья структура металла в отливке во многом зависит от степени усвоения основных и сопутствующих элементов или веществ модифицирующей добавки. В свою очередь на степень усвоения модифицирующих добавок (модификаторов), наряду с другими, большое влияние оказывают конструкция проточной реакционной камеры, дисперсность модифицирующей добавки и степень заполнения реакционной камеры модификатором, т. е. параметры, которые, по-нашему мнению, обуславливают разный механизм взаимодействия жидкого металла с частицами модификатора в реакционной камере и полости литейной формы.

На сегодняшний день изучить процессы, протекающие в реакционной камере литниковой системы и полости литейной формы при внутриформенной обработке расплава с визуализацией процессов на металле, не представляется возможным, поэтому для изучения процессов внутриформенной обработки нами выбран метод физического моделирования, позволяющий, достаточно просто и удобно визуально наблюдать за протекающими явлениями и процессами [2].

Для проведения экспериментальных исследований была разработана и изготовлена установка для физического моделирования [3], представляющая собой литейную форму, выполненную в виде прозрачной плоской плиты со сменными боковыми и торцевыми стенками, к которой присоединяется прозрачная литниково-модифицирующая система, состоящая из литниковой чаши (воронки), стояка, шлакоуловителя, промежуточной проточной реакционной камеры для размещения модифицирующей добавки и питателей, подводящих жидкий расплав непосредственно к отливке. Реакционная камера является сменной, выполнена из прозрачного материала и может иметь различные размеры и конструкцию для моделирования различных способов подвода и отвода расплава.

При изучении процесса внутриформенного модифицирования в качестве вещества, моделирующего жидкий расплав, использовалась вода

комнатной температуры, а также подогретая до определенной температуры вода веществами, имитирующими модификаторы, выступали древесные опилки, вспененный полистирол (пенополистирол) и поваренная соль.

Внутриформенную обработку моделировали с использованием реакционных камер цилиндрической и шарообразной формы с прямым, центробежным и касательным подводом жидкости к ним и различным расположением питателей. Перед сборкой физической модели в реакционную камеру литниковой системы на определенную высоту, обеспечивая требуемый коэффициент заполнения реакционной камеры (25 %, 50 %, 75 %, 100 %), загружали добавки с размером частиц: <0,63; 0,63–1,0; 1,0–2,5; 2,5–5, 0; и >5,0 мм.

После сборки физической модели в литниковую чашу или воронку из промежуточной емкости, моделирующей разливочное устройство, заливали моделирующую жидкий металл жидкость – воду. При протекании моделирующей жидкости по каналам литниковой системы, проходя через промежуточную реакционную камеру, поток жидкости взаимодействует с веществом, находящимся в реакционной камере и моделирующим модифицирующую добавку, и увлекает частицы этого вещества в объём полости литейной формы.

За характером протекающих процессов в реакционных камерах и литейной форме при моделировании велись визуальные наблюдения, а также регистрация с помощью фото- видеосъемки видеокамерой марки Sony DCR-НС96Е.

В результате проведенных исследований на физической модели установлены основные закономерности процесса внутриформенного модифицирования в реакционных камерах различного типа и конструкции, определены оптимальные гранулометрические характеристики добавок-модификаторов при разном коэффициенте заполнения ими реакционных камер.

Полученные методом физического моделирования результаты позволили разработать практические рекомендации по оптимальным технологическим режимам внутриформенного модифицирования расплава, а также конструкциям литниково-модифицирующих систем с целью получения качественных отливок с заданной структурой и свойствами.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Косячков В. А. Особенности технологии получения высокопрочного чугуна модифицированием в форме / В. А. Косячков, К. И. Ващенко // Литейное производство. – 1975. – № 12. – С. 11–12.*
2. *Фесенко М. А. Исследование процессов внутриформенной обработки чугуна методами физического моделирования / М. А. Фесенко, В. А. Косячков, А. Н. Фесенко // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії. – 2006. – №3. – С. 7–14.*
3. *Патент №20297 U 2006 08282, B22D27/00. Установка для моделирования процесів внутрішньоформної обробки рідкого металу // Фесенко А. М., Фесенко М. А., Косячков В. А. ; заявл. 24.07.2006; опубл. 15.01.2007, Бюл. № 1, 2007 р.*

ПРИМЕНЕНИЕ МАГНИТОДИНАМИЧЕСКИХ УСТАНОВОК ДЛЯ РАФИНИРОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ И ПОЛУЧЕНИЯ ИЗ НИХ ОТЛИВОК

Фиксен В. Н.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Магнитодинамические установки (МДУ) для алюминиевых сплавов являются миксерами-дозаторами, то есть служат для хранения расплавленного металла при заданной температуре и его дозированной разливки в литейные формы. Однако для повышения конкурентоспособности установок необходимо в полной мере использовать их потенциальные возможности. В промышленных условиях испытаны три технологии, в которых была эффективно использована часть таких возможностей:

1. Использование МДУ для силового воздействия на жидкий металл в технологической схеме литья под низким давлением – литьё под электромагнитным давлением (рис. 1) [1; 3].

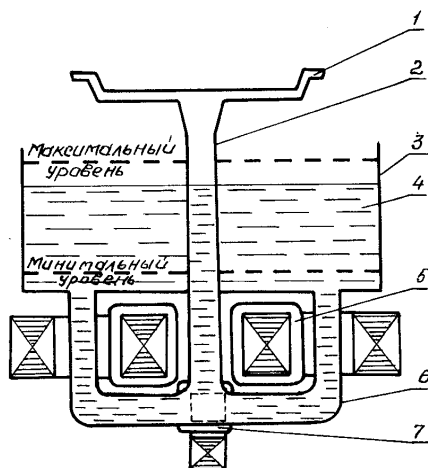


Рис. 1. Схема установки литья под электромагнитным давлением: 1 – полость литейной формы; 2 – металлопровод; 3 – тигель; 4 – жидкий металл; 5 – индукторы; 6 – канал; 7 – электромагнит.

Под действием электромагнитной силы расплав поступает из тигля в боковые ветви канала, а затем по металлопроводу – в полость литейной формы. После заполнения формы металл выдерживают под избыточным давлением до окончания затвердевания отливки, а затем сбрасывают давление и извлекают отливку.

2. Использование установки, состоящей из двух трансформированных МДУ, для литья под электромагнитным давлением с применением принципа РАСЛИТ-процесса, т. е. рассредоточения литниково-питающей системы (рис. 2) [2–5].

В положении, когда литейная форма стоит на литниковой плите, под действием электромагнитной силы металл поступает из металлоприёмника в заливочную камеру, а из неё – по литниковым каналам в литейную форму.

Далее процесс происходит так же, как в варианте 1 (см. рис. 1). Диаметр и длина литников составляет 5–10 мм. При использовании данной технологии существенно повышается коэффициент использования жидкого металла, даже по сравнению с традиционным литьём под низким давлением.

3. Рафинирование расплава в МДУ продувкой аргоном с одновременным фильтрованием перед дозированной электромагнитной разливкой в литейные формы (рис. 3) [6; 7].

Создан принципиально новый способ диспергирования пузырьков инертного газа, более эффективный по сравнению с существующими, за счёт управляемого МГД-воздействия на систему «газ – жидкий металл». Повышена эффективность использования пенокерамических фильтров за счёт пропускания тока и многократной прокачки расплава через фильтр

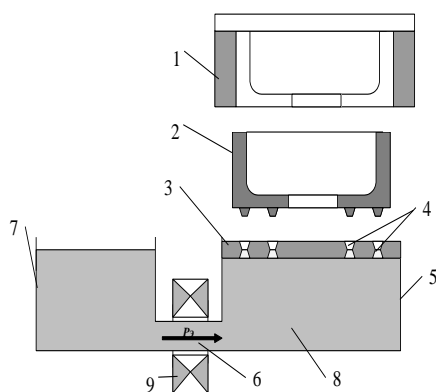


Рис. 2. Схема установки для литья под электромагнитным давлением с использованием принципа рассредоточения литниково-питающей системы: 1 – литейная форма; 2 – готовая отливка; 3 – литниковая плита; 4 – литниковые каналы; 5 – заливочная камера; 6 – канал; 7 – металлоприёмник; 8 – жидкий металл; 9 – электромагнитные системы; p_z – направление действия электромагнитной силы.

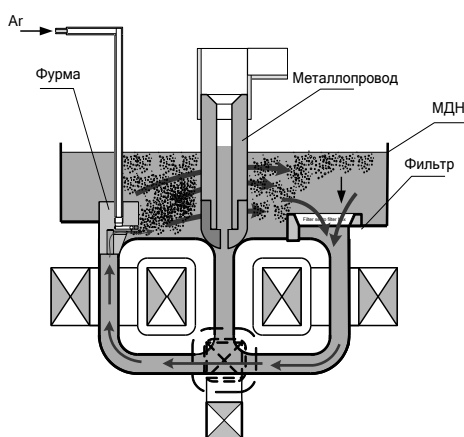


Рис. 3. Схема процесса рафинирования алюминиевых сплавов в магнитодинамической установке непосредственно перед разливкой открытой струёй в литейные формы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Фикссен В. Н. Особенности литья под электромагнитным и газовым регулируемым давлением / В. Н. Фикссен, В. П. Полищук // *Литейное производство*. – 1989. – № 8. – С. 18–19.

2. Фикссен В. Н. Получение отливок из алюминиевых сплавов с использованием электромагнитного давления / В. Н. Фикссен, В. И. Дубоделов, Ф. М. Котлярский // *Процессы литья*. – 1996. – № 4. – С. 64–72.

3. Фикссен В. Н. Тенденция к применению электромагнитных насосов для литья алюминиевых сплавов под низким регулируемым давлением / В. Н. Фикссен // *Металл и литьё Украины*. – 2004. – № 1–2. – С. 27–30.

4. Fixsen W. Elektromagnetisches Niederdruckgiessen von Al-Legierungen / W. Fixsen, L. Ohm, V. Trefnjak // *GIESSEREI*. – 2007. – № 2. – P. 64–65.

5. Fixsen W. Electro-magnetic low-pressure casting of Al alloys / W. Fixsen, L. Ohm, V. Trefnjak // *Casting Plant & Technology International*. – 2007. – № 2. – P. 38–39.

6. Патент № 90327, Україна. Спосіб рафінування розплавів фільтруванням / Дубоделов В. І., Фікссен В. М., Слажнев М. А. та ін. – Опубл. 26.04.2010, Бюл. № 8.

7. In-line Degassing Treatment of A356 Alloy using the Electromagnetic Melt Transferring Pump / Jung-Moo Lee, Hyun-Suk Sim, V. Dubodelov, V. Fixsen, and M. Slazhniev. // *Proceedings of the 12th International Conference on Aluminium Alloys, September 5–9, 2010, Yokohama, Japan* © The Japan Institute of Light Metals.

ПЛАВКА ВАЛКОВЫХ ЧУГУНОВ В ИНДУКЦИОННЫХ ПЕЧАХ

Хазанов А. В., Иванова Л. Х.

(НМетАУ, г. Днепрпетровск, Украина)

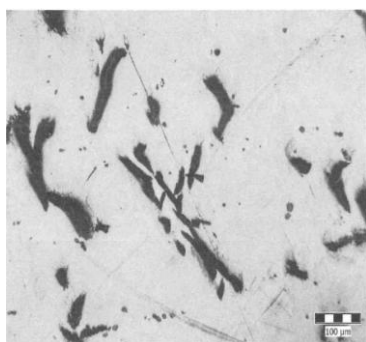
Был проведен сравнительный анализ материала рабочего слоя валков исполнения СПХН и СШХН с твердостью рабочего слоя 45–55 HSD, плавка которых проводилась в индукционных печах с частотой 180 и 50 Гц. Химические составы исследуемых валков были близкими (табл. 1), режимы кристаллизации – одинаковыми.

Исследование микроструктуры чугуна валков (низ бочки) на глубинах 25–50 мм показало, что в валках № 1 и № 2, отлитых из среднечастотной печи, отмечались более крупные графитные включения, чем в валках № 4 и № 5, отлитых из печи промышленной частоты (рис. 1).

Длина графитных включений в валках № 1 и № 2 была от 90 до 180 мкм, форма графита – пластинчатая прямолинейная. В валках № 4 и № 5 длина графитных включений от 45 до 90 мкм, форма графита – пластинчатая прямолинейная, местами завихренная.

Химический состав исследуемых валков

Исполнение валка	Номер валка	Содержание химических элементов, %						
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
СПХН	1	2,90	0,66	0,60	0,250	0,060	0,70	0,94
	2	3,05	0,66	0,65	0,112	0,043	0,67	1,10
СШХН	3	3,13	1,83	0,58	0,129	0,009	0,38	0,98
СПХН	4	3,05	0,65	0,60	0,160	0,042	0,69	1,27
	5	2,95	0,71	0,59	0,215	0,072	0,68	1,00
СШХН	6	2,98	1,81	0,61	0,140	0,008	0,40	0,98



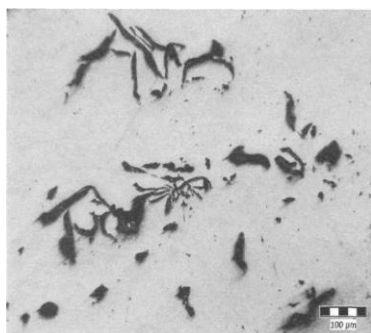
Валок № 1

Твердость 49/5; 47/25-50



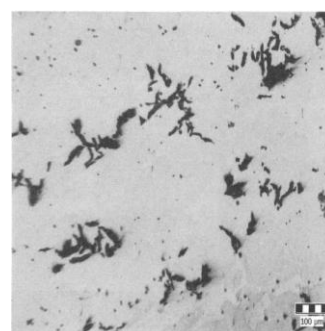
Валок № 2

Твердость 48/5-25; 47/50-75



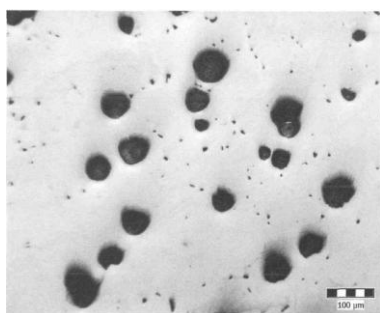
Валок № 4

Твердость 57/5-25; 53/50 50/75



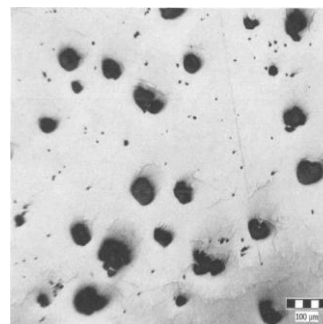
Валок № 5

Твердость 54/5; 51/25-50; 48/75



Валок № 3

Твердость 49/5; 48/25-50; 46/75



Валок № 6

Твердость 47/25-50; 46/70

Рис. 1. Микроструктура чугуна рабочего слоя прокатных валков.

При литье валков из среднечастотной печи твердость рабочего слоя была на 5–8 HSD ниже по сравнению с валками, отлитыми из печи промышленной частоты, что требовало корректировки химического состава, а именно – повышения содержания хрома. На валках исполнений СШХН влияние типа печи не было столь значительно. Возможно, это связано с обработкой металла после выпуска из печи. Структура валков СШХН была близка по размерам включений графита, большой разницы в твердости не наблюдали.

Вывод. В свойствах чугунов рабочего слоя валков при плавке в индукционных печах разной частоты имеются отличия. Так, твердость рабочего слоя валков, отлитых из металла среднечастотной печи, была ниже, чем отлитых из печей промышленной частоты. При этом такие условия, влияющие на твердость валков, как химический состав и режим охлаждения, оставались постоянным. Наибольшими были различия структуры и твердости рабочего слоя валков из хромоникелевого чугуна с пластинчатым графитом.

ПОВЫШЕНИЕ ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТИ ГМНЛЗ И КАЧЕСТВА ЗАГОТОВОК

Хорошилов О. Н.¹, Пономаренко О. И.²

(¹УИПА, г. Харьков, Украина; ²НТУ «ХПИ», г. Харьков, Украина)

Способ непрерывного литья металлов и сплавов получил широкое распространение в промышленно развитых странах в силу того, что он легко автоматизируется и является высокопроизводительным и ресурсосберегающим технологическим процессом. Так, в США 88 % расплавленного металла применительно к черной и цветной металлургии отливают в заготовки на машинах непрерывного литья. В Странх ЕС этот процент составляет 93 %, в Японии – 96 %, а в Украине – 8 %, и при этом доля медных сплавов в общем объеме составляет от 6 до 10 % [1].

В настоящее время существует тенденция ежегодного прироста на 3,5–5,0% потребления промышленными предприятиями машиностроительного комплекса медных сплавов. Это обуславливает необходимость повышения производительности ГМНЛЗ и качества заготовок.

Для повышения производительности процесса непрерывного литья и повышения качества заготовок предложена новая конструкция ГМНЛЗ с обратным движением заготовки во время преодоления силы трения покоя (СТП). Для этого в технологический процесс были введены следующие

факторы, влияющие на производительность машины и качество заготовки: учет направления движения и дополнительного усилия извлечения заготовки во время преодоления СТП, учет частоты движения заготовки в кристаллизаторе. Для оценки качества непрерывнолитой заготовки вводим третий реологический фактор – параметр повреждаемости [2; 3].

Таким образом, оценим возможность повышения производительности ГМНЛЗ на основе предложенных факторов (см. рис. 1).

Оценим влияние частоты движения заготовки на производительность ГМНЛЗ при использовании прямого (а) и обратного (б) движения заготовки.

Анализ кривых, представленных на рис. 1, а показывает следующее: с ростом частоты движения заготовки происходит повышение производительности машины непрерывного литья (кривая 1) и одновременно происходит повышение параметра повреждаемости (кривая 2).

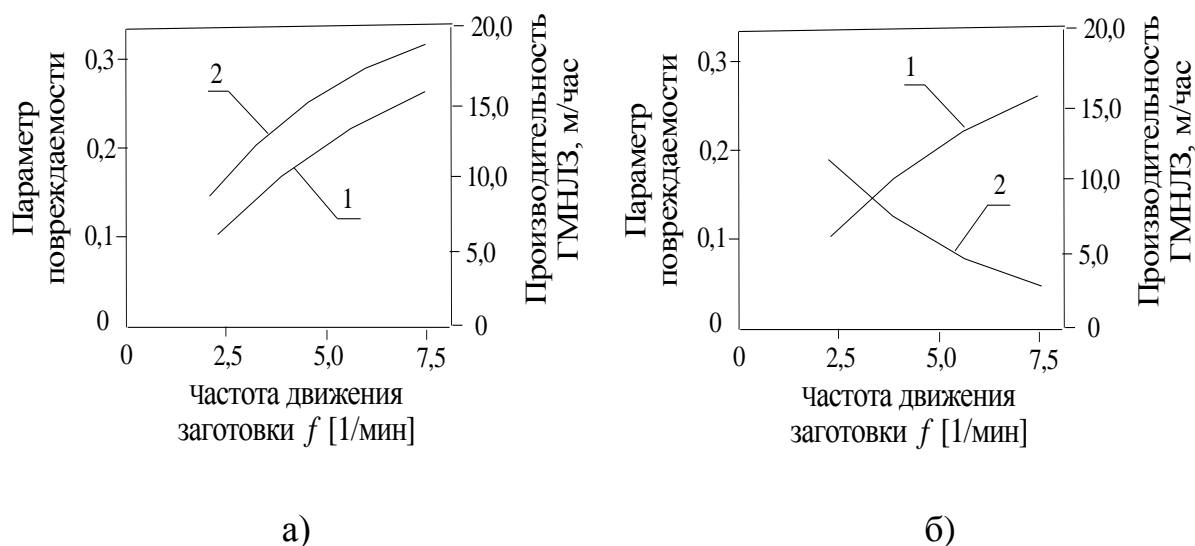


Рис. 1 Сравнение производительности ГМНЛЗ при использовании прямого (а) и обратного (б) движения заготовок: 1 – зависимость производительности ГМНЛЗ от частоты движения заготовки (ЧДЗ); 2 – зависимость параметра повреждаемости от ЧДЗ.

При использовании обратного движения заготовки во время преодоления СТП (рис. 1, б) характер изменения зависимостей можно представить следующим образом: с ростом частоты движения заготовки происходит повышение производительности машины непрерывного литья

(кривая 1) и одновременно снижение параметра повреждаемости заготовки, что улучшает качество заготовки (кривая 2).

Таким образом, можно сделать следующие выводы.

1. Для повышения производительности непрерывного литья и качества заготовок необходимо разработать новую конструкцию ГМНЛЗ и циклограмму ее работы, которая позволит совершать обратное движение во время преодоления силы трения покоя.

2. Частота движения заготовки способствует повышению производительности ГМНЛЗ как при использовании прямого, так и обратного движения заготовки во время преодоления СТП.

3. При использовании прямого движения заготовки (базовая циклограмма работы ГМНЛЗ) увеличение частоты ее движения способствует росту параметра повреждаемости, что характеризуется ухудшением качества заготовки. Это подтверждает тот факт, что при работе на базовой циклограмме повышение производительности приводит к ухудшению качества заготовки.

4. При использовании обратного движения заготовки увеличение частоты движения заготовки способствует снижению параметра повреждаемости, что является показателем качества заготовки. Это позволяет повысить производительность ГМНЛЗ при производстве заготовок, соответствующих ГОСТ 613-79.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Прогрессивные методы непрерывной разливки металлов и сплавов. Решение научно-технического семинара – К. : ФТИМС НАН Украины, 1996.*

2. *Непрерывное литье заготовок без повреждений / О. И. Пономаренко, Д. В. Бреславский, А. В. Кипенский, О. Н. Хорошилов // Оборудование и инструмент для профессионалов. – 2010. – № 1 (121). – С. 48–50.*

3. *Бреславский Д. В. Управление качеством непрерывнолитых заготовок / Д. В. Бреславский О. Н. Хорошилов О. И. Пономаренко // Вісник ДДМА. – 2010. – № 3 (20). – С. 41–46.*

ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННЫЕ ГРАНИЦЫ РАСПАДА ПЕРВОРОДНОГО АУСТЕНИТА В ВЫСОКОХРОМИСТОМ ЧУГУНЕ

Чабак Ю. Г., Ефременко В. Г., Станишевский Р. Р.
(ДВНЗ ПГТУ, г. Мариуполь, Украина)

В высокохромистых комплекснолегированных чугунах в литом состоянии сохраняется большое количество первородного аустенита. При нагреве из него выделяются вторичные карбиды (ВК), что влияет на степень стабильности γ -фазы и конечную микроструктуру чугуна (соотношение аустенита и мартенсита в металлической матрице) после закалки от температуры дестабилизации.

Целью работы являлось определение кинетики выделения ВК из первородного аустенита в чугуне 270X15Г2Н1МФТ. Образцы размерами 10x10x2 мм выдерживали при температурах в интервале 700–1100 °С с выдержкой от 10 с до 6 ч. Нарастание доли ВК оценивали по изменению твердости и магнитности образцов. По результатам исследований определили температурно-временные границы распада аустенита (рис. 1).

Как следует из представленных данных, кинетика выделения ВК описывается С-образными кривыми. Образование ВК начинается в районе температур полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения. При 700 °С этот процесс следует за образованием эвтектоида и протекает лишь в отдельных непревращенных дендритах аустенита после длительных выдержек (свыше 7 ч). Повышение температуры изотермической выдержки интенсифицирует процесс выделения ВК, кинетический максимум которого соответствует 950 °С. При данной температуре формирование ВК начинается после 10 с выдержки, а в целом завершается через 2,5 ч; дальнейшая выдержка приводит к коалесценции частиц ВК.

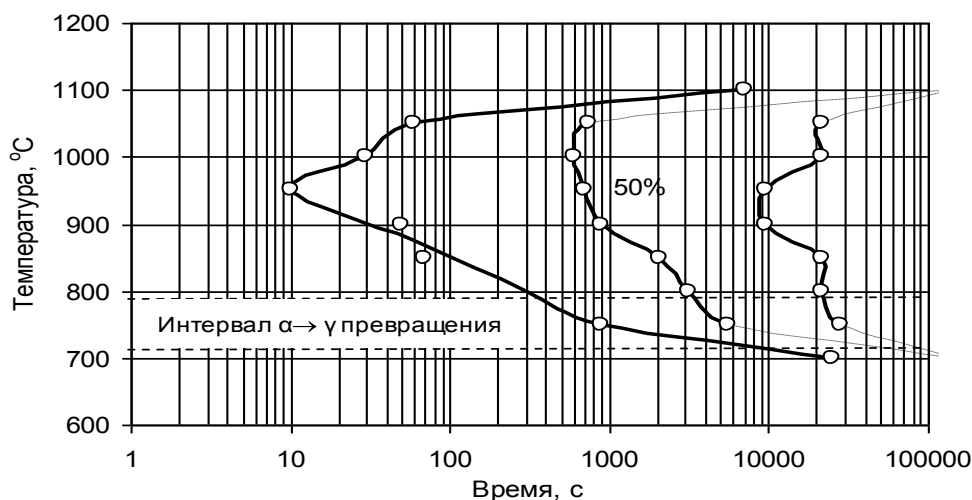


Рис. 1. Линии начала, конца и 50 % выделения ВК из первородного аустенита в чугуне 270X15Г2Н1МФТ.

НОВЫЙ ВЗГЛЯД НА МЕХАНИЗМ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВОВ АЛЮМИНИЯ КАРБОНАТОМ КАЛЬЦИЯ

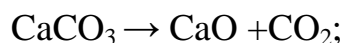
Чайкина Н. В.¹, Чайкин В. А.², Неменёнок Б. М.³, Панасюгин А. С.³,
Михалап Д. П.³, Задруцкий С. П.³, Розум В. А.³, Бежок А. П.³,
Зыкович И. Л.³, Яковский Д. Д.³

(¹СРО РАЛ, Российская Федерация,

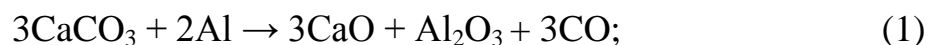
²ф-л МГОУ, г. Софоново, Российская Федерация,

³БНТУ, г. Минск, Республика Беларусь)

Учитывая относительно высокую температуру начала термической диссоциации карбоната кальция:



$\Delta G = 162340 - 140,81 * T$ (Дж/моль); $\Delta G = 0$ при $T = 1159$ К,
данную соль не принято рассматривать в качестве рафинирующего реагента расплавов на основе алюминия. Изучение термодинамических закономерностей в системе $\text{CaCO}_3\text{--Al}$ выявило возможность протекания реакции

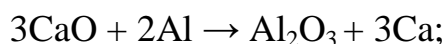


$$(\Delta G \text{ (Дж/моль)}) = - 294260,73 - 540,4 * T).$$

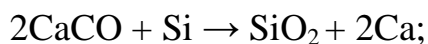
Образующий газ СО будет непрерывно удаляться из зоны реакции. Таким образом, при погружении карбоната кальция в расплав алюминия непрерывно протекает реакция (1). Образующиеся при этом пузырьки СО, являясь вакуум-камерами для растворенного в расплаве водорода, будут, всплывая, рафинировать металл от неметаллических включений и водорода.

Интенсивность газообразования при протекании реакции (1) в значительной степени зависит от поверхности контакта $\text{CaCO}_3\text{--Al}$. При увеличении степени дисперсности карбоната газовыделение будет возрастать. Варьируя размером частиц карбоната кальция, можно в достаточно широких пределах менять время и интенсивность протекания реакции (1). Эффективность рафинирования повышается с увеличением времени продувки расплава, однако производственные условия, как правило, регламентируют максимальное время обработки металла, которое не должно превышать трёх минут.

Введение в расплав алюминия высокодисперсного карбоната кальция (средний размер фракции – 40 мкм) обеспечивает интенсивный барботаж в течение 1,5...2,5 мин. Анализ выделяющихся газов подтверждает протекание реакции (1). Обработка расплава силумина карбонатом кальция в количестве 0,05 % от массы расплава с последующей 15-минутной изотермической выдержкой при температуре заливки обеспечивает снижение пористости в среднем на 1 балл (методика ГОСТ 1583). Образующийся в процессе протекания реакции (1) оксид кальция не взаимодействует с силумином:



$$\Delta G = 230530,4 - 113,26 * T \text{ (Дж/моль)};$$



$$\Delta G = 410942,48 - 64,68 * T \text{ (Дж/моль)}.$$

Изменение энергии Гиббса при $T = 1000 \text{ K}$ для этих реакций составляет 117,278 и 346,272 кДж/моль соответственно. Таким образом, карбонат кальция можно использовать как рафинирующий реагент для обработки силуминов.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Флюсовая обработка и фильтрование алюминиевых расплавов / А. В. Курдюмов [и др.]. – М. : Металлургия, 1980.*
2. *Немененок Б. М. Теория и практика комплексного модифицирования силуминов / Б. М. Немененок. – Минск : Технопринт, 1999.*
3. *Задруцкий С. П. Создание экологически чистых технологий модифицирования и рафинирования силуминов, обеспечивающих получение плотных отливок : автореф. дисс... канд. техн. наук : 05.16.04 / С. П. Задруцкий; БГПА. – Минск, 1999.*

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЗАКАЛКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЦЕМЕНТОВАННОЙ СТАЛИ 20ГЛ

Чейлях А. П., Караваева Н. Е.
(ДВНЗ ПГТУ, г. Мариуполь, Украина)

Актуальными в настоящее время являются проблемы повышения надёжности и долговечности машин и оборудования, экономии дефицитных сплавов, решение которых может быть связано с упрочнением поверхностных слоёв изделий.

Целью работы является разработка технологии поверхностного упрочнения деталей оборудования с помощью цементации и термической обработки.

В качестве материала для исследования выбрана сталь 20ГЛ. Образцы подвергались цементации при температуре 930 °С в твердом карбюризаторе с последующей закалкой при различных температурах в интервале от 780 до 1150 °С (выдержка – 20 минут) и низким отпуском 200 °С (выдержка – 1 час). По мере повышения температуры нагрева под закалку количество остаточного аустенита $A_{ост}$ в поверхностном слое возрастает, а количество мартенсита и карбидов – уменьшается. Это приводит к снижению уровня твердости, при этом происходит увеличение размеров зерна как в цементированном слое, так и в сердцевине. В целом наибольшая твердость получена после закалки при 780 °С, а наименьшая твердость верхнего слоя – после закалки при 1150 °С. После указанной обработки структура цементованного слоя состоит из высокоуглеродистого мартенсита, цементита и $A_{ост}$, а сердцевина сохраняет нужную твердость и высокую вязкость. Наиболее высокая ударно-абразивная износостойкость наблюдается после закалки при температурах от 780 до 880 °С и низкого отпуска. При дальнейшем нагреве под закалку до 1150 °С она снижается. Указанная закономерность может быть объяснена тем, что после закалки в интервале температур 780–880 °С в поверхностном слое образуется наиболее благоприятная структура: высокоуглеродистый мартенсит, нерастворившиеся карбиды и немного $A_{ост}$. Закалка от 980 °С приводит к почти полному растворению цементита, что способствует увеличению количества $A_{ост}$ и повышает его стабильность по отношению к деформационному мартенситному превращению при нагружении в процессе изнашивания. Последнее, а также рост зерна и укрупнение кристаллов мартенсита, снижает сопротивление стали изнашиванию.

По сравнению с исходным состоянием (без термообработки), ударно-абразивная износостойкость стали 20ГЛ после цементации и последующей термообработки повышается более чем в 6 раз. Это дает основание предполагать возможность повышения долговечности быстроизнаши-

вающихся деталей очистного оборудования, изготовленных из стали 20ГЛ.

SURFACE MODIFICATION OF METASTABLE PHASE-STRUCTURAL STATES, REALIZING THE EFFECT OF SELF-STRENGTHENING AND INCREASING WEAR RESISTANCE IN THE PROCESS OF STEELS WEAR

Cheiliakh Y. A., Chigarev V. V.
(*SHEE PSTU, t. Mariupol, Ukraine*)

It is proposed to solve urgent problems of saving scarce and costly high-alloyed and wear resistant steel grades (containing Ni, Mo, V, W, Nb) and increasing wear resistance of metal parts by means of creating surface modifications of metastable phase-structural complexes in inexpensive economical alloys of the similar structural classes.

These combinations, containing heterophase structures: martensite, carbides, carbonitrides, bainite, ferrite etc. in various combinations must necessarily have metastable austenite of any phase-morphological types. The latter realizes in the process of wear Deformation Induced Martensite $\gamma \rightarrow \alpha'$ Transformation (DIMIT), accompanied with emission of carbide, carbonitride or intermetallide particles of expensive phases inside the surface layer. Such transformations cause drastic additional self-strengthening of the surface layer, accompanied with relaxation of micro-stresses, thus ensuring a substantial increase of parts wear resistance.

In this work new developed ways, methods and technologies of surface modifications of metastable phase-structural states were generalized:

- application of carburizing (or nitrocarburizing) 12Cr17 and Fe-Cr-Mn steels with 2...22 % Cr (~6 % Mn, ~1...2 % Si, $\leq 0,2$ % V) with subsequent quenching at different temperature of austenitization allows to regulate within wide range phase content and microstructure as well as create various metastable phase-structure modifications of surface layers and control their properties efficiently;

- application of decarburizing austenitization for a specified depth of high-alloyed wear resistant steel grades (110Mn13 – Hadfield steel, 130Cr12Mo etc.) causing destabilization of austenite and realization $\gamma \rightarrow \varepsilon'$ and $\gamma \rightarrow \varepsilon' \rightarrow \alpha'$ DIMIT in the process of wear;

- electrode-arc surface deposition with powder electrodes of metastable Fe-Cr-Mn steel grades 20Cr(8...13)Mn(6...10)SiV of austenite, austenite-martensite or martensite-austenite classes without heat treatment, combined with subsequent quenching, ageing, thermo-cyclic treatment for regulating the degree of austenite's metastability able to the $\gamma \rightarrow \alpha'$ DIMIT conversion during wearing (depending upon the required wear resistance and other mechanical properties);

- plasma and electron-beam treatments, depending upon the amount of heat application cause formation of columnar (at melting) or fine disperse (when being heated without melting) microstructure with increased content of metastable residual austenite in high-chromium and tool steels and cast irons;

- carburizing (nitrocarburizing), or (and) plasma, electron-beam or laser quenching of deposited with powder electrode-arc surface Fe-Cr-Mn steels of austenite, martensite-austenite or austenite-martensite classes with subsequent different methods of heat treatment.

ТЕРМОДИНАМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВІВ ПОДВІЙНИХ СИСТЕМ Sn–PЗМ ТА ПОТРІЙНИХ Al–Sn–PЗМ

Шевченко М. О.¹, Іванов М. І.¹, Березуцький В. В.¹, Кудін В. Г.²,
Судацова В. С.¹

¹ІПМ ім. І. М. Францевича, м. Київ, Україна;
²КНУ ім. Тараса Шевченка, м. Київ, Україна)

Методом калориметрії досліджені ентальпії змішування розплавів подвійних систем Sn–Sc(La, Ce) при 1873 К, Sn–Eu при 1250–1300 К. Встановлено, що всі розплави утворюються з виділенням великої кількості теплоти, що корелює з їх поведінкою в твердому стані та відомими літературними даними. У багатьох системах Sn–PЗМ утворюються тугоплавкі сполуки, тому дослідити термодинамічні властивості їх розплавів вдалося не в усьому концентраційному інтервалі. У зв'язку з цим ми розрахували термодинамічні властивості розплавів Sn–PЗМ, використовуючи дані діаграм стану, ентальпії утворення станідів рідкісноземельних металів та теорію ідеальних асоційованих розчинів (ІАР). Встановлено, що мінімуми інтегральних ентальпій змішування для всіх розплавів Sn–PЗМ складають від -60 до -80 кДж/моль.

Термодинамічні властивості системи Al–Sn добре вивчені, а для систем Al–PЗМ також наявна певна кількість літературних і отриманих нами раніше даних. Це дало нам можливість оцінити термодинамічні властивості деяких потрійних систем Al–Sn–PЗМ за моделями Боньє-Кабо, Колера та ін. Для прикладу нижче наведені інтегральні ентальпії (кДж/моль) змішування розплавів Al–Sn–Eu (при 1300 К) та Al–Sn–Dy (при 1800 К), оцінені за моделлю Колера.

Можна встановити закономірність, згідно з якою спостерігається кореляція між термодинамічними властивостями розплавів і розмірним фактором у системах Al(Sn)–PЗМ.

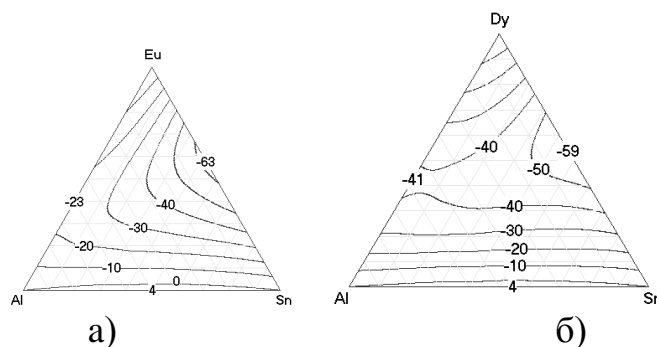


Рис. 1. Інтегральні ентальпії змішування розплавів системи Al–Eu–Sn (а) та системи Al–Dy–Sn (б)

Європій має максимальне значення атомного радіусу серед усіх PЗМ. З рисунку 1 видно, що взаємодія PЗМ з оловом є значно сильнішою, ніж з алюмінієм; крім того, вона менше залежить від розмірного фактора. Отже, мінімум інтегральних ентальпій змішування в досліджених системах Al–Sn–PЗМ лежить на подвійних граничних системах Sn–PЗМ. Вказані закономірності дозволяють спрогнозувати характер взаємодії в ще недосліджених системах Sn–PЗМ і Al–Sn–PЗМ. Вони також сприятимуть побудові та уточненню їх діаграм стану.

ИННОВАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И ТЕХНИЧЕСКОЕ ПЕРЕВООРУЖЕНИЕ СТАЛЕЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА ЗАВОДА В 2010–2011 гг.

Шумаков В. Ф.
(ПАО «НКМЗ», г. Краматорск, Украина)

Производство машин, соответствующих мировым стандартам, невозможно без применения качественных литых заготовок для производства собственных новых машин ПАО «НКМЗ».

В условиях жёсткой конкурентной борьбы за заказчика наиболее актуальными становятся вопросы изготовления качественной продукции в оговоренные контрактом сроки. Большее значение приобретает данная проблема в случаях, когда речь заходит об изготовлении крупнотоннажных отливок для сложного технологического оборудования.

Сложность изготовления такого изделия заключается в первую очередь в том, что сам процесс заполнения формы расплавленным металлом визуалью не контролируется.

Используя современные достижения информационных технологий, НКМЗ создал принципиально новый способ применения литейной технологии гарантированного качества.

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

В настоящее время на НКМЗ все отливки подвергаются инженерному анализу на основе данных моделирования литейных процессов с помощью программы MagmaSoft. Выявление ошибок технолога и корректировка технологического процесса до запуска в производство добавляют новое направление в использовании программ инженерного анализа как источник информации при проведении функционально-стоимостного анализа (ФСА) себестоимости литых заготовок. Это позволяет избежать излишних затрат при производстве объекта, сокращает неоправданные затраты и потери в производстве с обязательным улучшением потребительских свойств изделия.

Внедрение современной технологии «фуран-процесса», ввод в эксплуатацию высокопроизводительных смесителей непрерывного действия фирмы FAT (Германия) с регенерацией отработанных смесей фирмы GUT (Германия) создало предпосылки, позволившие в короткие сроки выйти на качественно новый уровень производства литых заготовок, отвечающий требованиям современных европейских стандартов.

Для обеспечения направленной кристаллизации и достижения требуемого качества активно используются теплоизолирующие маты, теплоизолирующие изделия с экзотермическим эффектом, экзотермические смеси и наружные холодильники.

Для выхода на мировой рынок требуется непрерывное техническое перевооружение литейного производства с применением передовых технологий. Комплексная программа внедрения новых технологий в базовый технологический процесс производства отливок явилась производной от главной стратегии НКМЗ – выход в ранг ведущих машиностроительных фирм мира. Итогом планомерных усилий заводчан и непрерывающегося технического перевооружения сталелитейного комплекса стало создание и внедрение технологий и оборудования, не уступающих тем, которыми располагают многие зарубежные фирмы–аналоги: Sidemec canica (Италия), ŠKODA (Чехия), Jinan (Китай), MAN (Польша).

Для достижения уровня качества литья, присущего ведущим фирмам отрасли, на НКМЗ в 2010 г. в цехе ФЛЦ-1 был установлен новый смеситель модели COMBIMIX DF 2025 фирмы FAT. Этот агрегат предназначен для изготовления крупных форм и стержней с применением регенерированных хромитовых и кварцевых песков. Сейчас монтируются ещё два смесителя этой же фирмы производительностью 25 и 42 тонны в час. Кроме того, вводится в строй вторая установка регенерации фирмы GUT, которая не только восстанавливает свойства отработанных формовочных материалов, но и позволяет отделить кварцевый песок от хромитового.

Сушка песка выполняется на новом участке с применением польской установки и системы пневмотранспорта песка на новые смесители приготовления смесей.

На новый уровень выходит тяжелая операция по выбивке отливок. В этом году будет запущена выбивная станция грузоподъемностью 50 тонн. Выбивная решетка новой конструкции закрыта кабиной с шумо- и пылеподавлением.

Для выбивки крупных форм планируется приобрести разрушающую машину BROKK производства Швеции.

Программа техперевооружения включает в себя усовершенствование технологии подготовки исходных материалов, приготовления и применения нового поколения холоднотвердеющих смесей, ликвидацию как такового смесеприготовительного отделения, механизацию процесса уплотнения смеси, выбивки и очистки отливок с помощью дробеструйных камер и зачистной машины, а также подготовку литой поверхности до требований мировых стандартов.

Это позволило уже сейчас полностью перейти на изготовление стальных отливок с применением ХТС приготавливаемых на смесителях непрерывного действия фирмы FAT производительностью 20–42 т/ч, уплотнением смеси на вибростолах и созданием нового комплекса регенерации мощностью 15 т/ч.

Разрабатывается проект обновления вентиляционной системы для всего цеха, что очень важно из-за перехода всего цеха на единый технологический процесс – изготовление литья из ХТС.

Механизирован процесс очистки среднего литья с применением зачистной машины «Андромат». Планируется создание дробеочистной камеры для отливок массой до 120 т.

Капитальные вложения в литейное производство в 2008–2011 гг. составили уже более 70 млн грн.

MSI EUREKA – БАЗА ДАННЫХ ДЛЯ СОВРЕМЕННОГО МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Эффенберг Г.¹, Ильенко С.¹, Довбенко А.¹, Турчанин М.²
(¹MSI, г. Штутгарт, Германия,
²ДГМА, г. Краматорск, Украина)

Materials Science International Team (MSIT) – это международная группа ученых, работающих в области строения материалов и представляют ведущие университеты и лаборатории мира (<http://www.msiport.com/communities/msit/>). Данное объединение ученых включает в себя представителей 20 стран. Основными направлениями их деятельности в рамках MSIT являются анализ и обобщение информации о фазовых равновесиях, структуре, термодинамических свойствах фаз систем, которые представляют интерес для совершенствования технологий получения известных промышленных материалов и разработки научных основ получения новых функциональных материалов. За период деятельности, начиная с 1984 г., учеными, входящими в состав MSIT, были выпущены серии монографий: «Red Book» (18 томов), Landolt-Boernstein «Ternary Alloys Phase Diagrams» (17 томов), «Ternary Alloys» (18 томов). Деятельность MSIT проводится в тесном сотрудничестве с Alloy Phase Diagram International Commission (APDIC) – международной комиссией, которая координирует научно-исследовательскую деятельность в области исследования диаграмм состояния металлических систем.

Эти глобальные усилия и гигантский объем накопленной информации сегодня доступны для специалистов, работающих в области создания материалов и разработки новых технологических процессов непосредственно на их рабочем месте с использованием глобальной сети Интернет. Для этого разработан новый продукт – MSI Eureka (<http://www.msiport.com>), который является интерактивной базой данных о фазовых равновесиях, структуре и свойствах неорганических веществ, включая металлические сплавы (чугуны, стали, сплавы цветных металлов, магнитные материалы, сплавы для электротехники и электроники, медицины и т. д.), неметаллические материалы (керамические материалы, полупроводники, сенсоры и т. д.) и композиционные материалы (композитные сплавы, цементы и т. д.).

База данных MSI Eureka содержит в себе информацию более чем из 275 000 литературных источников и представляет сведения более чем по 50 000 комбинаций элементов. В ней представлены данные как по чистым элементам, так и по двух-, трех- и многокомпонентным системам, вплоть до пятнадцатикомпонентных систем. Информация представлена на различных уровнях, включающих в себя список литературных источников об интересующей системе (Links to Literature), результаты отдельных научных исследований в том виде, в каком они были приведены в литературе (Research Results и Diagrams as Published), и детальные описания систем (Evaluations), среди которых 155 описаний двойных систем и 3848 описаний тройных систем. База данных постоянно пополняется информацией из современной периодической литературы.

ЗНОСОСТІЙКІ СЕРЕДНЬОВУГЛЕЦЕВІ СПЛАВИ

Ямшинський М. М., Федоров Г. Є., Платонов Є. О.,
Гарячий М. В., Бурлака Т. В.
(НТУУ «КПІ», м. Київ, Україна)

Науково-технічний процес в машинобудуванні тісно пов'язаний зі створенням нових і покращенням існуючих матеріалів із особливими властивостями і, зокрема зносостійких сплавів. Такі сплави використовують у сучасній теплоенергетиці для виготовлення робочих органів роздрібнювально-розмелювальних машин, зокрема бронефутерувальних плит, молоткових бил та інших деталей вуглерозмелювальних млинів.

Підвищений знос деталей вуглерозмелювальних і транспортувальних машин негативно позначається на продуктивності й надійності обладнання, чим утруднює експлуатацію теплоенергетичних установок і, крім того, потребує високих витрат на ремонт. Так, річні витрати на придбання та зміну зношуваних робочих елементів млинів складають 78 % від вартості електроенергії, що витрачається на розмелювання палива.

Як зносостійкий матеріал для виготовлення деталей вуглерозмелювальних млинів використовують переважно сталь 110Г13Л, леговану V, Mo, Ti та Cr. Але ця сталь легована дуже дорогими й дефіцитними матеріалами. Отже, оптимізація хімічного складу, відмова від використання дорогих і дефіцитних легувальних елементів, заміна їх на більш дешеві є актуальними питаннями сьогодення.

Для вибору хімічного складу експериментальних плавок були використані квазіробастні LP-тау плани, згенеровані з використанням прикладного пакету для планування й оброблення результатів експериментів «Приам» у діапазоні зміни хімічного складу за елементами, %: C 0,4...0,6; Cr 1,5...3,5; Mn 1,5...5; Si 0,3...0,8.

Досліджено вплив марганцю на механічні властивості вуглецевої сталі в діапазоні концентрації від 1,5...5,0 % при вмісті вуглецю 0,4; 0,5; 0,6 %. Установлено, що зі збільшенням концентрації Mn від 1,5 % до 3,5 % твердість у литому стані для сталі з 0,4 % C зменшується з 31 HRC до 25 HRC, така ж сама залежність зберігається й для сталі з 0,5 % C і 0,6% C, тільки з більшими значеннями твердості. Подальше підвищення вмісту марганцю сприяє підвищенню твердості досліджуваних сталей, і за максимальної концентрації Mn твердість досягає майже вихідного стану. Зниження твердості пояснюється утворенням евтектоїда, який зсуває точку S вліво, тобто практично увесь вуглець розчиняється у евтектоїді й утворюється мінімальна кількість карбідів. При подальшому підвищенні вмісту Mn спостерігається зростання карбідів (Mn_3C , Mn (Mn, Fe_3C)). Приблизно така ж сама залежність зберігається й для сталей після термооброблення.

Ударна в'язкість зразків у литому стані знаходиться в межах 0,1...1,0 МДж/м² і майже однакова для всіх складів сталей. У термообробленому стані ударна в'язкість досліджуваних сталей знаходиться в межах від 0,315

до 1,21 МДж/м². При вмісті Mn 3,5 % становить максимальне значення ударної в'язкості. При підвищенні Mn ударна в'язкість знижується внаслідок утворення карбідів. Таким чином, для вуглецевих сталей доцільний вміст марганцю 2,5...3,5 % для отримання максимальних механічних властивостей для виливків, що працюють в умовах абразивного й помірною ударно-абразивного зносу.

Досліджено вплив хрому на механічні властивості сталей у діапазоні концентрації від 1,5...3,5 % за фіксованим значенням Mn = 3,25 % і вмістом вуглецю 0,4; 0,5; 0,6 %. Установлено, що з підвищенням концентрації Cr твердість сталі підвищується з 23 HRC до 33 HRC для сталі з вмістом 0,4 % C, те саме збільшення твердості спостерігається для сталей з 0,5 % C і 0,6 % C. Така ж залежність за твердістю зберігається й для сталі після термооброблення. Такий вплив Cr на твердість сталі пояснюється його карбідоутворювальною здатністю.

Відомо, що при вмісті хрому до 5...7 % утворюються комплексні карбіди (Cr, Fe₃C), які підвищують твердість. Підвищення концентрації Cr до 2,5 % сприяє підвищенню ударної в'язкості з 0,6 до 1,3 МДж/м² для сталі з вмістом 0,4 % C після термооброблення. Подальше підвищення концентрації Cr зменшує ударну в'язкість. Така зміна ударної в'язкості сталі після термооброблення пояснюється гомогенізацією структури з підвищенням концентрації Cr до 2,5 %. Далі переважає карбідоутворення Cr.

Таким чином, для отримання оптимальних механічних властивостей вуглецева сталь повинна містити 1,5...2,5 % Cr.

Для сталей, що працюють в умовах абразивного зношування, рекомендовано вміст Cr – 3,5 %, а для сталей, що працюють в умовах ударно-абразивного зношування – Cr – 1,8...2,7 %.

У вуглецевих сталях, що працюють в умовах ударно-абразивного зношування, вміст вуглецю змінюється від 0,3 до 0,8 %.

Досліджено вплив вуглецю на механічні властивості в діапазоні концентрацій від 0,35 % до 0,6 % при фіксованому значенні Mn = 3,25 % і при вмісті Cr 1,5; 2,5; 3,5 %

Установлено, що зі збільшенням вмісту C твердість сталі в литому стані та після термооброблення збільшується, при зміні концентрації вуглецю від 0,35 до 0,55 % у литому стані і від 0,35 до 0,50 % – у термообробленому стані, що пояснюється утворенням карбідів Mn і Cr.

Максимальне значення ударної в'язкості досягається при 0,55 % C, що пояснюється евтектоїдним станом.

Таким чином, для виробництва литих деталей, що працюють в умовах абразивного й ударно-абразивного зношування, доцільно використовувати сталі з 0,5...0,55 % C.

Для різних умов експлуатації виробів можна коригувати хімічний склад сталі між нижньою й верхньою межами. Для сталей, що працюють в умовах абразивного зношування, рекомендовано вміст Cr – 3,5 %, а для сталей, що працюють в умовах ударно-абразивного зношування – Cr – 1,8...2,7 % при постійному вмісті марганцю на рівні 3,0...3,5 % і вуглецю 0,45...0,55 %.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ФАКТОРЫ, РЕГУЛИРУЮЩИЕ ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ТОНКОСТЕННЫХ ОТЛИВОК ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

Ясинский А. А., Бубликов В. Б., Берчук Д. Н., Зеленый Б. Г.,
Зеленая Л. А., Киришун И. В.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Исследование технологических факторов, регулирующих формирование структуры тонкостенных отливок из высокопрочного чугуна, получаемого методом внутриформенного модифицирования, проводили в специальной литейной форме с литниково-модифицирующей системой.

Модифицирование осуществлялось в литейной форме магниевыми лигатурами № 1 или № 2 двух производителей. Их химический состав приведен в таблице 1.

Таблица 1

Химический состав магниевых лигатур

Магниевая лигатура	Массовая доля элементов, %					
	Mg	Ca	PЗМ	Al	Si	Fe
1	7,1	0,85	0,9	0,8	46,3	ост.
2	7,8	0,62	0,7	1,2	49,1	ост.

Влияние модифицирования на структуру высокопрочного чугуна изучалось на шлифах, вырезанных из пластин гребенчатой пробы размером 50×50 мм и толщиной сечений в середине их высоты на модели 2,0; 2,5; 3,0; 4,0; 5,0; 10,0 мм.

Сравнительное исследование магниевых-кремниевых лигатур типа ФСМг7 показало, что обе лигатуры обеспечивают высокую степень сфероидизации графита (90–95 %), но значительно различаются по влиянию на степень графитизации структуры, которая характеризуется количеством цементита (или его отсутствием), плотностью распределения включений шаровидного графита, соотношением феррит/перлит в металлической основе. При модифицировании лигатурой 1 и низком содержании кремния (1,5 %) в металле отливок в структуре пластин образуется цементит, количество которого в зависимости от толщины сечения изменяется в пределах от 37 до 20 %. В опытах, где модифицирование проводили лигатурой 2, цементит в количестве ~15 % образуется только при кристаллизации быстро охлаждающихся пластин толщиной 2,0–2,5 мм. В результате модифицирования лигатурой 1 во всех пластинах формируется структура половинчатого чугуна с преимущественно перлитной металлической основой (феррита менее 10 %). При модифицировании лигатурой 2 перлитная металлическая

основа образуется только в пластинах толщиной 2,0–2,5 мм, в структуре которых имеется цементит. В более толстых пластинах, кристаллизация которых проходит без образования цементита, формируется преимущественно ферритная металлическая основа (~80 % феррита). О более высокой графитизирующей способности лигатуры 2 свидетельствует и значительно большее количество включений шаровидного графита.

С учетом результатов сравнительного исследования модификаторов в опытах по исследованию влияния содержания кремния на формирование структуры высокопрочного чугуна в пластинах различной толщины модифицирование проводили магниевой лигатурой 2 с высокой графитизирующей способностью.

Используя данную лигатуру, было изучено влияние содержания кремния в пределах от 1,5 до 2,5 % на параметры структуры пластин в зависимости от их толщины. При содержании в высокопрочном чугуне 1,5 % Si в структуре пластин толщиной 2,5 и 3,0 мм образуется цементит в количестве 25–30 и 15 % соответственно. Кристаллизация пластин большей толщины проходит без образования цементитной фазы. При повышении содержания кремния до 2,0 % количество цементита в структуре пластин толщиной 2,0 мм уменьшается до 15 %, а в пластинах толщиной 3 мм – до 5 %.

При содержании в высокопрочном чугуне 2,5 % Si цементит практически отсутствовал даже в структуре самой тонкой пластины толщиной 2,0 мм. При наличии в структуре пластин цементитной фазы (опыты с содержанием кремния 1,5 и 2,0 % Si) формируется преимущественно перлитная металлическая основа.

Полученные результаты свидетельствуют, что при кристаллизации без образования цементитной фазы интенсифицируется ферритизация металлической основы. В условиях проведенного исследования при содержании в высокопрочном чугуне более 2,7–3,0 % Si в структуре пластин гребенчатой пробы толщиной от 3,0 до 15,0 мм обеспечивается получение ферритной металлической основы (более 90 % феррита).

ДЛЯ ЗАМЕТОК

Наукове видання

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

МАТЕРІАЛИ

**III МІЖНАРОДНОЇ
НАУКОВО-ТЕХНІЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ**

Редактори М. А. Фесенко,
 О. М. Болкова,
 С. П. Шнурік

Комп'ютерна верстка О. С. Орда

Підп. до друку 06.09.2011. Формат 60 x 84/16.
Папір офсетний. Ум. друк. арк. 13,02. Обл.-вид. арк. 13,68.
Тираж 100 прим. Зам. № 91.

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.