



Министерство промышленной политики Украины
Министерство образования и науки Украины



Ассоциация литейщиков Украины



Физико-технологический институт
металлов и сплавов НАН Украины

Донбасская государственная
машиностроительная академия



ЗАО "Новокраматорский
машиностроительный завод"

ОАО "Энергомашспецсталь"



ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ, МАТЕРИАЛЫ И ОБОРУДОВАНИЕ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

МАТЕРИАЛЫ II МЕЖДУНАРОДНОЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЙ КОНФЕРЕНЦИИ

Посвящается 75-летию ЗАО «НКМЗ»



УКРАИНА, КРАМАТОРСК
2009

Министерство промышленной политики Украины

Министерство образования и науки Украины

Ассоциация литейщиков Украины

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

Донбасская государственная машиностроительная академия

**ЗАО «Новокраматорский
машиностроительный завод»**

ОАО «Энергомашспецсталь»

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ, МАТЕРИАЛЫ И ОБОРУДОВАНИЕ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

МАТЕРИАЛЫ

**II МЕЖДУНАРОДНОЙ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЙ КОНФЕРЕНЦИИ**

Посвящается 75-летию ЗАО «НКМЗ»



Украина, Краматорск

2009

Рекомендовано к печати ученым советом
Донбасской государственной машиностроительной академии
Протокол № 12 от 01.07.2009

Рецензенты:

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

Троцан А. И., д-р техн. наук, проф., зав. кафедрой технологии и компьютеризации литейного производства Приазовского государственного технического университета (г. Мариуполь).

У збірнику представлено матеріали, що висвітлюють актуальні проблеми ливарного виробництва: розробки прогресивних ресурсозберігаючих 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 й затвердіння виливків, розробки й використання перспективних формувальних матеріалів і сумішей, сучасних технологій виготовлення ливарних форм і стрижнів, моделювання, комп'ютерних інформаційних технологій, автоматизації й механізації ливарних процесів.

Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве : материалы II международной научно-технической конференции, 7–11 сентября 2009 г. / под общ. ред. А. Н. Фесенко. – Краматорск : ДГМА, 2009. – 236 с.

ISBN 978-966-379-356-6

В сборнике представлены материалы, освещающие актуальные проблемы литейного производства: разработки прогрессивных ресурсосберегающих технологий, получения литых изделий из различных металлов и сплавов в разовых литейных формах и специальными способами литья, физико-химических основ металлов и сплавов, теории кристаллизации и затвердевания 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.

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.**, ведущий 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;
- Вейнов А. М.**, зав. лабораторией валков ЗАО «НКМЗ», д-р техн. наук, проф.;
- Волошин А. И.**, главный инженер ЗАО «НКМЗ»;
- 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**, SaTICIP (Scientifical and Technical Center for Intellectual Property) Ltd. (Vrnjaska Banja, Serbia);
- Еськов А. Л.**, зав. кафедрой экономики предприятий ДГМА, д-р экон. наук, проф.;
- Ефимов М. В.**, генеральный директор ОАО «ЭМСС»;
- Заблоцкий В. К.**, зав. кафедрой ТОЛП ДГМА, д-р техн. наук, проф.;
- Клименко С. И.**, директор департамента литейного производства Минпромполитики Украины;
- Ковалевский С. В.**, проректор по научно-педагогической работе ДГМА, д-р техн. наук, проф.;
- Кукуй Д. М.**, зав. кафедрой ЛП БНТУ, д-р техн. наук, проф. (Республика Беларусь);
- 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.;
- Марченко И. К.**, научный консультант НПО «НИИПТмаш», 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 ОАО «ЭМСС»;
- Панков В. А.**, председатель наблюдательного совета ЗАО «НКМЗ», д-р экон. наук, проф.;
- 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), д-р техн. наук, проф.;
- Скударь Г. М.**, президент ЗАО «НКМЗ», народный депутат Украины, Герой Украины, д-р экон. наук, проф.;
- Суков Г. С.**, председатель правления, генеральный директор ЗАО «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 ЗАО «НКМЗ»;
- Шумихин В. С.**, зав. отделом физико-химии сплавов ФТИМС НАН Украины, д-р техн. наук;
- Эффенберг Гюнтер**, MSI (Materials Science International) (Штутгарт, Германия).

СОДЕРЖАНИЕ

<i>Абдулов А. Р., Турчанин М. А., Агравал П. Г., Древаль Л. А.</i> Современные подходы к прогнозированию концентрационных областей аморфизации тройных расплавов закалкой из жидкости.....	13
<i>Агравал П. Г., Абдулов А. Р., Турчанин М. А.</i> Термодинамическое моделирование стабильных и метастабильных фазовых превращений в системе Cu–Hf	15
<i>Александрова Е. Н., Кириевский Б. А.</i> Новые модельные композиции при литье по выплавляемым моделям.....	17
<i>Александрова Е. Н., Кириевский Б. А.</i> Ускоренная прокатка форм при литье по выплавляемым моделям.....	18
<i>Бартель Г. П.</i> Влияние микронеоднородности расплава на процессы кристаллизации инструментальной стали.....	19
<i>Бартель Г. П., Дардесов А. О.</i> Вплив технології плавки та термочасової обробки розплаву на ліквідаційні процеси легованої валкової сталі.....	22
<i>Белобров К. Е., Белобров Л. Е., Карпенкова О. Л., Белобров Е. А.</i> Об окрашивании сырых форм быстросохнущими противопопригарными красками.....	23
<i>Белов Б. Ф., Троцан А. И., Бродецкий И. Л., Иценко А. И., Рябухин А. В., Паренчук И. В., Скорый А. В.</i> Классификация и оптимизация сплавов силикоцерия.....	25
<i>Белов Б. Ф., Троцан А. И., Бродецкий И. Л., Иценко А. И., Рябухин А. В., Паренчук И. В., Скорый А. В.</i> Классификация и оптимизация сплавов ферроцерия.....	27
<i>Белоусова Е. П.</i> Технологический процесс получения мелящих тел по газифицируемым моделям.....	29
<i>Беспалый А. А., Верховлюк А. М.</i> Межфазное взаимодействие расплавов на основе алюминия и циркония с огнеупорными материалами.....	32
<i>Биктагиров Ф. К., Шаповалов В. А., Бурнашов В. Р., Игнатов А. П., Гнатушенко А. В., Пешков А. Н., Колесниченко В. И.</i> Качество жаропрочной и нержавеющей сталей, выплавленных из стружки.....	33
<i>Білоус О. О., Бондар А. А., Артюх С. Ю., Бурка М. П., Вобліков В. М., Євич Я. І., Циганенко Н. І.</i> Фізико-механічні властивості евтектичних сплавів системи Ti–Si–V.....	35
<i>Бондар А. А., Білоус О. О., Артюх Л. В., Подрезов Ю. М., Левицький М. І., Великанова Т. Я.</i> Жароміцні ливарні сплави на основі систем Ti–V–X.....	36

Борисов Г. П., Семенченко А. И., Шейгам В. Ю., Шеневидько Л. К. О роли способа приложения давления при литье алюминиевых сплавов...	38
Бубликов В. Б. Высокопрочные чугуны в машиностроении.....	40
Бубликов В. Б., Берчук Д. Н., Зеленый Б. Г., Шейко А. А., Суменкова В. В., Зеленская Т. В., Моисеева Н. П. Повышение модифицирующего воздействия на кристаллизацию и структурообразование тонкостенных отливок из чугуна с шаровидным графитом	42
Бубликов В. Б., Козак Д. С., Зеленая Л. А., Берчук Д. Н., Ясинский А. А., Нестерук Е. П. Особенности структурообразования литой заэвтектидной стали, модифицированной силикокальцием.....	44
Бубликов В. Б., Латенко В. П., Суменкова В. В., Козак Д. С., Нестерук Е. П., Зеленская Т. В., Хохольков В. Н. Влияние технологических факторов на скорость растворения ферросилиция в жидком чугуне.....	44
Бубликов В. Б., Ясинский А. А., Сыропоршнев Л. Н., Бачинский Ю. Д. Влияние содержания марганца и скорости охлаждения на образование отбела в отливках из модифицированного в ковше высокопрочного чугуна.....	46
Будагьянц Н. А., Жижкина Н. А. Методы повышения качества металла для прокатных валков.....	48
Великанова Т. А., Карпець М. В., Турчанін М. А. Високотемпературні фазові перетворення в швидкозагартованих сплавах системи Fe–Mo–C...	50
Волокита В. Я. Исследование, разработка и внедрение технологии управления процессом кристаллизации литых заготовок.....	53
Глотка О. А., Коваль А. Д. Использование вторичного легирующего элемента для изготовления инструментальных сталей с высоким содержанием вольфрама.....	55
Гнатенко О. В., Клочихин В. В., Наумик В. В. Производство жаропрочного никелевого сплава с использованием возврата.....	56
Головаченко В. П., Борисов Г. П., Дука В. М. О новом способе реолитья алюминиевых отливок.....	57
Голтвяница В. С., Цивирко Э. И., Голтвяница С. К. Влияние микролегирования скандием на структуру и свойства сплавов на основе γ -Ti–Al после баротермической обработки.....	59
Гресс А. В. Исследование термомеханических напряжений в кристаллизующейся непрерывнолитой заготовке.....	61
Грищенко В. М. Управление трансформациями предприятия в условиях кризиса рыночной экономики.....	62

Гуньо И. И., Порохня С. В., Писарев А. В. Очистка отливок дробебетными головками с магнитными лопастями.....	64
Гуньо И. И., Порохня С. В., Чернышов М. Ю. Комплекс ультразвуковой регенерации отработанных формовочных смесей.....	65
Дан Л. А., Трофимова Л. А., Степин В. А. Термоупрочнение литых валков ТПХН – 51.....	67
Денисенко В. Н. Склонность доменных чугунов различных металлургических заводов к образованию горячих трещин в отливка...	69
Дорошенко В. С., Иванов Ю. Н. Поиск «возобновляемых материалов» – литье по ледяным моделям в вакуумируемые песчаные формы.....	70
Досев В. И., Рачев П. В., Пономаренко О. И., Радченко А. А. Формы и стержни из смесей с улучшенными свойствами, изготовленные с использованием кварцевых песков фирмы «Каолин АД» (Болгария).....	71
Доценко В. П., Доценко П. В. Исследование влияния легирования на кратковременную жаростойкость чугунов.....	74
Доценко Ю. В., Селівьорстов В. Ю., Калінін В. Т. Технологічні умови впливу на структуроутворення сплавів системи Al–Si.....	75
Древаль Л. А., Абдулов А. Р., Агравал П. Г., Турчанин М. А., Великанова Т. Я. Исследование термодинамических свойств расплавов и моделирование фазовых превращений в системе Cu–Fe–Ni.....	76
Древаль Л. А., Абдулов А. Р., Агравал П. Г., Соловьев Н. В., Турчанин М. А. Парциальная и интегральная энтальпии смешения жидких сплавов системы Cu–Fe–Co.....	77
Древаль Л. А., Абдулов А. Р., Агравал П. Г., Турчанин М. А. Калориметрическое исследование энтальпий смешения расплавов систем Cu–Fe–Cr и Cu–Fe–V.....	78
Дубоделов В. И., Фикссен В. Н., Слажнев Н. А., Горшков А. О. Разработка электромагнитного перемешивателя пульсирующего магнитного поля для плавки алюминиевых сплавов в отражательных печах большой вместимости.....	79
Елькин А. В., Наумик В. В., Зеленюк А. Н. Исследование причин возникновения дефектов на поверхности отливок из возврата жаростойкого сплава ВЖЛ12Э-ВИ при ультрафиолетовом свечении (УФС).....	80
Ермоленко А. А. Инновационное направление совершенствования технологии литья металлов. Использование керамических фильтров из карбида титана. Анализ и опыт применения.....	82

Ефимова В. Г., Ефимов Г. В. Влияние гидродинамики промежуточного ковша на физико-химические превращения при удалении неметаллических включений в промковшах МНЛЗ.....	85
Жуков Л. Ф., Богдан А. В. Многоцветовой бесконтактный контроль температуры металлических сплавов.....	86
Жуков Л. Ф., Гончаров А. Л. Переносной термометр ТПК-05.....	87
Жуков Л. Ф., Гончаров А. Л. Установка экспресс-анализа химического состава чугуна (УТЭА-Ч).....	88
Жуков Л. Ф., Зубенина Н. Ф. Влияние металлургических и энергетических параметров на энергосберегающие режимы плавки металла в ошлакованных печах.....	90
Жуков Л. Ф., Зубенина Н. Ф. Ресурсосберегающие режимы плавки металла в ошлакованных печах.....	90
Жуков Л. Ф., Зубенина Н. Ф. Ресурсосберегающее управление плавкой металла в чистых индукционных тигельных печах	91
Жуков Л. Ф., Смирнов М. И. Световодный контроль температуры металлических расплавов в миксерных и разливочных печах.....	92
Заблоцкий В. К., Мелещенко И. Ю. Исследование процессов структурообразования с применением последовательного травления в химических реактивах.....	93
Заблоцкий В. К., Фесенко А. Н., Фесенко М. А., Годицкий Д. Л., Токарь А. А. Особенности кристаллизации отливок из сталей 30Л и 35ХМЛ.....	94
Задруцкий С. П., Розум В. А., Немененок Б. М., Бежок А. П., Быцько В. И., Либберг И. Г., Быцько Е. В. Металлургический переплав отходов алюминиевых и цинковых сплавов в условиях машиностроительного предприятия.....	96
Замятин Н. И., Абиленцева О. Ю., Сакалы Т. В. Использование фтористых оболочек для литья по выплавляемым моделям.....	98
Заславский А. М. Формирование структуры Ni–Cr сплавов в процессе вакуумной конденсации.....	99
Затуловский А. С., Ратушняк В. Ю. Композиционный антифрикционный материал «псевдосплав меди и свинца (BrC30) – стальные гранулы».....	100
Затуловский С. С., Мудрук Л. А. Композиционное упрочнение поверхности стальных трибодеталей.....	102
Затуловский С. С., Щерецкий В. А. Литейно-порошковая технология получения композиционных материалов с широким диапазоном номенклатур и фракционных размеров компонентов армирующей составляющей.....	103

Зубер О. О., Кочешков А. С., Шульга Г. С., Иванкович Є. В. Вплив поверхнево-активних речовин на властивості гіпсокремнеземистих сумішей для точних виливків.....	105
Иванова Л. А., Косицын Н. О., Шофул И. И. Разработка технологии изготовления и исследования физико-химических свойств композиционного материала для колосников.....	107
Изосимов В. А., Усманов Р. Г., Канафин М. Н. Влияние технологических параметров производства отливок из высокопрочного чугуна на его механические свойства.....	109
Калинин В. Т., Доценко Ю. В., Селиверстов В. Ю., Кондрат А. А. Особенности модифицирования наноматериалами чугуна для двухслойных листопрокатных валков.....	111
Каратеев А. М., Пономаренко О. И., Евтушенко Н. С., Восковец В. Г. ОФОС – новое экологически чистое связующее для ХТС.....	114
Клименко В. А., Шейко О. І. Дослідження впливу гранулометричного складу наповнювача на технологічні властивості формувальних і стрижневих сумішей.....	116
Кондратюк С. Є. Маловідходні технології лиття фасонних виробів з підвищеними властивостями для машинобудування.....	117
Кондратюк С. Є. Структуроутворення, спадковість і властивості литих сталей.....	118
Конончук С. В., Сабирзянов Т. Г. Теплосодержание колошниковых газов при плавке чугуна в вагранке.....	120
Косорукова Т. А. Фазовый состав сплавов в области Co–ZrCo ₂ –Zr ₂ Ni ₇ –Ni тройной системы Co–Ni–Zr.....	121
Костяков В. Н., Филозоф В. Н. Технология прямого легирования чугуна и стали из оксидных расплавов.....	123
Косячков В. А., Нестеренко Ю. В., Фесенко М. А. Эксплуатационная надежность высокопрочного чугуна в литых деталях автомобилей.....	124
Котлярский Ф. М., Белик В. И., Дука В. М. Оценка газонасыщенности жидких алюминиевых сплавов.....	125
Кудин В. Г., Макара В. А., Судацова В. С., Лагодюк Ю. В., Шевченко М. А. Термодинамические свойства сплавов Me–В–С.....	127
Кудін В. Г., Шевченко М. О., Судацова В. С., Лагодюк Ю. В. Оцінка схильності сплавів до аморфізації.....	128
Кукуй Д. М., Николайчик Ю. А., Судник Л. В. О возможности моделирования процессов, происходящих на границе раздела расплав – противопригарное покрытие – форма.....	129
Кукуй Д. М., Одинокко В. Ф., Кирилов И. В., Воробьёв В. В., Коренюк Г. С. Регенерация формовочных песков из оборотных песчано-глинистых смесей.....	132

Кукуй Д. М., Фасевич Ю. Н., Турок А. И. Методика определения эффективности теплового воздействия экзотермической смеси.....	135
Лысенко Т. В., Ясюков В. В., Капацिला Т. И. Литье заготовок для формообразующей оснастки.....	137
Малявин А. Г. Камнелитые фторфлогопитовые изделия в литейном производстве и цветной металлургии.....	139
Мамишев В. А. О реотермических принципах гетеролитья для повышения качества отливок и слитков.....	141
Мамишев В. А., Шинский О. И., Соколовская Л. А. Термическое взаимодействие затвердевающей отливки с теплоаккумулирующей формой.....	142
Мельников А. П. Современные тенденции развития технологий в литейном производстве.....	144
Могилатенко В. Г., Власюк І. А., Євтушенко Н. С. Модифікування заевтектичних силумінів для відливок поршнів.....	146
Могилатенко В. Г., Гурія І. М., Малай О. І., Яблонський А. А. Виготовлення виливків з піноалюмінію.....	147
Могилевцев О. А., Шолохова Я. А. Методика выбора вариантов планирования выпуска отливок.....	149
Найдек В. Л. Вклад ФТИМС в инновационное развитие литейного производства Украины.....	150
Найдек В. Л., Наривский А. В. Технологии вакуумно-плазменного рафинирования цветных сплавов.....	154
Неменёнок Б. М., Румянцева Г. А., Задрецкий С. П. Проблемы экологии при производстве отливок из алюминиевых сплавов.....	154
Онишко Г. В., Дараган В. И., Назаренко К. А. Создание условий направленного затвердевания металла в нетехнологичных отливках «Корпус рабочего колеса».....	156
Онишко Г. В., Дараган В. И., Плотниченко А. В. Разработка и внедрение технологии получения отливок с высокими свойствами для гидроэлектростанций.....	158
Пащенко В. Ю., Бондар А. А., Соболев В. Б., Білобров Ю. М., Трачевський В. В., Артюх Л. В., Петюх В. М., Фомічов О. С., Великанова Т. Я. Дослідження фазових рівноваг між силіцидами та боридами титану.....	159
Попов А. М. «Литье в стержнях» на примерах мирового опыта «LAEMPE»	160
Порохня С. В. Разработка пресс-формы для изготовления пенополистироловых моделей.....	161

Постиженко В. К., Береговая О. С. Технологические особенности производства наполненных модельных составов для изготовления газотурбинных лопаток.....	163
Примак И. Н., Щеглов В. М. Применение диафрагмированных прибылей при производстве крупных стальных отливок.....	164
Примак И. Н., Щеглов В. М., Шумаков В. Ф., Городчиков В. Н., Дудченко А. В. Исследование работы литниковых систем методом компьютерного моделирования.....	165
Пужайло Л. П., Поливода С. Л. Исследование фазового состава алюминий-скандиевых лигатур.....	167
Пужайло Л. П., Серый А. В. Исследование характеристик электромагнитной системы вакуумной МГД-установки для приготовления и разлива алюминиевых сплавов.....	169
Рафальский И. В., Арабей А. В., Луцки П. Е. Моделирование процесса затвердевания многокомпонентных сплавов с использованием данных компьютерного термического анализа.....	171
Романова Л. А., Судацова В. С., Котова Н. В. Взаимодействие в сплавах Al–Ni–Pb–металл.....	173
Руденко М. А., Христенко В. В., Кириевский Б. А. Термодинамика формирования двухфазной области расплавов системы Cu–Fe–Cr–C...	174
Русаков П. В. Автоматизированная литейно-технологическая система для бездефектного литья выплавляемых моделей.....	176
Садох М. А. Энергоэффективность производства отливок из сплавов на основе алюминия.....	177
Святков С. В. Автоматизированное управление подготовкой производства изготовления отливок.....	179
Селиверстов В. Ю., Доценко Ю. В., Калинин В. Т. Особенности распределения сульфидных включений в углеродистой стали, затвердевающей в кокиле при газодинамическом воздействии.....	182
Сімановський В. М., Максюта І. І., Квасницька Ю. Г., Притуляк А. С., Михнян О. В. Застосування сучасних вогнетривких сумішей при отриманні литих виробів з прецизійних сплавів.....	183
Соколовская Л. А. Влияние микрохолодильников на температурное состояние затвердевающей стали.....	185
Сокольский В. Е., Роик О. С., Давиденко А. О., Самсонников А. В., Казимиров В. П., Галинич В. И., Гончаров И. А., Токарев В. С., Мищенко Д. Д. Исследование керамического флюса для наплавки на основе солеоксидной системы MgO, Al ₂ O ₃ , SiO ₂ и CaF ₂	187

Судавацова В. С., Котова Н. В., Вовкотруб Н. Э., Шевченко М. А. Термодинамические свойства сплавов двойных систем Ni–элемент IV-го периода.....	189
Тан Д., Сон В., Клименко С. И., Скотаренко А. А., Коробейников В. В., Луковников Д. А. Современные материалы для литейного производства компании «SQ-Group» и их техническое сопровождение...	190
Тараненко Н. А., Голофаев А. Н., Гутько Ю. И. Моделирование литейных процессов отливки «Колесо шламового насоса» по газифицируемым моделям с применением СКМ «ProCAST».....	192
Тарасевич Н. И., Корниец И. В., Тарасевич И. Н. Влияние массовой скорости разлива и величины напора на состояние жидкого металла непрерывнолитой заготовки.....	193
Тарасевич Н. И., Корниец И. В., Тарасевич И. Н., Кошевой И. К. Особенности гидродинамики жидкого металла при формировании слитков и отливок в условиях силового воздействия.....	194
Твердохвалов В. А., Кудрявченко Н. А. Неразрушающий контроль твердости и глубины закаленного слоя на чугунных гильзах двигателей.....	195
Ткаченко Ф. К., Ефременко А. В. Ударно-абразивно-коррозионная износостойкость высокохромистых чугунов.....	197
Усатюк О. И., Савенко С. В. Влияние теплоты термодеструкции связующего оболочковой формы на качество поверхности отливки...	198
Уткін С. В., Кублій В. З., Лисенко С. І. Фазові рівноваги в системах Fe–Mo–В та Ni–Mo–В при температурах, близьких до солідуса.....	199
Федоров Н. Н. Повышение связующих свойств бентонитовой глины производства ОАО «Завод утяжелителей» для формовки по-сырому...	200
Фесенко А. Н., Фесенко М. А. Встречное внутриформенное модифицирование чугуна.....	202
Фесенко А. Н., Фесенко М. А. Исследования процессов формирования стальных слитков на физической модели.....	204
Фесенко А. Н., Фесенко М. А., Косячков В. А. Компьютерное моделирование процесса получения двухсторонних чугунных отливок с дифференцированными свойствами.....	206
Фесенко М. А., Фесенко А. Н., Косячков В. А. Способы получения двухсторонних чугунных отливок с дифференцированными структурой и свойствами.....	209
Хорошилов О. Н., Пономаренко О. И. Формирование поверхности непрерывнолитой заготовки потоком газозадушенной смеси.....	210

Хрычиков В. Е., Меняйло Е. В. Границы выливания в отливках из высокопрочного чугуна, затвердевающего в кокильно-песчаной форме.....	211
Чайковський О. А., Хасан О. С. Дослідження первинної кристалізації ЧКГ за допомогою термічного аналізу.....	212
Чернега Д. Ф., Кудь П. Д., Сороченко В. Ф. Алюминиевый литейный сплав в качестве барьерной оболочки емкостей сбережения водорода...	214
Шаломеев В. А., Цивирко Э. И. Высокотемпературная обработка расплава магниевого сплава МЛ-5.....	216
Шаломеев В. А., Цивирко Э. И. Дифференциально-термический анализ магниевого расплава.....	218
Шейко А. А., Зеленый Б. Г., Бубликов В. Б., Латенко В. П., Козак Д. С., Зеленая Л. А. Получение аустенитного чугуна с вермикулярным графитом.....	220
Шейко О. І., Клименко В. А. Дослідження об'ємної структури розташування зерен наповнювача формувальної суміші.....	221
Шинский О. И., Дорошенко В. С. Получение газифицируемых моделей на станке с ЧПУ по виртуальным электронным прототипам...	223
Шинський О. І., Шевчук Б. М., Дорошенко В. С., Кравченко В. П. Ефективні методи та засоби дистанційного моніторингу параметрів технологічних процесів ливарного виробництва.....	225
Шинский И. О., Шинский В. О. Технологические основы и экономические преимущества литья по газифицируемым моделям...	227
Щеглов В. М., Примак И. Н. Особенности затвердевания стальных слитков в условиях вибрационных воздействий.....	230
Ямшинский М. М., Федоров Г. Е., Платонов Е. А., Кузьменко А. Е. Влияние структуры на механические характеристики среднеуглеродистых хромоалюминиевых сталей.....	231
Ясинский В. В. Кремнийорганическое готовое связующее КДУ для ЛВМ.....	234

СОВРЕМЕННЫЕ ПОДХОДЫ К ПРОГНОЗИРОВАНИЮ КОНЦЕНТРАЦИОННЫХ ОБЛАСТЕЙ АМОРФИЗАЦИИ ТРОЙНЫХ РАСПЛАВОВ ЗАКАЛКОЙ ИЗ ЖИДКОСТИ

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

Начиная с 60-х годов прошлого века, после того как были получены первые аморфные сплавы методами быстрой закалки из жидкости, разрабатывались различные подходы к определению круга систем, склонных к аморфизации, и прогнозированию концентрационных областей, в которых могут быть получены аморфные сплавы. Условно данные подходы можно разделить на три большие группы: эмпирические, кинетические и термодинамические. Эмпирические подходы прогнозирования использовали такие критерии как разница в размерах атомов, отрицательные энтальпии смешения расплавов, наличие в системе интерметаллических соединений (ИМС) со сложной кристаллической решеткой, наличие глубоких эвтектик, незначительная разница между температурой стеклования и температурой ликвидус и т. д.

К кинетическим подходам может быть отнесен анализ диаграмм температура-время-превращение (ТТТ-диаграммы). Данный подход позволяет одновременно учитывать кинетические и термодинамические факторы, влияющие на процесс аморфизации расплавов.

Термодинамический подход опирается на различные термодинамические приближения, в основе которых лежат сопоставление термодинамических стабильностей фаз, конкурирующих в ходе закалки [1] и движущих сил процесса их кристаллизации [2], сопоставление энтальпии смешения твердого раствора и аморфной фазы [3], анализ степени ближнего химического порядка, проведенный на основании информации о термодинамических свойствах расплавов [4].

В современной литературе имеются примеры применения термодинамического подхода к ряду двух- и трехкомпонентных систем. В настоящем сообщении будет рассмотрена эффективность применения различных термодинамических приближений на примере системы Cu–Ti–Zr, сплавы которой демонстрируют высокую аморфообразующую способность. На рис. 1 точками показаны составы аморфных сплавов, полученных в системе Cu–Ti–Zr различными исследователями, в соответствии с обзорной работой [5].

В работе [2] концентрационный интервал аморфизации расплавов системы Cu–Ti–Zr вдоль разреза $\text{Cu}_{55}\text{Zr}_{45-x}\text{Ti}_x$ в интервале температур 873–1073 К был прогнозирован с использованием критерия движущих сил. В основу расчетов легли параметры моделей энергии Гиббса фаз системы, полученные в ходе ее термодинамического описания.

В работе [4] концентрационная область аморфизации была оценена с использованием эмпирического правила, сформулированного ранее для ряда двухкомпонентных систем, согласно которому аморфизация закалкой из жидкости успешно протекает для расплавов, в которых суммарная мольная доля ассоциатов, рассчитанная в рамках модели ассоциированного раствора

при температуре стеклования, превышает 0,3–0,5. Для выполнения соответствующих расчетов были использованы данные об энтальпии смешения тройных расплавов.

В [1] расчеты были выполнены на основании сопоставления термодинамических стабильностей жидкости и твердых растворов на основе чистых компонентов, в предположении о кинетическом подавлении образования двойных и тройных ИМС системы. Концентрационные границы области аморфизации были оценены по положению линии T_0 равенства энергии Гиббса переохлажденного расплава и конкурирующих кристаллических фаз при температуре стеклования. Для выполнения расчетов были использованы результаты термодинамического описания системы.

В [3] области аморфизации были оценены на основании сопоставления энтальпии смешения аморфной и твердой фаз, рассчитанных с использованием модели Миедемы без учета вклада от тройных взаимодействий.

На рис. 1 различными линиями ограничены области аморфизации, прогнозируемые методами [1–4].

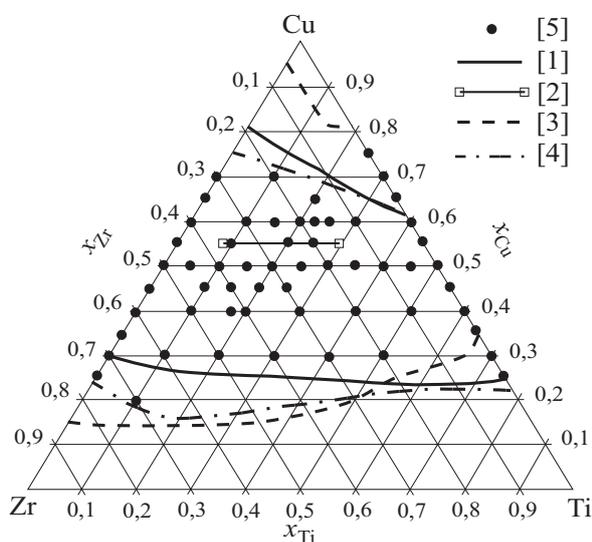


Рис. 1. Экспериментальные данные об аморфных сплавах и результаты прогноза в системе Cu–Ti–Zr

Согласно результатам прогноза [2], область аморфизации тройных расплавов оказалась недооцененной, а в [3] значительно завышенной. Наилучшего описания удалось добиться с использованием методик [1, 4]. Это указывает на то, что корректные результаты прогноза могут быть получены с использованием методик, в которых использовались экспериментальные данные о термодинамических свойствах тройных расплавов, наличие которых является немаловажным фактором для выполнения подобных расчетов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Турчанин М. А. Термодинамическое описание системы Cu–Ti–Zr. Часть III. Система Cu–Ti–Zr / М. А. Турчанин, Т. Я. Великанова, П. Г. Агравал, А. Р. Абдулов, Л. А. Древаль // Порошковая металлургия. – 2008. – № 9/10. – С. 106–130.
2. Kim D. Thermodynamic approach for predicting the glass forming ability of amorphous alloys / D. Kim, B. Lee, N. J. Kim // Intermetallics. – 2004. – N12. – P. 1103–1107.
3. Basu J. Glass forming ability: Miedema approach to (Zr, Ti, Hf)–(Cu, Ni) binary and ternary alloys / J. Basu, B. S. Murty, S. Ranganathan // J. of Alloys and Compounds. – 2008. – N 465. – P. 163–172.
4. Абдулов А. Р. Применение модели идеального ассоциированного раствора для прогнозирования областей аморфизации трехкомпонентных расплавов / А. Р. Абдулов, М. А. Турчанин, П. Г. Агравал // Металлофизика и новейшие технологии. – 2006. – Т. 28. – С. 1247–1256.
5. Shindo T. Prediction of critical compositions for bulk glass formation in La-based, Cu-based and Zr-based ternary alloys / T. Shindo, Y. Waseda, A. Inoue // Mater. Trans., JIM. – 2003. – V. 44. – N 3. – P. 351–357.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТАБИЛЬНЫХ И МЕТАСТАБИЛЬНЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СИСТЕМЕ Cu–Hf

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

Сплавы меди с гафнием представляют интерес их склонностью к аморфизации при закалке из жидкости [1–3]. Более того, медь и гафний входят в состав многокомпонентных композиций, на основе которых можно получать объемные аморфные сплавы. Поэтому для разработки новых аморфных сплавов и технологий их получения необходимы надежные термодинамические модели фаз данной системы.

Термодинамическое описание системы Cu–Hf 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 (Cu), (α Hf), (β Hf) была описана моделью Редлиха-Кистера. Интерметаллические соединения Cu_5Hf , $Cu_{51}Hf_{14}$, Cu_8Hf_3 , $Cu_{10}Hf_7$ и $CuHf_2$ были описаны как линейные соединения. Параметры моделей термодинамических свойств фаз приведены в табл. 1.

Таблица 1

Параметры моделей свободной энергии Гиббса (Дж/моль) фаз
системы медь-гафний

Фаза	Параметры			
Ж	ΔH_{CuHf}	ΔS_{CuHf}	ΔH_{CuHf_3}	ΔS_{CuHf_3}
	–60500	–20,2	–127200	–46,0
Фаза	$\Delta G_{изб}^{(\phi)}(x_{Hf}, T) = (1 - x_{Hf}) x_{Hf} \sum_{i=0}^n (1 - 2x_{Hf})^i (A_i + B_i T)$			
	i	A_i	B_i	
(Cu)	0	6576,2	0	
(α Hf)	0	36122,2	0	
(β Hf)	0	–5825,7	0	
Фаза	$\Delta_f G^{Cu_k Hf_l}(T) = \Delta_f H^{Cu_k Hf_l} - T \Delta_f S^{Cu_k Hf_l}$			
	$\Delta_f H^{Cu_k Hf_l}$		$\Delta_f S^{Cu_k Hf_l}$	
Cu_5Hf	–9908,9		–1,37	
$Cu_{51}Hf_{14}$	–12871,5		–2,0	
Cu_8Hf_3	–13628,6		–2,03	
$Cu_{10}Hf_7$	–15498,8		–2,21	
$CuHf_2$	–19174,3		–3,38	

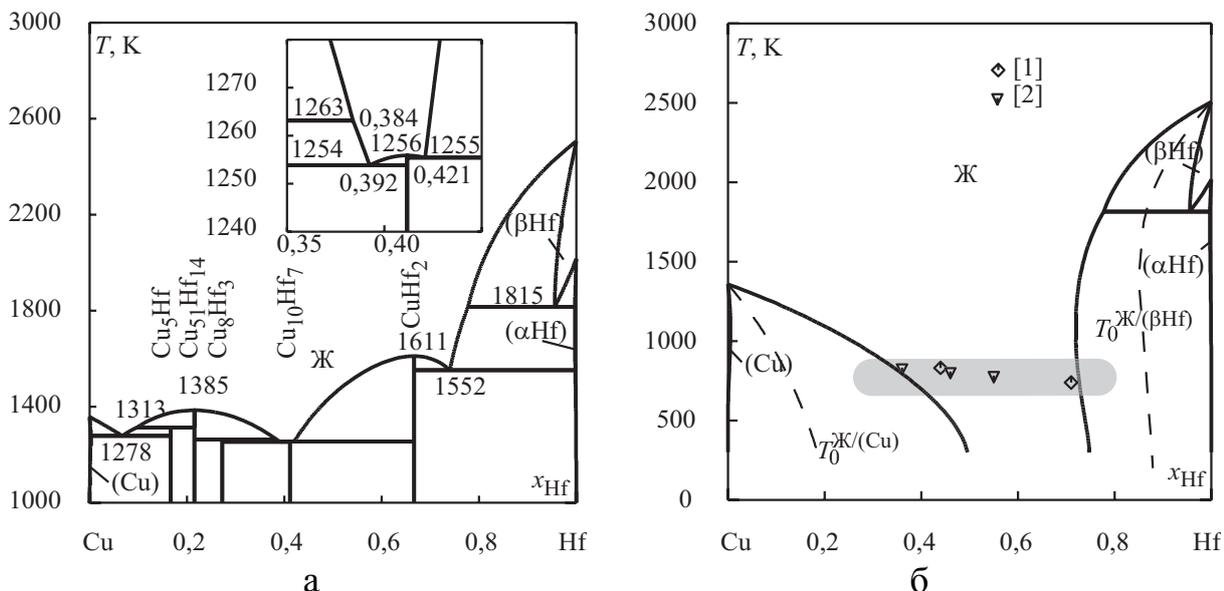


Рис. 1. Рассчитанные диаграммы состояния системы Cu–Hf (а) и метастабильные фазовые превращения (б)

На рис. 1, а представлена рассчитанная диаграмма состояния системы. К особенностям приведенной диаграммы состояния следует отнести почти вырожденный характер плавления соединения $\text{Cu}_{10}\text{Hf}_7$ и наличие двух глубоких эвтектик, формирующихся между Cu_8Hf_3 и $\text{Cu}_{10}\text{Hf}_7$, с одной стороны, и между $\text{Cu}_{10}\text{Hf}_7$ и CuHf_2 , с другой стороны.

Образование глубоких эвтектик указывает на склонность к аморфизации жидких сплавов системы. Более детальный анализ рассчитанных метастабильных превращений с участием переохлажденной жидкой фазы и граничных твердых растворов (рис. 1, б) показывает, что концентрационный интервал аморфизации может быть оценен как $x_{\text{Hf}} \approx 0,25-0,8$, который в свою очередь включает в себя концентрационные границы аморфизации [1, 2] полученные методом закалки из жидкости. Таким образом, можно ожидать, что аморфные сплавы в системе Cu–Hf могут быть получены в более широких концентрационных пределах, чем были достигнуты в [1, 2]. Более того, из рис. 1, б следует, что существует концентрационная область стабильности переохлажденных жидких сплавов, ограниченная метастабильными продолжениями линий ликвидуса (Cu) и (αHf) фаз, удовлетворительно согласующаяся с экспериментально установленным в [3] интервалом образования объемных аморфных сплавов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Buschow K. H. J. *Thermal stability of amorphous alloys* / K. H. J. Buschow, N. M. Beekmans // *Solid St. Communications*. – 1980. – V. 35. – N. 3. – P. 233–236.
2. *Crystallization behavior of rapidly quenched and mechanically alloyed amorphous materials* / M. Dehm, L. Deimling, P. Haeberle, W. Krauss, H. Leitz, C. Politis, I. Wolf // *J. Therm. Anal.* – 1989. – V. 35. – N. 2. – P. 555–568.
3. Duan G. *High copper content bulk glass formation in bimetallic Cu–Hf system* / G. Duan, D. Xu, W. L. Johnson // *Met. Trans.* – 2005. – A 36. – N 2. – P. 455–458.

НОВЫЕ МОДЕЛЬНЫЕ КОМПОЗИЦИИ ПРИ ЛИТЬЕ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ

Александрова Е. Н., Кириевский Б. А.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Высокие точность и чистота поверхности характерны для отливок, полученных ЛВМ, во многом определяется качеством литейной формы зависящей от свойств модельных составов, к которым следует, прежде всего, отнести прочность, усадку, температуру каплепадения, теплостойкость, зольность.

Несмотря на множество модельных составов во многих странах постоянно ведутся исследования по их усовершенствованию и созданию новых модельных композиций.

Во ФТИМС НАНУ разработан новый подход, обеспечивающий повышение свойств модельных составов и заключающийся во введении в состав равномерно распределенных тугоплавких упрочняющих составляющих и легкоплавких пластифицирующих ингредиентов. Создаваемый при этом в объеме модельного состава каркас обеспечивает прочность, как при нормальных, так и повышенных температурах

В качестве основных критериев оценки модельных составов в процессе испытаний выбраны следующие характеристики:

- прочность при статическом изгибе при 20 °С, σ , МПа;
- линейная и объемная усадка %;
- теплостойкость °С;
- массовая доля золы %.

Используя указанный подход, были разработаны для изготовления тонкостенных моделей сложной конфигурации, например, турбинных лопаток, модельные композиции высокой прочности, пластичности и термостойкости, с пониженной зольностью.

Анализ свойств, свидетельствует, что разработанный модельный состав, практически не уступает зарубежным аналогам и существенно превосходит модельные составы, использовавшиеся на предприятиях СССР, например Р-3. (табл. 1).

Таблица 1

Сравнительные свойства модельных составов

Наименование	Прочность при статическом изгибе, σ , МПа	Усадка, %	Темп-ра каплепадения, °С	Теплостойкость, °С	Массовая доля золы, %
Разработанный модельный состав	8,5–8,7	0,7–0,8	88	46	0,03
Yest – 21 (Германия)	8,9	0,7	89	47	0,03
Р-3	3,1–4,0	0,6–0,9	77	34	0,12

Повышение прочностных свойств и одновременно снижение величины усадки получено за счет ввода в состав модельной композиции различных наполнителей, например, волокнистого наполнителя, алкилфеноламинной смолы, древесины.

УСКОРЕННАЯ ПРОКАЛКА ФОРМ ПРИ ЛИТЬЕ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ

Александрова Е. Н., Кириевский Б. А.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

К числу основных проблем в процессе литья по выплавляемым моделям относятся высокая энергоемкость и длительность процесса прокалики форм из-за необходимости создания восстановительной атмосферы в объеме прокалочной печи. В этих условиях удаление модельного состава происходит за счет испарения, а не сжигания. Параметры процесса прокалики определяются необходимостью удаления модельных остатков и упрочнения оболочки. Количество модельных остатков в оболочке зависит от способа удаления модели; наиболее распространенным способом является выплавление моделей в горячей воде (температура 80–90 °С). Остатки модельного состава при выплавлении моделей в горячей воде составляет 2–10 %. Другой способ удаления модельного остатка обработкой перегретым паром. Остатки модельного состава при этом возрастают до 4–12%. Широко распространен метод выплавления моделей из оболочек горячим воздухом. Потери модельного состава при этом способе вытопки составляют 5–10 %. Распространен также метод выплавления из оболочек в расплаве того же модельного состава. Остатки модельного состава в оболочке при данном способе выплавки составляет 10–15 %.

При использовании любого из названных способов выплавления модельного состава из форм количество модельного остатка высокое и для их удаления формы подвергаются длительному выдерживанию (~ 24 часа) при высоких температурах (≤ 1200 °С).

Полное удаление модельного остатка происходит медленно из-за недостатка кислорода в труднодоступных объемах формы и в порах оболочки, т. е. определенная часть их удаляется в восстановительной атмосфере за счет испарения. При использовании электрических печей процесс подсоса воздуха нежелателен из-за окисления нагревателей и поэтому длительность удаления модельного остатка увеличивается. Максимальная скорость удаления модельного остатка в восстановительной атмосфере достигается в интервале температур до 900–1200 °С, в то время как интенсивное горение модельной массы в окислительной атмосфере происходит при более низких температурах (400–600 °С) и с более высокой скоростью. Сокращение продолжительности прокаливания возможно при искусственном обогащении труднодоступных зон кислородом, что позволяет частично заменить процесс

испарения углеводородных составляющих в атмосфере печи интенсивным горением их на поверхности оболочки и в порах. С этой целью в состав керамической оболочки вводят вещества, выделяющие при термическом разложении кислород. Большинство используемых на практике модельных составов представляют собой смеси углеродных органических соединений, которые, взаимодействуя с кислородом, сгорают. В процессе прокаливания выгорает также значительная часть продуктов гидролиза этилсиликата, которые представляют собой кремнийорганические соединения. Ввод в состав керамической оболочки окислителей способствует появлению кислорода в порах керамики. Одновременно часть несгоревших модельных остатков дожигается за счет кислорода, содержащегося в атмосфере печи. Для ускорения прокаливании целесообразно использовать оптимальное количество окислителя, т. е. присутствие в форме избытка кислорода нежелательно, в связи с его взаимодействием с расплавом, а недостаток кислорода снижает эффективность его действия при удалении модельного остатка.

Установлено, что с точки зрения экономии окислителей и более эффективного их действия целесообразно использовать для удаления остатков модельной массы, натриевую селитру.

Оптимальная технология ввода окислителя заключается в добавке его расчетного количества в состав связующего, путем предварительного растворения его в воде, используемой для гидролиза этилсиликата. Ввод окислителя затруднен из-за ограниченной растворимости его в воде при температуре 18–25 °С, при этом для гидролиза этилсиликата требуется лимитированное количество воды

Установлено, что растворимость окислителей в воде, а значит и в суспензии, резко возрастает с повышением температуры. Это позволило, незначительно изменяя технологический процесс приготовления суспензии, добиться увеличения содержания окислителей в оболочках, и как следствие, повысить эффективность действия при сгорании модельных остатков.

Разработанная технология позволила сохранить длительность прокалки в 1,2–2,0 раза, и при этом уменьшить температуру прокалки до 800–850 °С.

ВЛИЯНИЕ МИКРОНЕОДНОРОДНОСТИ РАСПЛАВА НА ПРОЦЕССЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ

Бартель Г. П.
(ДГМА, г. Краматорск, Украина)

Работоспособность режущего и штампового инструмента в условиях динамических нагрузок в значительной степени зависит от структурной неоднородности. Химическая неоднородность расплава быстрорежущей

стали оказывает влияние на структурную неоднородность стали, как после первичной, так и после вторичной кристаллизации [1–3]. Степень влияния неоднородности расплава на микроструктуру инструментальной стали после затвердевания изучена недостаточно.

Исследовали микроструктуру инструментальной стали различных марок в зависимости от длительности выдержки выше температуры «ликвидус», температуры заливки в форму и скорости охлаждения расплава.

Переход из жидкого состояния в твердое в инструментальной стали сопровождается расслоением расплава по химическому составу и изменением склонности к переохлаждению.

Неоднородность расплава по химическому составу, получаемую в процессе плавки легированной инструментальной стали, влияет на степень неоднородности формирующихся структур даже при высоких скоростях охлаждения. Кинетика кристаллизации зависит от скорости охлаждения расплава и изменения теплосодержания расплава во времени.

В высоколегированной быстрорежущей стали в условиях глубоких начальных переохлаждений расплава (литье в медный кристаллизатор) формируются сферолитные структуры. Однако при уменьшении степени переохлаждения (в процессе выделения скрытой теплоты кристаллизации в начале затвердевания) формируются дендритные формы роста зерен с образованием скелетных или веерных форм роста избыточных карбидных фаз (рис. 1).



Рис. 1. Микроструктура стали P18 в литом состоянии (двухступенчатые реплики, ЭМВ-100Л)

Между выделениями карбидов из аустенита, образовавшегося в процессе перитектической реакции, и эвтектическими карбидами наблюдается аустенитная зона, которая распадается на мартенсит и остаточный аустенит при дальнейшем охлаждении. Карбидные выделения в этой области слабо различимы, что позволяет предположить о недостаточной степени пересыщения твердого раствора или высокой скорости охлаждения в процессе кристаллизации [4].

Эвтектическое превращение сопровождается одновременным выделением карбидов M_6C и аустенитом. Аустенит, входящий в состав эвтектики, имеет большую степень пересыщения твердого раствора, что проявляется в выделении карбидной фазы при охлаждении.

Следовательно, расслоение расплава и аустенита происходит еще при кристаллизации ниже температуры перитектической реакции. На это расслоение по содержанию углерода влияет и неоднородность расплава, получаемая при плавлении.

При охлаждении до нормальной температуры литой высоколегированной быстрорежущей стали наблюдаются три различных по легированности α -твердых раствора, γ -твердый раствор и карбидные фазы различного состава и размеров.

Влияние неоднородности расплава по химическому составу и скорости охлаждения расплава, в изученном диапазоне скоростей, изменяет соотношение и размеры выделяющихся фаз, не влияя на типы образующихся структур.

Большая скорость охлаждения расплава влияет также и на условия протекания рекристаллизации, как за счет внутренних напряжений, так и за счет более мелкого первичного зерна.

Таким образом, процессы структурообразования, приводящие к получению неоднородности в строении литой быстрорежущей стали, зависят, в первую очередь, от химического состава расплава и определяются метастабильной диаграммой состояния. Ускоренное охлаждение расплава в изученном диапазоне скоростей изменяет соотношение и размеры выделяющихся фаз. Для уменьшения неоднородности в строении литого инструмента необходима дальнейшая оптимизация состава быстрорежущей стали и технологии ее выплавки и разлива на заготовки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Геллер Ю. А. *Инструментальные стали* / Ю. А. Геллер. – М. : *Металлургия*, 1983. – 527 с.
2. Лоладзе Т. Н. *Прочность и износостойкость режущего инструмента* / Т. Н. Лоладзе. – М. : *Машиностроение*, 1982. – 320 с.
3. Столбов В. Ф. *Влияние состава быстрорежущей стали на работоспособность литого инструмента* / В. Ф. Столбов, Ю. В. Ксенофонтов // *Технология машиностроения : научно-техн. реф. сб.* – М. : *НИИмаш*, 1967. – № 11–12. – С. 40–42.
4. Бартель Г. П. *Электронномикроскопическое исследование структуры литого режущего инструмента из быстрорежущей стали* / Г. П. Бартель, А. П. Грибков, А. А. Дардесов // *Материалы VII международной конференции «Пути повышения качества и экономичности литейных процессов», 9–11 сентября 2003 г.* – Одесса : *ОНПУ*, 2003. – С. 55–57.

ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЇ ПЛАВКИ ТА ТЕРМОЧАСОВОЇ ОБРОБКИ РОЗПЛАВУ НА ЛІКВАЦІЙНІ ПРОЦЕСИ ЛЕГОВАНОЇ ВАЛКОВОЇ СТАЛІ

Бартель Г. П.¹, Дардесов А. О.²

(¹ ДДМА, м. Краматорськ; ² ЗАТ «НКМЗ», м. Краматорськ, Україна)

Потреба збільшення стійкості валків для холодної прокатки потребує використання більшої легованості різними хімічними елементами сталей [1–2]. Відомі рекомендації по збільшенню у валкових марках сталі вмісту хрому, кремнію і інших елементів [1–2].

Збільшення хрому, а, особливо, кремнію впливає на хімічну неоднорідність у вигляді лікваційних проявів. Але металургійних засобів зменшення хімічної неоднорідності зливків у літературі наводиться дуже мало [3–4].

Досліджували особливості впливу технології плавки сталі марок 60X2C3MФ і 60X2C2MФ в індукційній печі ІСТ-016 на мікроструктуру і ліквацію хімічних елементів у зливках масою ~50 кг і розмірами: діаметр 130...140 мм, висота 300 мм. Під час плавки проводили різні комбінації термочасової обробки розплаву і охолодження. Сталь розливали у попередньо пофарбовані і підігріті до 300 °С сталеві виливниці.

Після охолодження і відпалу, зливки розрізали на темплети і зразки. Досліджували розподіл сірчаних включень, травимість у 50 % водному розчині соляної кислоти та хімічний склад по 15 елементам у різних точках зливків по висоті та діаметру.

Виявлені умови збільшення і зменшення ліквації по вуглецю, кремнію, хрому, фосфору, сірці і іншим елементам у досліджених зливках.

Після окремих варіантів термочасової обробки розплаву забезпечується значне зниження неоднорідності ліквуючих елементів.

Термочасова обробка розплаву валкової сталі під час плавки дає можливість зменшити ліквацію і у великих зливках, що підвищить вихід придатного металу під час гарячої пластичної деформації. Результати дослідів мають економічне значення для виробництва, а знайдені елементи технології потребують промислових випробувань.

ЛІТЕРАТУРА

1. Надежность и долговечность валков холодной прокатки / В. П. Полухин, П. Т. Шульман, С. П. Ефименко и др. – М. : Металлургия, 1970. – 503 с.
2. Геден М. В. Термическая обработка валков холодной прокатки / М. В. Геден, Г. П. Соболев, И. В. Паисов. – М. : Металлургия, 1973. – 344 с.
3. Будагьянц Н. А. Особенности формирования структуры и свойств рабочего слоя прокатных валков / Н. А. Будагьянц, Н. А. Жижкина // Литейное производство. – 2004. – № 9. – С. 9–10.
4. Киселев В. И. Влияние модифицирования на свойства валковой стали 7Х2СМФ / В. И. Киселев, Г. Е. Звигинцева, Н. Л. Николаева // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1987. – № 9. – С. 57–60.

ОБ ОКРАШИВАНИИ СЫРЫХ ФОРМ БЫСТРОСОХНУЩИМИ ПРОТИВОПРИГАРНЫМИ КРАСКАМИ

Белобров К. Е., Белобров Л. Е., Карпенкова О. Л., Белобров Е. А.
(КНПП «Формовочные материалы Украины», г. Краматорск, Украина)

Литейная форма подвергается тяжелым тепловым и силовым нагрузкам, поэтому к ней предъявляются очень жесткие требования, игнорирование которых приводит к ухудшению качества отливок. Трудность выполнения требований к литейной форме обусловлена тем, что на формирование качества отливки влияет множество зачастую противоречивых факторов, сложно взаимодействующих друг с другом. Особо проблематичным является получение высококачественной отливки в сырой песчано-глинистой форме.

Изготовление отливок по-сырому – самый дешевый, экономичный и экологически чистый технологический процесс в литейном производстве. Это обусловлено дешевизной используемых формовочных материалов, простотой и дешевизной технологии смесеприготовления и формообразования, ее высокой оперативностью, отсутствием необходимости упрочнения форм, легкой выбиваемостью, возможностью на 90...95 % повторного использования отработанных смесей и другими преимуществами.

Однако технологии изготовления отливок в сырой форме свойственно много общеизвестных недостатков.

Радикальным средством улучшения качества литья является тепловая сушка стержней и форм. Однако в период всеобщего финансово-экономического кризиса, в условиях дороговизны энергоресурсов крайне ограничили возможности достижения требуемого качества отливок за счет использования тепла. Поэтому взоры литейщиков все больше обращаются на сырую песчано-глинистую форму, существенным препятствием для использования которой является поражение отливок пригаром. В этих условиях главным средством предупреждения пригара является окрашивание форм красками. Важное значение имеет окрашивание верхних полуформ, испытывающих наибольшие термические нагрузки.

Водные краски для окрашивания сырых форм без их сушки неприемлемы по причине насыщения поверхностного слоя формы влагой.

Окрашивание сырых форм быстросохнущими красками дает хорошие результаты при высокой газопроницаемости смеси (не менее 100 ед., лучше 150...170 ед.), ее низкой влажности (3,2...3,6 %) и высокой прочности в сыром состоянии (0,8...1,0 кгс/см²).

Обеспечить данные показатели формовочной смеси возможно путем комбинирования в составе смеси мелкого (староверовского) и крупного (гусаровского) песка, использования в ограниченном объеме отработанной смеси, которая сильно запылена (обычно в ней содержится не менее 11 % пыли), использования порошкового бентонита (3...4 % от массы всех сыпучих материалов), введения в состав смеси 0,5 % от массы сыпучих материалов экстраузионного крахмалореагента (ЭКР) – холоднонабухающего крахмала.

Применение ЭКР обеспечивает увеличение так называемой «мокрой» прочности смеси в зоне конденсации паров воды на глубине 2...4 мм от металла, повышает текучесть смеси с 30...40 до 70...80 % и ее формуемость, увеличивает газопроницаемость с 70...80 до 150...170 ед., увеличивает прочность на срез, что очень важно при изготовлении форм с высокими «болванами», увеличивает прочность смеси с 0,4...0,5 до 0,8...1,0 кгс/см², снижает ее влажность с 4,5...5,5 до 3,2...3,6 %, устраняет такой недостаток смеси, как комкуемость.

Исходя из вышеизложенного, сотрудниками нашего предприятия была разработана и проверена в производстве формовочная смесь следующего состава, масс. ч.: староверовский кварцевый песок – 20; гусаровский тощий песок – 45; отработанная смесь – 30; бентонит – 4...6; ЭКР – 0,5; вода – до влажности 3,2...3,6 %.

Смесь вышеприведенного состава является мягкой, пушистой, хорошо уплотняется, не образуя рыхлоты и подрывов кромок, обеспечивает следующие физико-механические показатели: предел прочности в сыром состоянии – 0,75...0,8 кгс/см²; газопроницаемость – 170 ед.; влажность – 3,2 %; текучесть – 74...80 %.

Для повышения качества отливок, получаемых из различных сплавов при использовании форм из исследуемой смеси нами разработаны и опробованы быстросохнущие краски следующих марок:

– для чугунного литья – графитовая БПГ, дистенсиллиманитовая БПДС, цирконовая БПЦ, талько-графитовая БПТГ, тальковая БПТ;

– для углеродистого стального литья – кварцевая БПК, дистенсиллиманитовая БПДС, корундовая БПКор, цирконовая БПЦ, хромитовая БПХ, хромомагнетитовая БПХМ;

– для литья из нержавеющей сталей – цирконовая БПЦ, корундовая БПКор, хромомагнетитовая БПХМ;

– для литья из марганцовистых сталей – хромитовая БПХ, хромомагнетитовая БПХМ, цирконовая БПЦ;

– для бронзового литья – графитовая БПГ, талько-графитовая БПТГ, дистенсиллиманитовая БПДС;

– для литья из алюминиевых сплавов – дистенсиллиманитовая БПДС.

Плотность краски подбирается опытным путем из соображений ее хорошего распыления и нанесения на форму пульверизатором. Окрашивание сырых форм кистью неприемлемо, так как при этом происходит разрушение их кромок. Возможно использование для окрашивания длинноворсистого квача (помочка). Однако лучшие результаты получаются при использовании пульверизатора, обеспечивающего тонкое распыление краски. В ходе исследований была разработана оптимальная технология нанесения исследуемых красок на поверхность сырых форм.

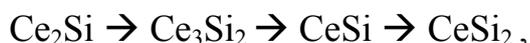
Авторы гарантируют высокую эффективность данной технологии при условии ее неукоснительного исполнения во всех деталях и нюансах, а также готовы оказать пользователям консультативную и другую помощь.

КЛАССИФИКАЦИЯ И ОПТИМИЗАЦИЯ СПЛАВОВ СИЛИКОЦЕРИЯ

Белов Б. Ф.¹, Троцан А. И.¹, Бродецкий И. Л.¹, Иценко А. И.¹,
Рябухин А. В.², Паренчук И. В.³, Скорый А. В.⁴

(¹ИПМ НАН Украины, г. Киев, Украина; ²ПГТУ, г. Мариуполь, Украина;
³ООО «Уником», г. Донецк, Украина; ⁴ООО «П-ФАЙФ», г. Киев, Украина)

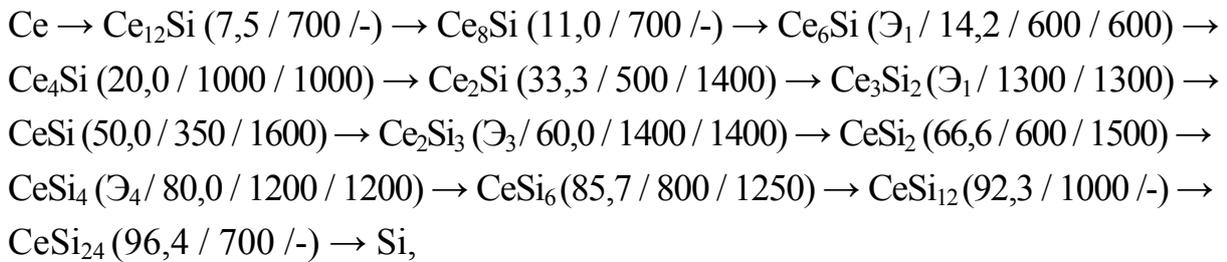
Анализ структурно-химического состояния с целью классификации и оптимизации состава сплавов силикоцерия, как и других сплавов редкоземельных металлов, выполнить с помощью известных диаграмм состояния не представляется возможным, так как отсутствуют экспериментальные данные об условиях образования промежуточных фаз. Единственная существующая диаграмма церий-кремний опубликована в 50-е годы прошлого столетия. Диаграмма относится к эвтектическому типу с химическими соединениями непрерывного ряда:



плавящихся конгруэнтно в интервале температур 1500–1600 °С через эвтектические точки, температуры которых отличаются между собой на 20–30 °С, что находится в пределах инструментальной точности замеров температуры в интервале 1300–1400 °С. На базе исходных компонентов показаны две эвтектики при 650 °С и 1190 °С, ориентировочный состав которых установлен при содержаниях кремния ~ 6,0 ат. % и ~ 82,0 ат. % соответственно.

В соответствии с общими принципами построения бинарных диаграмм состояния, состав высокотемпературной эвтектики при указанных температурах плавления образующих ее компонентов ($\text{CeSi}_2 \sim 1620$ °С и $\text{Si} - 1414$ °С), должен быть сдвинут к кремнию, т. е. более 82,0 ат. %. С другой стороны, при заданном составе эвтектики температура плавления CeSi_2 должна быть меньше температуры плавления кремния. Кроме того, для обнаруженных промежуточных фаз нет данных о температуре их образования и области гомогенности. Поэтому существующая диаграмма представляет собой лишь базу экспериментальных данных по плавкости промежуточных фаз, на основании которых авторами по специальной методике [1] построена полигональная диаграмма состояния (ПДС) бинарной системы церий-кремний. Геометрический образ полигональной диаграммы определяет первичная промежуточная фаза с заданным химическим составом, температурами образования, плавления и областью гомогенности. Состав промежуточных фаз зависит от типа химической связи исходных компонентов, которые при заданной температуре образуют химические соединения определенного стехиометрического состава. Первичные промежуточные фазы отличаются минимальным числом взаимодействующих атомов, образующих при минимальной температуре фазу из наноструктурных элементов с максимально плотной упаковкой в разномерном единичном пространстве – структурный ионно-молекулярный комплекс (СИМ-комплекс).

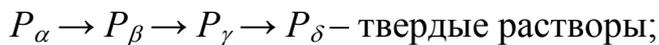
Первичным СИМ-комплексом для исследуемой системы является интерметаллид – моносилицид церия SiCe , для которого химические и геометрические параметры рассчитаны по модели гармонических структур вещества [2]. Температура образования моносилицида церия принята равной $350\text{ }^\circ\text{C}$, отвечающей точке перехода $\alpha\text{-Ce} \rightarrow \beta\text{-Ce}$, температура плавления $1600\text{ }^\circ\text{C}$. Первичная промежуточная фаза условно разделяет диаграмму Ce-Si на две подсистемы: Ce-CeSi и Si-CeSi , в которых образуется последовательный ряд вторичных промежуточных фаз, имеющий вид:



где в скобках первая цифра – концентрация кремния (ат. %); вторая – температура образования (t , $^\circ\text{C}$), которая не показана для инконгруэнтных фаз.

Приведенный ряд промежуточных фаз включает 13 химических соединений – интерметаллидов, в т. ч. четыре эвтектических. На абсциссе условно обозначены стехиометрический состав промежуточных фаз цифрами: первая цифра – стехиометрические коэффициенты для церия, вторые – кремния.

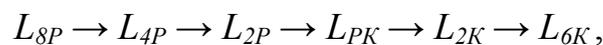
На основе исходных компонентов на базе церия образуются гомогенные твердые или жидкие растворы:



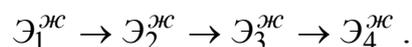
${}_1L_p^{\text{ПД}} \rightarrow {}_2L_p^{\text{ПД}} \rightarrow {}_3L_p^{\text{ПД}} \rightarrow L_p^{\text{ПГ}} \rightarrow L_{\text{раз}}$ – полиэдрические, полигональный и разупорядоченный жидкие растворы, соответственно.

На базе промежуточных фаз также образуются твердые и жидкие растворы. Для сингулярных фаз с конгруэнтной точкой плавления, образующихся в твердом состоянии, в области их гомогенности существуют две модификации – низко (α) и высокотемпературная (β) фазы в моноструктурном (М) и диструктурном (Д) состояниях, причем (М) состояния существуют в области гомогенности выше, в то время как (Д) состояния, ниже температуры их образования.

(М) и (Д) состояния существуют для всех интерметаллидов и эвтектических фаз ($\text{Э}_\text{ж}/\text{Э}_\text{т}$); (Д) состояние только для сингулярных интерметаллидов Ce_4Si . Для сингулярных фаз, существующих в жидком состоянии, обозначены области гомогенности жидких полиэдрических растворов:



а также эвтектические растворы:



Таким образом, построенная полигональная диаграмма состояния системы церий-кремний, как базовая бинарная система для сплавов ферро-силикоцерия, хорошо согласуется с известными экспериментальными данными для исходных компонентов и промежуточных фаз в твердом и жидком состояниях и дает возможность оптимизировать состав сплавов силикоцерия для повышения эффективности микролегирования при внепечной обработке стали.

ЛИТЕРАТУРА

1. Свідомство про державну реєстрацію прав автора на твір. ПА № 2825 від 29.02.2002 р. Методика построения полигональных диаграмм состояния бинарных металлургических систем / Белов Б. Ф., Троцан А. И., Харлашин П. С., Крейденко Ф. С.

2. Белов Б. Ф. Структуризация металлургических фаз в жидком и твердом состояниях / Б. Ф. Белов, А. И. Троцан, П. С. Харлашин // Изв. ВУЗов. ЧМ. – 2002. – № 4. – С. 70–75.

КЛАССИФИКАЦИЯ И ОПТИМИЗАЦИЯ СПЛАВОВ ФЕРРОЦЕРИЯ

Белов Б. Ф.¹, Троцан А. И.¹, Бродецкий И. Л.¹, Иценко А. И.¹,
Рябухин А. В.², Паренчук И. В.³, Скорый А. В.⁴

(¹ИПМ НАН Украины, г. Киев, Украина; ²ПГТУ, г. Мариуполь, Украина;
³ООО «Уником», г. Донецк, Украина; ⁴ООО «П-ФАЙФ», г. Киев, Украина)

Промышленные сорта РЗМ-сплавов типа ФС30РЗМ30, применяемые для внепечной обработки стали, регламентируются концентрациями церия, которая составляет более 50 % от общей суммы РЗМ и определяет физико-химические и технологические свойства этих сплавов. Степень усвоения химически активных элементов и, следовательно, их расходные коэффициенты, определяющие эффективность использования дорогостоящих и дефицитных материалов, зависят от структурно-химического строения легирующих элементов при температурах жидкой стали.

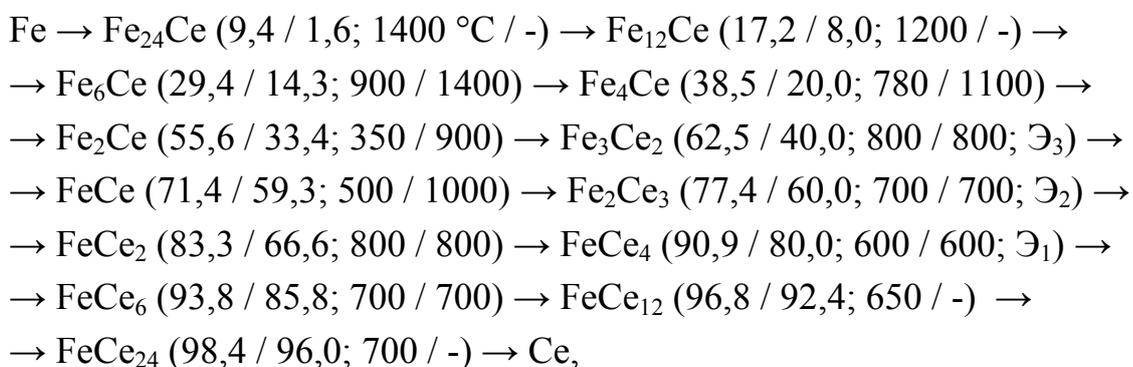
Исходя из вышеизложенного, для оптимизации составов сплавов ферроцерия предлагается вниманию полная полигональная (плоская) диаграмма состояния (ПДС) системы железо-церий во всем интервале концентраций (от 0 до 100 % Се) и температур (от комнатных до точки кипения) исходных компонентов, построенная специальным графоаналитическим методом [1], суть которого заключается в том, что с учетом физико-химических параметров исходных компонентов в твердом и жидком состояниях мезоморфные критические точки исходных компонентов соединяются прямыми линиями (линейные системы) на плоскости полигональных геометрических фигур (прямоугольник, квадрат, треугольник и т. д.) в зависимости от числа компонентов.

Линейные системы являются геометрическим местом точек продуктов химических реакций исходных компонентов, в точках пересечения прямых линий образуются узловые (промежуточные) нонвариантные

фазы, область гомогенности которых находится в пределах триангуляционной плоскости, ограниченной семейством линий в окрестности точек их пересечения. Число равновесных фаз определяется правилом фаз Гиббса, при этом число компонентов находят в зависимости от их энергетического состояния, в частности, от зарядового состояния в химических реакциях, в которых участвуют различные валентные электроны [2].

Гомогенные фазы переменного состава, образованные на базе узловых точек в триангуляционной плоскости относятся к бивариантным системам. Структурное состояние подобных фаз зависит от температуры: при температурах выше узловой точки – это монокристаллические фазы (регулярные твердые растворы), ниже узловой точки – биструктурные (дисипативные) фазы (периодические твердые растворы). Пограничные межфазные линии (сольвус) характеризуются моновариантным равновесием.

ПДС системы Fe–Ce относится к типу непрерывных твердых растворов через последовательный ряд промежуточных фаз и эвтектик. Последовательный ряд промежуточных фаз системы железо-церий имеет вид:



где в скобках последовательно обозначены отношение концентраций церия (масс. % / ат. %), температура образования и плавления (t , $^\circ\text{C}$).

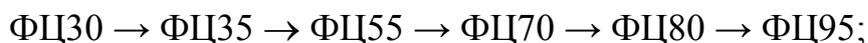
В предлагаемой полигональной диаграмме состояния учтены экспериментальные точки классической диаграммы Fe–Ce [3], на которой показана эвтектика при $592 \text{ }^\circ\text{C}$ и $14,0$ атомн. % Ce, а также два химических соединения – интерметаллиды Fe_2Ce и Fe_5Ce , образующиеся по перитектическим реакциям при $920 \text{ }^\circ\text{C}$ и $1060 \text{ }^\circ\text{C}$. Кроме этого, на ПДС обозначены температуры структурных концентраций железа ($780 \text{ }^\circ\text{C}$, $1400 \text{ }^\circ\text{C}$) и церия ($700 \text{ }^\circ\text{C}$).

Исходные компоненты в жидком состоянии в соответствии с теорией МГС-фаз [4] с ростом температуры над точкой плавления последовательно проходят структурные превращения:

полиэдрическая \rightarrow полигональная \rightarrow разупорядоченная (жидкость).

В твердом состоянии первичная промежуточная фаза Fe_2Ce образуется при $350 \text{ }^\circ\text{C}$, которая одновременно находится в равновесии с исходными компонентами, с которыми последовательно вступает в химические реакции с образованием вторичных промежуточных фаз.

Максимальной термической и термодинамической прочностью, а, следовательно, и повышенной степенью усвоения обладают химические соединения (интерметаллиды) железо-церий с конгруэнтной точкой плавления, которые являются базовыми при определении оптимального состава промышленных сортов сплавов ферроцерия:



эвтектические сплавы:



Таким образом, на основе проведенного графоаналитического анализа структурно-химического состояния железа, церия и их сплавов, отвечающих составу промежуточных фаз новой диаграммы состояния железо-церий во всем интервале концентраций твердых и жидких исходных компонентов, определены оптимальные составы сплавов ферроцерия, обеспечивающие повышение эффективности внепечной обработки стали.

ЛИТЕРАТУРА

1. Свідоцтво про державну реєстрацію прав автора на твір. ПА № 2825 від 29.02.2002 р. Методика построения полигональных диаграмм состояния бинарных металлургических систем / Белов Б. Ф., Троцан А. И., Харлашин П. С., Крейденко Ф. С.
2. Троцан А. И. О природе химической связи элементов в металлургических фазах / А. И. Троцан, П. С. Харлашин, Б. Ф. Белов // Изв. вузов. ЧМ. – 2002. – № 4. – С. 60–63.
3. Вол А. Е. Строение и свойства двойных металлических систем : справочник ФМН. Т. 2. / А. Е. Вол ; под ред. чл.-корр. АН СССР Агеева Н. В. – М., 1962. – 982 с.
4. Белов Б. Ф. Структуризация металлургических фаз в жидком и твердом состояниях / Б. Ф. Белов, А. И. Троцан, П. С. Харлашин // Изв. вузов. ЧМ. – 2002. – № 4. – С. 70–75.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ПРОЦЕСС ПОЛУЧЕНИЯ МЕЛЮЩИХ ТЕЛ ПО ГАЗИФИЦИРУЕМЫМ МОДЕЛЯМ

Белоусова Е. П.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Мелющие тела получают различными видами обработки давлением и литьём. Общими недостатками традиционных методов изготовления литых мелющих тел являются: поверхностные и внутренние несплошности, низкая металлоемкость формы и незначительный ресурс технологической оснастки, что в конечном итоге предопределяет их качество и себестоимость.

Наиболее часто литые мелющие тела изготавливаются методами, основанными на использовании сил центробежного давления, а также литьём в стационарный и вибрационный кокиль. С целью усовершенствования метода разработан ряд автоматизированных установок – центробежно-кокильные машины типа К-317 и К-767, автоматизированные роторные комплексы центробежного литья, полуавтоматические карусельно-

кокильные машины типа МШКК-1, конвейерные автоматические и полуавтоматические кокильные линии. Наиболее прогрессивной разработкой считается вертикально-замкнутый конвейер модели ККУ-1. Недостатки: высокий уровень брака (18–25 %), быстрый износ кокилей, а также неравномерное, и не регулируемое скоростью заполнение полости формы металлом [1].

Для устранения традиционных недостатков при получении литых мелящих тел целесообразно применить одну из современных технологий – способ литья по газифицируемым моделям. Этот способ литья позволяет повысить выход годного при производстве мелящих тел до 90–95 %, увеличить металлоемкость формы в 10–30 раз по сравнению с литьём в металлические и в песчаные формы, что достигается возможностью размещения шаров по всему объёму контейнера, а не только в плоскости разъёма формы. Отсутствие в данной технологии операций смесеприготовления, выбивки, финишных операций стимулируют так же уменьшение себестоимости изготовления отливок и снижение капитальных затрат на создание их производства.

С целью реализации технологии получения мелящих тел из железоуглеродистых сплавов в Физико-технологическом институте металлов и сплавов НАН Украины разработан технологический процесс получения мелящих тел (шаров) методом литья по газифицируемым моделям гравитационной заливкой в вакуумируемые формы с применением оборудования разработанного там же [2, 3].

Созданный технологический процесс получения литых мелящих тел включает в себя следующие операции: вспенивание исходного пенополистирола, изготовление моделей автоклавным методом или методом теплового удара, сборка блоков моделей. Затем приготовление противопопригарного покрытия; нанесение его на поверхность блока моделей, сушка противопопригарного покрытия. В последующие операции включается: формовка блоков моделей в сухом кварцевом песке виброуплотнением, выплавка металла заданного химического состава; заливка его в вакуумируемые формы, охлаждение отливок и удаление их из формы. Годные отливки проходят термическую обработку. Парообразные и газообразные продукты разложения пенополистироловых моделей поступают на установку термокаталитического дожигания отходящих газов, а формовочный материал, в свою очередь, обезвреживается от продуктов деструкции пеномоделей на установку регенерации песка.

В результате опытно-промышленной проверки технологии получения мелящих шаров методом литья по газифицируемым моделям гравитационной заливкой в вакуумируемые формы из чугуна с различным содержанием хрома стало возможным оценить экономические преимущества применения разработанного технологического процесса.

Определяющим является снижение себестоимости литья за счёт повышения выхода годного, а также снижения капитальных затрат на организацию производства. Так, выход годного повышается до 90 %

за счёт возможности объёмного размещения отливок в контейнере, и как следствие происходит увеличение металлоёмкости формы, капитальные затраты при этом снижаются на 30 % по сравнению с производством мелющих шаров литьём в кокиль, где выход годного не превышает 70 %.

Экономия по основным материалам (рис. 1) составляет 2600 грн. на тонну годных отливок. При этом размер фонда заработной платы и расход электроэнергии идентичен литью в кокиль. Повышение ресурса изделий увеличивается в 1,5 раза. В тоже время, рентабельность производства повышается более чем в два раза по сравнению с литьём в кокиль и достигает 30–35 %. Таким образом достигается снижение внутривозвратной цены и увеличение прибыли предприятия.

Вышеперечисленные особенности метода литья по газифицируемым моделям позволили снизить себестоимость литых мелющих шаров для железоуглеродистых сплавов, содержащих 3 и 16 % Cr на 10 000 грн. на 1 тонну изделий.

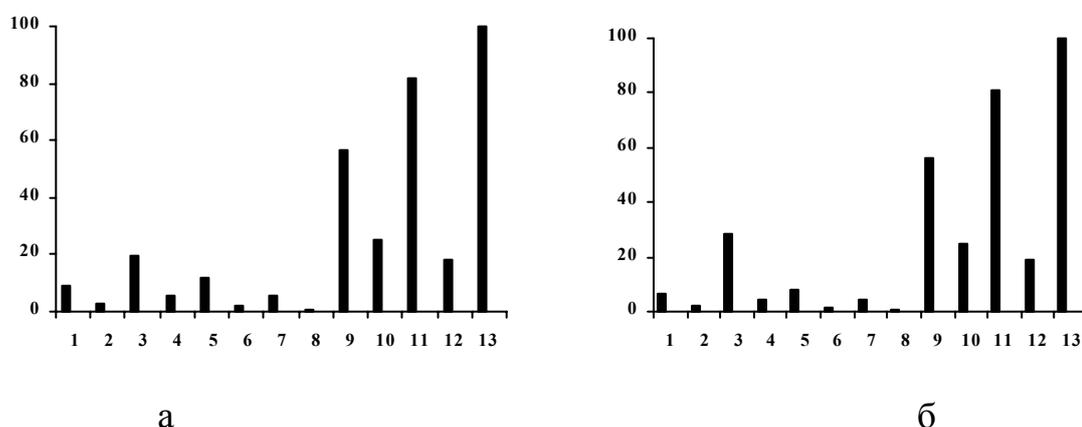


Рис. 1. Соотношение статей расхода при образовании цены 1 тонны отливок типа «шар»:

а – из чугуна марки ЧХЗ (выход годного 90 %); б – из чугуна марки ЧХ16 (выход годного 90 %); 1 – ФЗП; 2 – начисления на ФЗП; 3 – основные материалы; 4 – вспомогательные материалы; 5 – накладные расходы; 6 – расходы на обслуживание оборудования; 7 – энергоносители; 8 – потери от брака; 9 – себестоимость; 10 – прибыль; 11 – внутривозвратная цена; 12 – внешняя цена; 13 – чистая прибыль

ЛИТЕРАТУРА

1. Поддубный А. Н. Износостойкие отливки из белых чугунов для металлургии и машиностроения / А. Н. Поддубный, Л. М. Романов. – Брянск : Придесенье, 1999. – 120 с.
2. Белоусова Е. П. Альтернативные методы изготовления литых мелющих тел / Е. П. Белоусова, И. О. Шинский // Процессы литья. – 2005. – № 3. – С. 65–68.
3. Белоусова Е. П. Структура и твёрдость литых шаров полученных из хромистого чугуна литьём по газифицируемым моделям / Е. П. Белоусова, И. О. Шинский // Процессы литья. – 2008. – № 4. – С. 63–67.

МЕЖФАЗНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ РАСПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ И ЦИРКОНИЯ С ОГНЕУПОРНЫМИ МАТЕРИАЛАМИ

Беспалый А. А., Верховлюк А. М.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Исследования межфазного взаимодействия расплавов на основе алюминия и циркония проводили методом лежащей капли. Эксперименты проводили в вакууме (для сплавов на основе алюминия) и в атмосфере гелия (для сплавов на основе циркония). В работе использовали следующие системы: $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Y}_8$, $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{La}_8$ и $\text{Zr}_{65}\text{Cu}_{17,5}\text{Ni}_{10}\text{Al}_{7,5}$ с различным содержанием лантана. Подложками служили оксид алюминия, алунд, кварцевое стекло, оксид иттрия.

В работе было изучено влияние температуры, времени выдержки на контактные углы смачивания (θ), работу адгезии (W_a) и структуру межфазной границы огнеупор – расплав. Установлено, что лучше всего по отношению к расплавам на основе алюминия проявляют себя подложки из оксида алюминия и алунда. Значение работы адгезии при смачивании оксида алюминия расплавом $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Y}_8$ равно 350 мДж/м^2 вплоть до 1673 К . При этом подложка не смачивается расплавом ($\theta > 90$ град.). Алунд начинает смачиваться данным расплавом при температуре 1573 К (здесь θ равен 72 град.), а работа адгезии составляет 1093 мДж/м^2 . Аналогично алунду ведет себя подложка, которая была изготовлена из кварцевого стекла. Растекание сплава $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{La}_8$ ($\theta < 90$ град.) по алундовой подложке начинается при температуре 1513 К , а по кварцевому стеклу при 1453 К . Значения W_a в данном случае равны 1077 мДж/м^2 и 1344 мДж/м^2 соответственно. В системе Y_2O_3 – расплав $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Y}_8$ смачивание ($\theta < 90$ град.) наблюдается при температуре 1523 К , здесь W_a составляет 1040 мДж/м^2 . Высокие значения работы адгезии и активное растекание расплава по подложке в данной системе обусловлены высокой пористостью огнеупора и присутствием в его составе примесей. Резкое увеличение значений энергии адгезии при высокой температуре в наибольшей степени обусловлено разрывом плотной поверхностной пленки, которая в основном состоит из оксидов. Добавка магния в расплав $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Y}_8$ приводит к существенному увеличению адгезионного взаимодействия на межфазной границе жидкий сплав – огнеупор. Также установлено, что увеличение температуры и времени выдержки приводит к пропитке данным расплавом подложек из кварца, и плавленого оксида иттрия. Характерным является то, что расплав пропитывает оксидные материалы в разных местах на разную глубину.

Добавка лантана в количестве $0,2 \%$, масс. дол. в сплав $\text{Zr}_{65}\text{Cu}_{17,5}\text{Ni}_{10}\text{Al}_{7,5}$ не влияет на контактный угол смачивания. Дальнейшее увеличение содержания лантана от $0,6 \%$, масс. дол. до $1,8 \%$, масс. дол. приводит к резкому уменьшению θ и увеличению работы адгезии. При температуре 1200 К величина контактного угла смачивания уменьшается до 40 град, а работа адгезии возрастает до 2500 мДж/м^2 . При этом

выдержка данных расплавов на протяжении 10 минут при этой же температуре оставляет контактные углы смачивания подложки из кварцевого стекла без изменений. Повышение температуры до 1450 К не изменяет эти характеристики. Металлографические исследования показали, что добавки лантана в сплав системы Zr–Cu–Ni–Al не способствуют образованию новых межфазных слоев на границе твердый материал – жидкость во всем изученном интервале температур.

Таким образом, полученные данные по межфазному взаимодействию расплавов $Al_{86}Ni_6Y_8$, $Al_{86}Ni_6La_8$ с огнеупорами показали, что для их плавки можно использовать алунд (до 1500 К) и кварцевое стекло (до 1500 К для сплава $Al_{86}Ni_6Y_8$, до 1453 К для сплава $Al_{86}Ni_6La_8$).

Установлено, что добавки лантана до 1,8 %, масс. дол. в расплав $Zr_{65}Cu_{17,5}Ni_{10}Al_{7,5}$ приводят к существенному увеличению адгезионного взаимодействия на межфазной границе жидкий сплав – кварцевое стекло. Работа адгезии увеличивается в 3 раза при температуре 1193 К и в 1,5 раза при 1423 К.

КАЧЕСТВО ЖАРОПРОЧНОЙ И НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛЕЙ, ВЫПЛАВЛЕННЫХ ИЗ СТРУЖКИ

Биктагиров Ф. К., Шаповалов В. А., Бурнашов В. Р., Игнатов А. П.,
Гнатушенко А. В., Пешков А. Н., Колесниченко В. И.
(ИЭС им. Е. О. Патона, г. Киев, Украина)

Среди металлических отходов наибольшую сложность для переработки представляет стружка, которая имеет низкую насыпную массу при наличии оксидной пленки и остатков смазочной-охлаждающей жидкости (СОЖ) на ее развитой поверхности. Особый интерес представляет утилизация стружки из высоколегированных сталей и сплавов, в частности таких широко применяемых, как жаропрочные и нержавеющие.

Для получения из стружки чистого по примесям металла ее необходимо плавить при отсутствии контакта с окружающей атмосферой и одновременном рафинировании от примесей. Такие условия достигаются при электрошлаковом переплаве, где помимо плавки металла под слоем шлака и его обработки этим шлаком еще обеспечиваются благоприятные условия формирования кристаллической структуры слитка.

Нами реализована технология переработки стружки с предварительным компактированием ее в расходный электрод, который впоследствии подвергается электрошлаковому переплаву. Для получения требуемого для ЭШП электрода стружка после дробления брикетировалась на специальной установке под воздействием электрического тока по способу, разработанному в ИЭС им. Е. О. Патона. Электрошлаковый переплав такого электрода, имеющего плотность 0,7–0,8 плотности литого металла, осуществлялся по режимам, близким к тем, что имеет место при переплаве электрода, полученного из жидкого металла.

Перерабатывалась стружка из сталей марок ЭП609 и 12Х18Н10Т, которая предварительно дробилась и затем компактировалась в электроды диаметром 100 мм и длиной 1000 мм. Для получения слитка заданной массы при необходимости такие электроды сваривались между собой. Следует отметить, что стружка перед компактированием не подвергалась очистки от остатков СОЖ. Переплав осуществлялся в кристаллизатор диаметром 180 мм, как методом его заполнения, так и с вытягиванием слитка из кристаллизатора.

Как показали проведенные исследования, макроструктура выплавленных слитков плотная и однородная без каких-либо нарушений сплошности металла. Содержание основных элементов и примесей находится в пределах, оговоренных техническими условиями на данные марки стали (табл. 1, 2). Исключение составляет титан, содержание которого в некоторых слитках стали 12Х18Н10Т было ниже требуемого. Связано это с тем, что в процессе ЭШП не применялись специальные меры для исключения его угара. Обращает на себя внимание, что, несмотря на загрязнение стружки остатками СОЖ, науглероживание металла не происходит ввиду сгорания углеродосодержащих органических компонентов в процессе брикетирования, когда стружка нагревается местами до температуры плавления металла, так и при нагреве электрода в процессе ЭШП.

Таблица 1

Химический состав стали ЭП609

Содержание элементов, % масс.									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Nb	V
0,084– 0,088	0,40– 0,55	0,29– 0,3	0,025– 0,03	0,002– 0,003	10,81– 10,96	0,39– 0,40	1,61– 1,64	0,06– 0,07	0,21– 0,22

Таблица 2

Химический состав стали 12Х18Н9Т

Содержание элементов, % масс.					
Ni	Cr	Ti	Si	Mn	C
9,8–10,4	17,9–18,4	0,3–0,7	0,61–0,67	1,3–1,4	0,11–0,12

Механические свойства (табл. 3, 4) металла полученных слитков ЭШП полностью соответствуют уровню для данных марок сталей (сталь ЭП609 после стандартной термообработки – закалка плюс отпуск, сталь 12Х18Н10Т в литом виде). В том числе и длительная прочность стали ЭП609.

На основании полученных результатов можно сделать вывод, что переработка стружки путем ее прессования в расходный электрод с последующим электрошлаковым переплавом такого электрода позволяет из 100 % стружки получать качественный металл, а предложенная схема является эффективной ресурсосберегающей технологией.

Таблица 3

Механические свойства стали ЭП609 при комнатной температуре

Металл	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	КСУ, Дж/см ²	Твердость, НВ	Длительная прочность		
							T, °C	σ , МПа	τ , час
Выплавленный из стружки	960– 990	862– 872	18– 19	51– 58	62–96 71,54 – 61,74	321	400 400	657 657	100 100
Требования И 255.105.092-87, ЭП609-Ш	\geq 755	\geq 676	\geq 6	\geq 34	\geq 44,1	341 ÷ 255	400	657	\geq 100

Таблица 4

Механические свойства слитков стали 12Х18Н9Т

Механические испытания при комнатной температуре					
Металл	σ_T , МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, кДж/м ²
Выплавленный из стружки	229,1	468,7	50,9	64,3	800
12Х18Н9ТЛ, Требования ГОСТ 977-88	\geq 196	\geq 441	\geq 25	\geq 32	\geq 590

ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЕВТЕКТИЧНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Ti-Si-B

Білоус О. О., Бондар А. А., Артюх С. Ю., Бурка М. П.,
Вобліков В. М., Євич Я. І., Циганенко Н. І.
(ІПМ ім. І. М. Францевича НАН України, м. Київ, Україна)

Високодисперсна трифазна евтектика (Ti) + Ti₆Si₂B + (Ti₅Si₃), нещодавно знайдена в системі Ti-Si-B, виявилася перспективним базовим складом для створення ливарних жароміцних сплавів на його основі. У даній роботі дослідили механічні властивості потрійних трифазних сплавів доевтектичного складу Ti_{90,9}Si_{7,0}B_{1,6} та Ti_{88,2}Si_{9,5}B_{2,3}; складу трифазної евтектики Ti_{85,5}Si_{11,5}B_{3,0}; чотирифазні сплави Ti_{86,0}Si_{10,5}B_{3,5} та Ti_{85,7}Si_{9,15}B_{5,15}, у яких міститься додаткова зміцнююча фаза TiB.

Температурна залежність механічних властивостей досліджених сплавів оцінена шляхом вимірювання твердості за Віккерсом та тестування на стиск в інтервалі температур від кімнатної до 900 та 800 °C, відповідно. При кімнатній температурі проведені тестування на згин (по 4-точечній схемі навантаження).

Тестування на згин показали, що при кімнатній температурі умовна межа плинності сплавів та модуль пружності збільшуються по мірі зростання об'ємного вмісту зміцнюючих фаз від 896 МПа (σ_{02}) та 123–133 ГПа (E) при найменшому їх вмісті (доевтектичний сплав $Ti_{90.9}Si_{7.0}B_{1.6}$) до 1015 МПа (σ_{02}) та 148 ГПа (E) для сплаву евтектичного складу. При цьому мікропластичність зменшується від 0,56–1,1 % до 0,10–0,19 %. Наявність додаткової боридної фази в чотирифазних евтектичних сплавах підвищує модуль пружності до 148–152 ГПа та умовну межу плинності до 1134 МПа. Мікропластичність чотирифазних сплавів знаходиться на рівні евтектичних сплавів (0,09–0,2 %).

Умовна межа плинності на стиск при кімнатній температурі має ті ж самі закономірності: в трифазних доевтектичних сплавах σ_{02} дещо нижча (770 та 820 МПа), ніж в евтектичному сплаві (895 МПа). Слід відмітити, що доевтектичні сплави мають пластичність на стиск 19 та 12 %, а евтектичні – 6,5 %. Чотирифазний сплав $Ti_{85.7}Si_{9.15}B_{5.15}$ міцніший ($\sigma_{02} = 1270$ МПа), але менш пластичний (3,7 %).

Дослідження температурної залежності твердості та механічних властивостей на стиск показали, що високі значення твердості та умовної межі плинності σ_{02} всіх досліджених сплавів зберігаються до ~ 600 °С (температура початку різкого знеміцнення), після чого починають знижуватися. Але навіть при 700–800 °С міцність досить висока і приблизно однакова для всіх сплавів (при 700 °С $\sigma_{02} \approx 340$ МПа). При цьому пластичність сплавів на стиск зростає, до 40–50 % при 700 °С.

ЖАРОМІЦНІ ЛИВАРНІ СПЛАВИ НА ОСНОВІ СИСТЕМ Ti–B–X

Бондар А. А.¹, Білоус О. О.¹, Артюх Л. В.¹, Подрезов Ю. М.¹,
Левицький М. І.², Великанова Т. Я.¹

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

²Ін-т технології та фізики металів і сплавів, м. Київ, Україна)

Останнім часом активно розробляються титан-матричні композити та евтектичні сплави (композити in-situ) на основі титану з боридним, силіцидним та іншим зміцненням. Привабливість бориду TiB як зміцнюючої фази зумовлює проведення досліджень у багатьох наукових центрах світу. Проведені нами дослідження структури та властивостей багатих на титан сплавів потрійних систем Ti–B–X (де X–Al, Si, Ge, Sn, V, Nb) і чотирикOMPONENTНИХ Ti–Al–B–X (де X–Si, Ge, Sn, Zr, V, Nb) при вмісті алюмінію 10 ат. % показали, що :

– всі досліджені легуючі елементи практично не змінюють специфічної структури двофазної титан-боридної евтектики в сплавах, склад яких знаходиться в межах двофазної області (Ti) + (TiB), протяжність якої визначено в кожній із досліджених потрійних систем;

– досліджені р-елементи (Al, Si, Ge та Sn) практично не розчиняються в бориді TiB, а d-елементи (Zr, V та Nb) співрозмірно перерозподіляються між металічною та боридною фазами;

– р-елементи зменшують вміст бору в евтектиці на 1–2 ат. %, а d-елементи підвищують на 1–2 ат. % B.

Фізико-механічне тестування титан-боридних евтектичних сплавів від кімнатної температури до 800 °C показали, що:

– бор, розчинений в металічній матриці титан-матричних композитів, зміцнених боридом, не надає їй крихкості;

– боридне зміцнення значно підвищує твердість, а отже, і міцність сплавів на основі титану до температури початку їх різкого знеміцнення, не впливаючи на цю температуру; при кімнатній температурі вклад боридного зміцнення в твердість евтектичних сплавів становить ~ 1 ГПа, у міцність ~ 400 МПа та в модуль Юнга ~ 20 ГПа;

– кремній, алюміній, германій і олово (р-елементи) та цирконій підвищують твердість в усьому дослідженому інтервалі температур, від кімнатної до 800 °C (послідовність елементів відповідає зменшенню їх питомого впливу); ванадій і ніобій (d-елементи) – до температури початку різкого знеміцнення сплавів при 400–500 °C;

– температура початку різкого знеміцнення визначається тільки складом титанової матриці, легування дослідженими р-елементами (Al, Si, Ge і Sn) підвищує цю температуру від 500 °C для подвійного сплаву до ~ 600–650 °C, легування ванадієм і ніобієм знижує її на ~ 100 °C, а зміцнююча боридна фаза практично не впливає.

Високодисперсна трифазна евтектика (Ti) + Ti₆Si₂B + (Ti₅Si₃) системи Ti–Si–B виявилася перспективним базовим складом для створення ливарних жароміцних сплавів на його основі. Його переваги – вищий вміст і вища дисперсність зміцнюючих фаз, більша однорідність структури, менший вміст кремнію в титановій матриці евтектичних титан-силіцидо-боридних сплавів (1,0–1,5 ат. %) порівняно із титан-силіцидними (~ 4 ат. %), а також нижча температура плавлення (1320 °C), що важливо для ливарних сплавів. Отримані доевтектичні сплави системи Ti–Si–B, що мають міцність на згин σ_{02} при кімнатній температурі 965 МПа при пластичності 0,5 %. Високі значення міцності зберігаються до ~ 600 °C – температури початку різкого знеміцнення. Термомеханічна обробка збільшила пластичність вище 2 %. Потрійні титан-германідо-боридні трифазні сплави, (Ti) + Ti₆Ge₂B + (Ti₅Ge₃), перевищують ~ на 200 МПа відповідні титан-силіцидо-боридні, але поступають останнім в пластичності.

Отже, отримані результати свідчать про перспективність розробки евтектичних сплавів, які є in-situ титан-матричними композитами з боридним, силіцидо-боридним та германідо-боридним зміцненням, як ливарних жароміцних сплавів.

О РОЛИ СПОСОБА ПРИЛОЖЕНИЯ ДАВЛЕНИЯ ПРИ ЛИТЬЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Борисов Г. П., Семенченко А. И., Шейгам В. Ю., Шеневидько Л. К.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Производство отливок из алюминиевых сплавов в ведущих промышленно развитых странах превышает объемы производства стального литья в 2,5–11 раз. В то же время Украина, несмотря на наличие собственного производства алюминия, демонстрирует обратные пропорции.

Во времена СССР значительную часть алюминиевого литья изготавливали из первичных алюминиевых сплавов. В настоящее время такой подход является слишком дорогим удовольствием, требующим больших валютных расходов на приобретение рудного сырья и 20–30-кратного превышения энергетических затрат на выплавку первичного алюминия в сравнении с производством алюминиевых сплавов из вторичных сырьевых ресурсов. Кроме этого, в результате такого повышения энергозатрат и увеличения в 2,4 раза расхода используемых шихтовых материалов значительно возрастает нагрузка на экологию в районах соответствующих производств.

В то же время резкое расширение использования низкосортного сырья, загрязненного в непрогнозируемых количествах газовыми, шлаковыми и другими неметаллическими включениями, а также металлическими примесями, образующими значительно снижающие свойства литого металла интерметаллидные фазы, делает особенно актуальной проблему повышения уровня и стабильности физико-механических и эксплуатационных характеристик литого металла. Ее решение может быть достигнуто за счет приложения дополнительных внешних воздействий к металлу отливки в жидком и затвердевающем состояниях, среди которых давление занимает особое место по многообразию способов его применения и эффективности воздействия на формирование структуры и свойств литых изделий.

При этом анализ ряда известных технологических схем применения давления показывает, что эффективность воздействия давления на процессы формирования отливки определяется не только его величиной, но и способом приложения. В этом нетрудно убедиться, сравнив для отдельных способов литья средние значения коэффициентов полезного действия давления.

Причиной низкого значения коэффициентов полезного действия поршневого давления является возрастающее сопротивление смятию движущимся поршнем корочки металла, затвердевающего на стенках пресс-формы. В итоге в центре отливки могут оставаться области расплава, затвердевающие при отсутствии избыточного давления.

Наибольшие значения коэффициентов полезного действия достигаются при наложении давления по технологической схеме литья под низким давлением, обеспечивающей передачу силового воздействия с минимальными потерями через жидкую фазу непосредственно к фронту затвердевания

металла. В данной технологии питание отливки осуществляется непосредственно расплавом из агрегата заливки, что позволяет также кардинально снизить непроизводительные расходы жидкого металла на литниково-питающие системы.

Известно, что затвердевание отливки является наиболее ответственным этапом процесса формирования структуры и свойств литых изделий, а образующиеся в это время дефекты отливок крайне сложно, дорого, и во многих случаях, вообще невозможно исправить. При этом такие основные параметры управления этим процессом, как температура заливки расплава, начальная температура литейной формы, материал и толщина покрытия ее рабочей поверхности задаются в начальный момент и не могут целенаправленно изменяться по ходу его протекания. Разработанные во ФТИМС НАН Украины эффективные способы приложения давления дают возможность оперативно вмешиваться в ход процесса затвердевания и производить необходимые корректировки.

При литье алюминиевых сплавов, имеющих низкие температуры затвердевания, роль теплообмена на границе отливка – форма лучеиспусканием во много раз менее значительна, чем в случае изготовления отливок из высокотемпературных сплавов. В результате образование газового зазора между отливкой и литейной формой вызывает значительно более существенное снижение интенсивности контактного теплообмена на их границе.

Приложение давления позволяет не только увеличить продолжительность плотного контакта отливки с литейной формой, но также резко сокращает конечную величину образующегося газового зазора. В результате интенсивность контактного теплообмена отливки с формой возрастает в продолжение всего времени ее охлаждения в полости формы.

При этом степень сокращения продолжительности затвердевания отливок из сплавов системы Al–Si под газовым давлением 3,0 МПа возрастает по мере увеличения содержания кремния в сплаве от 1,7 раза для чистого алюминия до 2,1 раза для сплава эвтектического состава. Это объясняется более высокой теплотой плавления кремния. Поэтому в сплаве с высоким его содержанием значительно увеличивается количество тепла, передаваемого отливкой после образования зазора. Увеличение времени плотного контакта отливки с формой под давлением и объясняет такое его влияние на затвердевание силуминов.

Приложение давления обеспечивает резкое повышение линейной скорости затвердевания отливок из алюминиевых сплавов. Так в случае приложения газового давления до 3,0 МПа по схеме литья под низким давлением минимальная величина линейной скорости затвердевания возрастает в 3–3,5 раза, а при литье под поршневым давлением – примерно в 4 и 5 раз при давлениях 20 и 30 МПа соответственно.

ВЫСОКОПРОЧНЫЕ ЧУГУНЫ В МАШИНОСТРОЕНИИ

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

Развитие машиностроения базируется на применении прогрессивных конструкционных материалов, позволяющих повысить рабочие параметры, надежность и экономичность машин и оборудования. Среди деталей современных машин ~ 60 % изготавливается методами литья. Сегодня наиболее распространенным литым конструкционным материалом является чугун. В структуре мирового выпуска отливок чугунные составляют 75 %, стальные – 9 %. Такое положение обусловлено преимуществами чугуна. Это эвтектический сплав с высокой жидкотекучестью, температура заливки которого в литейные формы на 200–300 °С меньше, чем стали, что позволяет уменьшить расход энергии и применять более дешевые формовочные материалы. У чугуна небольшая усадка в результате компенсирующего действия образующейся при кристаллизации графитной фазы. Включения графита в структуре металлической основы способствуют разрушению стружки, поэтому чугун хорошо обрабатывается резанием. При работе в узлах трения включения графита в определенной мере сами являются твердой смазкой. Кроме того, они впитывают и, таким образом, удерживают жидкую смазку, обеспечивая хорошие антифрикционные свойства. Благодаря графитной фазе чугун гасит вибрации в 3–4 раза больше, чем сталь, что способствует снижению шума от работы машин.

В странах с развитым машиностроением происходят радикальные изменения в структуре выпускаемого чугунного литья. Производство отливок из серого чугуна снижается и растет производство отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом. В технологически развитых странах выпуск высокопрочного чугуна сравнялся с выпуском серого. Сферы применения высокопрочного чугуна постоянно расширяются. Он открывает большие по сравнению со сталью возможности для создания прогрессивных конструкций, уменьшения массы, уменьшения расхода металла, снижения цены. В настоящее время из высокопрочного чугуна изготавливают детали ходовой части тяжелых грузовиков железнодорожных вагонов, анкеры, соединяющие рельсы со шпалами на скоростных железнодорожных магистралях, где усталостные свойства материала имеют решающее значение.

Наибольшее распространение высокопрочный чугун получил в автомобилестроении в качестве материала ступиц колёс, кулаков поворотных, картеров заднего моста, кронштейнов тормозов, подвесок рессор и др. В двигателях из высокопрочного чугуна изготавливают коленчатые и распределительные валы, шатуны.

Корпуса и др. детали из высокопрочного чугуна широко применяются в компрессоростроении, в гидромоторах и гидронасосах, в многочисленных машинах и механизмах, оснащенных гидроприводом. В электротехнической промышленности из высокопрочного чугуна изготавливают

корпуса и ряд других деталей взрывозащищенных ударостойких электродвигателей, магнитопроводящие активные части электромашин (ротор, статор) взамен шихтованных из электротехнической стали. В ткацких станках с гибкими рапирами фирмы «Зульцер-Рюти» в одном станке используется от 50 до 80 наименований отливок из высокопрочного чугуна (рычаги, кулисы, кулачки, шестерни и др.).

Из высокопрочного чугуна изготавливают и тяжелые крупногабаритные отливки. В Германии концерн «Тиссен» отливает блоки цилиндров дизельмоторов массой 86 т из феррито-перлитного высокопрочного чугуна (ВЧ500-7), зубчатые ободы массой 20 т из перлитного высокопрочного чугуна (ВЧ700-2). В Индии для ядерной промышленности отлиты 200-тонные детали с толщиной стенки 1 м. Фирма «Зульцер» применяет ферритный высокопрочный чугун для изготовления корпусов гидротурбин массой 50–80 т. Контейнеры для ядерных отходов массой 85 т изготавливают в Германии. Самой большой в мире отливкой из высокопрочного чугуна является отливка, изготовленная Laura Watson. Com. Inc., – траверса трубного пресса: масса отливки 230 т, длина 14 м, высота 2 м, ширина 2,5 м.

Современный уровень технического и технологического развития символизируют ветряные электростанции. Сложные задачи при создании этих инновационных технических объектов электрической мощностью от 1 до 4,5 МВт решают литейщики, так как все корпусные и несущие конструкции – это особо крупные отливки. Основные детали энергосиловой установки этих станций изготавливают из ферритного высокопрочного чугуна марки ВЧ400-18. Преобладающая масса отливок от 1 до 40 т при толщине стенок 40–200 мм, а для более мощных станций изготавливаются корпусные отливки массой 40-100 т с толщиной стенок 300 мм. Лидером в производстве таких уникальных отливок является литейный завод Eisengieserei Torgelow (Германия).

Стабильность структуры и высокий уровень механических и служебных свойств отливок из высокопрочного чугуна достигаются за счет использования качественных шихтовых материалов, плавки в электропечах, применения модификаторов с гарантированным узкоинтервальным колебанием содержания магния и других модифицирующих элементов, высокоэффективных методов модифицирования, легирования, термической обработки, неразрушающих методов контроля качества отливок. Динамика роста выпуска, развитие и совершенствование берегающих технологий, результаты научных исследований последних лет позволяют сделать вывод, что высокопрочный чугун в обозримой перспективе станет основным литейным конструкционным материалом машиностроения.

ПОВЫШЕНИЕ МОДИФИЦИРУЮЩЕГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА КРИСТАЛЛИЗАЦИЮ И СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ТОНКОСТЕННЫХ ОТЛИВОК ИЗ ЧУГУНА С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ

Бубликов В. Б., Берчук Д. Н., Зеленый Б. Г., Шейко А. А.,
Суменкова В. В., Зеленская Т. В., Моисеева Н. П.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Высокопрочный чугун открывает большие по сравнению со сталью возможности для создания прогрессивных конструкций, уменьшения их массы, улучшения обрабатываемости резанием, повышения коэффициента использования металла и снижения себестоимости. В наибольшей мере возможности высокопрочного чугуна, как конструкционного материала, реализуются в тонкостенных отливках. Однако получение тонкостенных отливок из высокопрочного чугуна при сфероидизирующем модифицировании магниевыми лигатурами технологически затруднено. В результате ввода магния в жидкий чугун в условиях интенсивного теплоотвода в процессе кристаллизации образуется структурно-свободный цементит. Для устранения структурно-свободного цементита отливки подвергают энергоемкому высокотемпературному графитизирующему отжигу. Развитие научных и технологических основ получения из высокопрочного чугуна тонкостенных отливок без структурно-свободных карбидов с повышенным уровнем механических свойств и разработка на их основе материало- и энергосберегающих процессов производства является актуальной проблемой современного литейного производства. Эта проблема может быть решена путем улучшения структурообразования тонкостенных отливок из высокопрочного чугуна на основе повышения эффективности модифицирования.

Цель исследования – улучшение структуры тонкостенных отливок из высокопрочного чугуна внутриформенным графитизирующим модифицированием.

Определены свободные энергии Гиббса (ΔG_T^0) и доли протекания реакций (C_i) рафинирования расплава чугуна активными модифицирующими элементами Ba, Ca, Mg, Sr, Zr, PЗМ при температурах 1573, 1673 и 1773 К. Установлено, что повышение температуры снижает долю протекания реакций, а модификаторы с большим содержанием активных элементов обеспечивают более глубокое рафинирование расплава чугуна. В реакциях рафинирования исследованные химические элементы располагаются по степени уменьшения взаимодействия следующим образом: десульфурация – Zr, Ca, Ba, Ce, Mg, Sr; раскисление – Zr, Ca, Ba, Sr, Mg, Ce; деазотация – Zr, Ca, Sr, Ce, Mg, Ba; дегидритизация – Zr, Ca, Ba, Mg.

Проведено термодинамическое исследование рафинирующей способности активных модифицирующих элементов с учетом химического состава чугуна и лигатур. Показало, что наиболее термодинамически активными

являются цирконий и кальций, у которых доля протекания реакций с серой и кислородом более 80 %. Однако применяемый в исследованиях ферросиликоцирконий, содержащий ~ 40 % Zr, проявил себя как модификатор неудовлетворительно, в частности, из-за высокой температуры плавления (более 1500 °С) находящихся в его составе силицидов циркония.

В результате системного сравнительного исследования эффективности процесса позднего графитизирующего модифицирования установлена высокая модифицирующая способность Ba, Ca, Mg, Sr – химических элементов, входящих в первую подгруппу II группы периодической системы элементов, которые вследствие их низкой растворимости в Fe–C-расплавах располагаются в них преимущественно в зоне границ кластеров и находящихся в расплаве эндогенных неметаллических включений микроскопического размера. Эти элементы являются поверхностно-активными и образуют устойчивые химические соединения с вредными примесями высокопрочного чугуна – серой, кислородом и др., освобождая от них межфазные границы. Ba, Ca, Mg введенные в составе ферросилиция в расплав высокопрочного чугуна при позднем его модифицировании обеспечивают эффективное увеличение числа центров кристаллизации шаровидного графита, повышение степени его сфероидизации и снижение склонности расплава к образованию при кристаллизации цементитной фазы. Влияние Sr аналогично, но проявляется менее контрастно. Позднее графитизирующее модифицирование Zr и РЗМ, образующими устойчивые соединения с железом, малоэффективно и не предотвращает образование структурно-свободного цементита в тонкостенных отливках.

На основе результатов исследования рекомендуется после сфероидизирующего модифицирования в ковше магниевой лигатурой проводить второе внутриформенное графитизирующее модифицирование расплава модификаторами на основе ферросилиция содержащими Ba, Ca, Mg, что позволяет радикально улучшить структуру тонкостенных отливок из высокопрочного чугуна. Разработанное двухстадийное модифицирование эффективно предотвращает образование отбела в тонкостенных отливках, повышает степень сфероидизации графита, в несколько раз увеличивает плотность распределения в структуре включений шаровидного графита, что способствует уменьшению межкристаллитной ликвации, обеспечивает более оптимальное соотношение показателей прочности и пластичности высокопрочного чугуна, улучшает обрабатываемость резанием и позволяет производить отливки с толщиной стенок 2,5...5,0 мм с требуемым уровнем свойств без проведения энергоемкого высокотемпературного графитизирующего отжига для разложения структурно-свободных карбидов. Повышение эффективности графитизирующей составляющей процесса модифицирования высокопрочного чугуна открывает возможность усиления степени влияния термокинетического фактора на измельчение структурных составляющих без образования при кристаллизации цементитной фазы, что обеспечит повышение уровня механических свойств тонкостенных отливок.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ЛИТОЙ ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ, МОДИФИЦИРОВАННОЙ СИЛИКОКАЛЬЦИЕМ

Бубликов В. Б., Козак Д. С., Зеленая Л. А., Берчук Д. Н.,
Ясинский А. А., Нестерук Е. П.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Наиболее эффективным средством изменения характера кристаллизации заэвтектоидных сталей является их модифицирование с целью получения в структуре отливок графитных включений определённой формы.

Силикокальций в качестве графитизирующего модификатора для чугуна в последнее время не находит широкого применения из-за малой его плотности и склонности к ошлакованию. Попытки использовать силикокальций в качестве сфероидизирующего модификатора для получения высокопрочного чугуна также были малоэффективными.

Цель работы состояла в исследовании влияния силикокальция на формирование литой структуры заэвтектоидной стали.

Проведенные исследования показали, что модифицирование силикокальцием заэвтектоидной стали приводит к формированию преимущественно шаровидной формы графита. Показано, что сфероидизирующее действие силикокальция проявляется при выполнении следующих условий: содержание углерода в стали должно находиться в пределах 1,4–1,7 %, а соотношение кремния к углероду в пределах 1,5–2,2. Металлическая основа заэвтектоидной стали, модифицированной силикокальцием СК25, перлитно-ферритная. Структурно-свободный цементит в её структуре не образуется.

При использовании силикокальция в качестве модификатора, обеспечивающего формирование преимущественно шаровидного графита, необходимо использовать шихтовые материалы с пониженным содержанием серы. Так, при низком содержании серы (0,008 %), получена заэвтектоидная сталь с шаровидным графитом (ШГф4; ШГф5) и феррито-перлитной (перлита до 15 %) металлической основой с твердостью 204–210 НВ.

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА СКОРОСТЬ РАСТВОРЕНИЯ ФЕРРОСИЛИЦИЯ В ЖИДКОМ ЧУГУНЕ

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

Необходимым условием получения высокопрочного чугуна с шаровидным графитом с заданными высокими физико-механическими свойствами является эффективный процесс растворения модификаторов в железоуглеродистом расплаве. Металлический магний в жидком чугуне плохо

растворяется, переходит в парообразное состояние, в результате чего могут быть выбросы расплава из ковша. Для улучшения технологичности процесса модифицирования и его эффективности Mg и другие металлы-модификаторы (Ba, Ca, Sr, Zr, PЗМ) вводятся в чугун в виде кремнистых сплавов, изготовленных на основе ферросилиция.

Улучшение усвоения металлов-модификаторов чугуном может быть достигнуто в результате исследования особенностей механизма и кинетики растворения модифицирующих сплавов в чугуне. Одним из определяющих факторов процесса модифицирования является массовая скорость растворения модификаторов на основе ферросилиция. Учитывая пиррофорный характер растворения магниевых лигатур, возможно проведение начального этапа исследований с использованием ферросилиция, который является основой многих модификаторов чугуна.

Целью данной работы было определение влияния ряда технологических факторов на массовую скорость растворения ферросилиция ФС75 в жидком чугуне.

Образцы ферросилиция изготавливали различной формы (цилиндр, куб, призма) и массы (от 5 до 25 г). Плавки проводили в индукционной печи ёмкостью 10 кг. Образцы ферросилиция на стальных штангах погружали в расплав чугуна при температурах от 1350 до 1450 °С с изменением времени выдержки в пределах 3–8 с. Образцы взвешивали до погружения и после извлечения из расплава чугуна. Отношение величины уменьшения массы образца к времени его выдержки в расплаве представляло массовую скорость растворения. Исследовали влияние температуры жидкого чугуна, массы, формы и размеров образцов ферросилиция, времени выдержки в чугуне на убыль массы образцов во времени.

С ростом температуры интенсифицируется тепломассоперенос в жидком чугуне, что ускоряет растворение ферросилиция. Так, для образцов массой 5–10 г повышение температуры чугуна на 100 °С в исследуемом интервале увеличивает массовую скорость растворения образца на 75 %.

Проведенные исследования показали, что выдержка образцов в чугуне от 3 до 8 секунд при различных температурах влияет на массовую скорость растворения по-разному. При температурах 1350 и 1400 °С скорость растворения уменьшается с увеличением времени выдержки. Так, за время выдержки при температурах 1350, 1400 °С скорость растворения уменьшается на 30 %. При выдержке при 1450 °С скорость увеличивается на 40 %. Наблюдаемое явление можно объяснить следующим образом. При температурах 1350, 1400 °С основным фактором влияния на скорость растворения является уменьшение поверхности образцов, а влияние теплоты аккумулируемой образцом незначительно. При температуре 1450 °С массовая скорость растворения ФС75 увеличивается в 1,5–2 раза по сравнению с более низкими температурами. Образец быстрее нагревается до температуры плавления, быстрее повышается и температура внутри образца, в результате чего ускоряется процесс растворения ферросилиция.

С увеличением массы образцов и, следовательно, поверхности контакта с чугуном массовая скорость растворения с повышением температуры увеличивается. Для образцов с массой до 15 г увеличение массовой скорости растворения составляет 20–50 %, а с массой 15–25 г – почти в два раза.

Полученные экспериментальные данные позволяют прогнозировать скорость растворения ферросилиция в зависимости от массы кусков и температуры жидкого чугуна. Проводятся исследования по определению механизма и скорости растворения в расплаве чугуна магниевых лигатур на основе ферросилиция, содержащих от 7 до 9 % магния.

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ МАРГАНЦА И СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ НА ОБРАЗОВАНИЕ ОТБЕЛА В ОТЛИВКАХ ИЗ МОДИФИЦИРОВАННОГО В КОВШЕ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

Бубликов В. Б.¹, Ясинский А. А.¹, Сыропоршневу Л. Н.², Бачинский Ю. Д.¹
(¹ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина; ²НТУУ «КПИ», г. Киев, Украина)

В настоящее время одним из прогрессивных литых конструктивных материалов является высокопрочный чугун, который по сравнению со сталью позволяет создавать более сложные конструкции. При этом повышается коэффициент использования металла, обеспечивается снижение массы деталей и улучшается обрабатываемость резанием. В мире доля высокопрочного чугуна среди литейных сплавов составляет 30 %.

Важным показателем качества производимого высокопрочного чугуна наряду с графитом шаровидной формы является отсутствие первичного и эвтектического цементита в структуре отливок. Затраты на разложение структурно-свободных карбидов термической обработкой весьма высоки в связи с необходимостью приобретения термических печей и расхода 350–450 кВт·ч энергии на отжиг 1 т отливок.

Проблема получения тонкостенных отливок из высокопрочного чугуна без образования отбела может быть решена путем применения высококачественных шихтовых материалов, таких как рафинированные чушковые чугуны с содержанием серы менее 0,015 %, оптимизации химического состава расплава, повышения эффективности модифицирования. В связи с высокой стоимостью рафинированных чушковых чугунов многие предприятия Украины работают на передельных чушковых чугунах обычного качества с содержанием серы 0,03–0,04 % и имеют проблему с получением тонкостенных отливок без отбела.

Влияние химического состава на отбел отливок изучали на образцах из высокопрочного чугуна, полученного путем переплава в индукционной электропечи передельного чушкового чугуна ПЛ2, содержащего в мас. %: 4,1 С; 0,75 Si; 0,35 Mn; 0,035 S; 0,08 P. Расчетное количество кремния

и марганца, вводили в печь в виде ферросплавов в конце плавки. Расплав модифицировали в ковше комплексным магний-кальциевым модификатором марки ЖКМК-4.

Из каждой плавки в сырой песчаной форме отливали два комплекта пластин толщиной 5; 10; 15; 20 мм, шириной 40 мм и высотой 200 мм. Для создания местного переохлаждения расплава, увеличивающего склонность высокопрочного чугуна к образованию отбела, пластины одного из комплектов отливали с применением чугунного холодильника, который контактировал с меньшими гранями отливок. Скорость охлаждения отливок без холодильника находилась в диапазоне 0,45–4,20 °С/с, а отливок с холодильником – 1,53–8,3 °С/с. Макроструктуру оценивали по излому пластин на середине их высоты. Картину изломов изображали в виде схемы расположения площадей структур серого, белого и половинчатого чугунов в плоскости поперечного сечения отливок. Степень отбела определяли как долю (%) площади, занятой отбелом + 0,5 площади занятой половинчатой структурой в общей площади излома.

На основе анализа выборок из опытов, в которых наблюдался отбел, установлены количественные закономерности, характеризующие влияние содержания марганца и скорости охлаждения на степень отбела высокопрочного чугуна содержащего в мас. % : 3,6–3,8 С; 2,4–2,65 Si (рис. 1). В опытах с содержанием 0,35 % Mn при кристаллизации опытных отливок происходит образование отбела, начиная со скорости охлаждения 1,5 °С/с, а при скоростях охлаждения более 2,0 °С/с степень отбела структуры достигает 30–55 %, причем из комплекта пластин, отливаемых без холодильника, отбел образовывался только в пластинах толщиной 5 мм. В опытных отливках с содержанием 0,55–1,00 % Mn образование отбела начиналось при скорости охлаждения 0,5 °С/с, и при скорости более 8,0 °С/с степень отбела переставала увеличиваться, достигнув отметки 55 % для 0,55 % Mn и 70–80 % для 0,75–1,00 % Mn. Полученные экспериментальные данные позволяют количественно оценить, какое радикальное влияние оказывает содержание марганца на степень отбела высокопрочного чугуна.

В результате ковшового графитизирующего модифицирования ферросилицием ФС75 в количестве 0,5 % исходного высокопрочного чугуна, содержащего 0,75 и 1,0 % Mn, степень отбела значительно снижается (рис. 2).

В результате проведенного исследования получены экспериментальные данные, характеризующие влияние содержания марганца на отбел отливок из высокопрочного чугуна. Показано, что для получения отливок без отбела в сырых песчаных формах с минимальной толщиной стенок 5 мм расчетное содержание марганца в высокопрочном чугуне не должно превышать 0,35 %, а для получения отливок толщиной более 10 мм может допускаться содержание марганца до 0,75 % при условии применения графитизирующего модифицирования в ковше ферросилицием ФС75, или повышения содержания кремния до уровня 2,8–3,3 %.

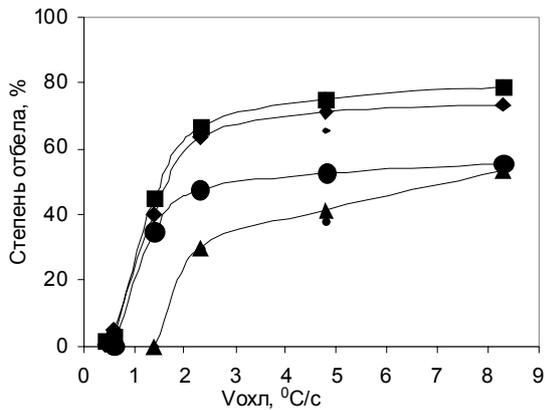


Рис. 1. Влияние содержания марганца в зависимости от скорости охлаждения на степень отбела высокопрочного чугуна:
1 – 0,35 % Mn; 2 – 0,55 % Mn;
3 – 0,75 % Mn; 4 – 1,0 % Mn

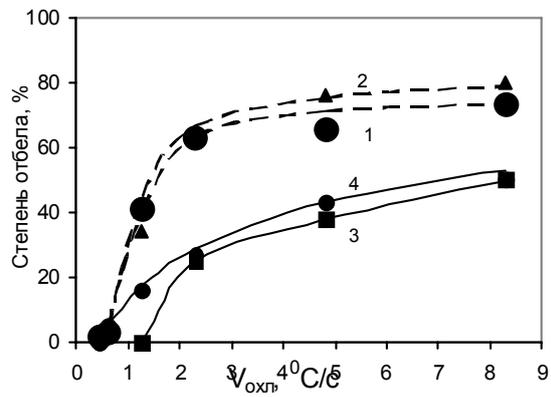


Рис. 2. Влияние содержания марганца в зависимости от скорости охлаждения на степень отбела высокопрочного чугуна:
без вторичного модифицирования (1 – 0,75 % Mn; 2 – 1,0 % Mn);
дополнительно модифицированного ФС75 (3 – 0,75 % Mn; 4 – 1,0 % Mn)

МЕТОДЫ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА МЕТАЛЛА ДЛЯ ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ

Будагьянц Н. А., Жижкина Н. А.
(ВНУ им. В. Даля, г. Луганск, Украина)

В прокатном производстве качество, сортамент металлопродукции, скорость и точность процесса ее изготовления предопределяются эксплуатационными характеристиками валков. Являясь, с одной стороны, основным рабочим инструментом, с другой стороны, частью сложного механизма прокатного стана, валки должны одновременно характеризоваться износостойким рабочим слоем и прочной, вязкой сердцевиной. Получение изделия такого качества стало возможным благодаря созданию технологии послышной заливки разнородных металлов в специально подготовленную форму [1]. Применение центробежного метода литья расширило возможности в разработке новых валковых материалов [2]. Однако изготовление валков достаточно сложный и длительный процесс, что неизбежно приводит к насыщению горячего металла неметаллическими включениями, оказывающими значительное влияние на уровень механических свойств материала, его поведение при кристаллизации, обработке и эксплуатации. В процессе прокатки такие частицы под воздействием больших усилий на рабочую поверхность формующего инструмента дробятся, деформируются и частично растворяются, а структура валка, прилегающая к включениям,

подвергается локальным деформациям. Возникающие при этом напряжения могут превысить уровень прочностных характеристик материала, что приведет к разрушению изделия.

Опыт производства валков [1, 3] показывает, что неметаллические включения могут вноситься шихтовыми материалами или попадать из футеровки печи и покрытия формы. Такое загрязнение носит механический характер и способствует образованию в теле отливки макроскопических несплошностей в виде засоров. Основными мерами по предупреждению появления включений такого типа являются тщательная очистка исходных материалов, качественное выполнение всех технологических этапов. Для их удаления расплав отстаивают в ковше, встряхивают, перемешивают, подвергают вибрации и флюсованию. Однако эти методы действенны при достаточно высокой температуре перегрева металла и для определенной величины включений, но малоэффективны при удалении микрочастиц, образовавшихся в результате физико-химических процессов плавления и кристаллизации отливки. В валковых материалах наиболее распространенными такими включениями являются сульфиды, представляющие собой главным образом MnS . Процесс их образования зависит от технологии производства, конструкции отливки, скорости кристаллизации, содержания основных химических элементов и степени раскиленности горячего металла. Расплав, взаимодействуя с атмосферой, насыщается газами (кислородом, водородом, азотом), что приводит к образованию раковин или неметаллических включений (окислов, гидридов, нитридов и карбонитридов). Анализ таких включений [3] показал, что в железоуглеродистых сплавах чаще всего встречаются окислы железа, кремния, марганца.

Сравнительными исследованиями структуры валков, отлитых стационарным и центробежным методами, выявлено, что природа неметаллических включений в них одинакова. Однако в центробежнолитых валках наблюдается значительно меньшее количество включений, чем в стационарнолитых, и они мельче. Это связано с тем, что при центробежном литье создаются более благоприятные условия для очистки металла валков от неметаллических включений за счет действия центробежных сил, значительно превышающих гравитацию.

Для очищения от неметаллических включений валковые расплавы подвергают рафинированию (удалению неметаллических включений) и дегазации (удалению растворенных в металле газов). Установлено, что рафинирование расплава наряду с уменьшением неметаллических включений обеспечивает повышение эксплуатационной надежности. Удаление неметаллических включений ведут двумя способами: непосредственно при плавке или в ковше (внепечная обработка). Для снижения вредных примесей, например серы, применяют плавку чугуна в двух печах (дуплекс-процесс) или добавляют кальцинированную соду при выпуске расплава. Более эффективна десульфурация продувкой газом через пористую пробку в днище ковша, которая заключается в перемешивании реагента (карбида кальция) с расплавом чугуна. При дегазации расплава (например,

азотом) из сплава одновременно удаляются газы и неметаллические включения в виде окислов и шлака. Количество удаляемых неметаллических включений при продувке расплава нейтральным газом будет тем больше, чем мельче пузырьки продуваемого газа. Скорость всплывания неметаллических включений растет с уменьшением плотности частиц и падает с повышением вязкости расплава. Поэтому повышение температуры расплава благоприятствует удалению включений.

Очищение валкового чугуна от неметаллических включений и вредных примесей металла возможно путем вакуумирования расплава различными способами.

Вместе с тем, улучшение качества и надежности валков путем повышения чистоты их металла требует проведение дополнительных исследований влияния различных рафинирующих методов воздействия на структуру и уровень свойств центробежнолитых валков. Поэтому работа в этом направлении продолжается.

ЛИТЕРАТУРА

1. Будагьянц Н. А. Литые прокатные валки / Н. А. Будагьянц, В. Е. Карский. – М. : Металлургия, 1983. – 176 с.
2. Пат. 2148471 Российская Федерация, МКИ⁷ В 22 D 13/02. Способ центробежного литья двухслойных прокатных валков с рабочим слоем из высоколегированного чугуна / Будагьянц Н. А., Кондратенко В. И., Дяченко Ю. В., Жижкина Н. А. [и др.] ; заявитель и патентообладатель Научно-техническое предприятие «Новые машины и технологии» (Украина). – № 98114937 ; заявл. 30.07.98 ; опубл. 10.05.00, Бюл. № 13.
3. Прокатные валки из высокоуглеродистых сплавов / Т. С. Скобло, Н. М. Воронов, С. И. Рудюк и др] ; под ред. Т. С. Скобло. – М. : Металлургия, 1994. – 336 с.

ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНІ ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В ШВИДКОЗАГАРТОВАНИХ СПЛАВАХ СИСТЕМИ Fe–Mo–C

Веліканова Т. А.¹, Карпець М. В.¹, Турчанін М. А.²
(¹ІПМ ім. І. М. Францевича НАН України, м. Київ, Україна;
²ДДМА, м. Краматорськ, Україна)

Сплави системи Fe–Mo–C є основою широкого класу промислових інструментальних сталей. Надшвидке загартування вихідного розплаву забезпечує одержання в сталях наноструктурних станів, яким притаманна висока здатність до в'язкого високотемпературного надпластичного стікання та аномальна поведінка міцності при перегині. У роботі вивчаються особливості високотемпературних фазових перетворень в спінінгованих ($V_{\text{охол}} = 10^6 - 10^5 \text{ K/c}$) сплавах $\text{Fe}_{75,6}\text{Mo}_{19}\text{C}_{5,4}$, $\text{Fe}_{78,4}\text{Mo}_{10,8}\text{C}_{10,8}$, $\text{Fe}_{75,5}\text{Mo}_{10}\text{C}_{14,5}$ (№ 1, 2, 3 – відповідно).

Методом високотемпературної дифрактометрії (сканування при температурах від кімнатної до температури появи рідкої фази (L) – 1473 К (табл. 1) у зразках спінінгованих стрічок у вихідному стані зареєстровано π -фазу типу $\beta\text{-Mn}$ (рис. 1), яка зберігалась до температури 873 К.

Крім відбиттів π -фази, на дифрактограмах стрічок Fe–Mo–C в сплаві 1 виявлено сильні лінії фериту та карбіду M_6C (η -фаза), а в сплавах 2, 3 – аустеніту. У незначних кількостях в стрічці сплаву 2 були присутні карбід M_2C та α -твердий розчин на основі Fe (рис. 1). Зазначимо, що дифракційна картина аустеніту та карбіду M_2C в стрічках сплаву 2 (рис. 1) мала особливості, що проявлялися в аномальній зміні співвідношення інтенсивностей та розширенні ряду дифракційних піків. Поява такого «аномального» аустеніту γ_a та карбіду M_2C пов'язана з текстурованістю стрічок. При цьому вісь текстури для аустеніту відповідала напрямку – $[200]_\gamma$, а для карбіду M_2C – $[002]_{M_2C}$ (табл. 1). У стрічці сплаву 3 вісь текстури аустеніту співпадає з напрямком $[111]_\gamma$.

Як видно з наведених даних вміст α -фази в сплаві 2 при нагріванні збільшується і досягає максимуму (81 мас. %) при 973 К. Підняття температури до 1073 К ініціює перетворення $\alpha \rightarrow \gamma$ (табл. 1) і при 1273 К сплав стає двофазним $\gamma + M_2C$ (рис. 1). При температурах 973 та 1073 К реєструється також молібденовий цементит $(Fe, Mo)_{34}C_{10}$ з моноклінною ґраткою. Перші кристали η -карбіду рентгенографічно виявляються при температурі 1373 К, а їх утворення імовірно протікає згідно реакції $\gamma + M_2C \rightarrow \eta$ (табл. 1).

Подальше нагрівання до температури появи рідкої фази (1473 К) приводить до збільшення вмісту η -фази, а карбід M_2C зникає. Таким чином, у сплаві 2 разом із рідкою фазою на поверхні солідусу співіснують дві кристалічні фази: $\gamma + \eta$, що підтверджує наші дані щодо розрахунку проекції поверхні солідусу системи Fe–Mo–C.

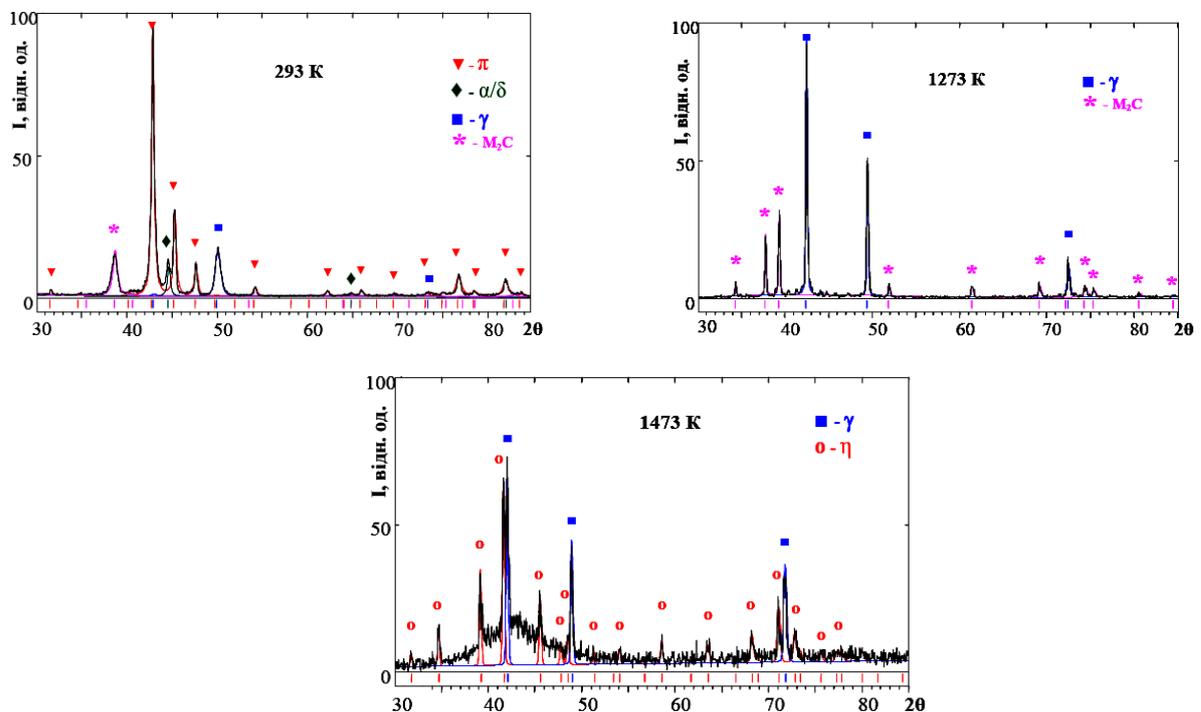


Рис. 1. Фрагменти повнопрофільного аналізу дифрактограм від контактної поверхні стрічки сплаву $Fe_{78,4}Mo_{10,8}C_{10,8}$ при різних температурах

Таблиця 1

Характеристики фаз спінінгованого сплаву 2 в залежності від температури

Т, К	Фазовий склад, періоди кристалічної ґратки фаз, масова частка фаз у сплаві (m) та коефіцієнт текстури (τ)					
	π	α	(Fe, Mo) ₃₄ C ₁₀	M ₂ C	γ	η
	a, нм / m, % мас.	a, нм / m, % мас.	a, b, c, нм / m, % мас.	a, c, нм / m, % мас. / τ	a, нм / m, % мас. / τ	a, нм / m, % мас.
293 ¹	0,6335 / 90	0,2882 / 8	–	–	0,3640 / 2	–
293 ²	0,6327 / 87	0,2875 / 6	–	0,2912, 0,4661 / 2 / $\tau_{002} = 0,28$	0,3642 / 5 / $\tau_{200} = 0,3$	–
873	0,6475 / 41	0,2891 / 50	–	0,2957 0,4725 / 8 / $\tau_{002} = 0,51$	0,3648 / 1	–
973	–	0,2894 / 81	1,0868 0,7710 0,6630 B = 120,1°/9	0,3005 0,4732 / 10 / $\tau_{002} = 0,72$	–	–
1073	–	0,2899 / 61	1,0965 0,7723 0,6650 B = 120,1°/20	0,3016 0,4756 / 12 / $\tau_{002} = 0,77$	0,3654 / 7	–
1273	–	–	–	0,3019 0,4769 / 17 / 1	0,3689 / 83	–
1373	–	–	–	0,3008 0,4753 / 16 / 1	0,3692 / 79	1,1184 / 5
1423	–	–	–	0,3024 0,4781 / 15 / 1	0,3717 / 75	1,1229 / 10
1473 ³	–	–	–	–	0,3720 / 35	1,1246 / 65
293	–	0,2872/16	–	–	0,3624 / 26	1,1073 / 58

Примітка: 1 – порошок; 2 – стрічка; 3 – фіксується гало від рідкої фази L.

Автори висловлюють подяку завідувачу плавильної ділянки ІІМ НАН України В. В. Куприну за спінінгування зразків.

ИССЛЕДОВАНИЕ, РАЗРАБОТКА И ВНЕДРЕНИЕ ТЕХНОЛОГИИ УПРАВЛЕНИЯ ПРОЦЕССОМ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК

Волокита В. Я.

(ЗАО «НКМЗ», г. Краматорск, Украина)

В последнее время резко возросли требования к качеству отливок, которые становятся все более жесткими. Литейщики стоят перед необходимостью производства высококачественных отливок, но, тем не менее, производство их должно быть экономичным. Поэтому экспериментальные отливки для индивидуального или мелкосерийного производств, перед их массовым выпуском, считаются затратными.

Ранее были разработаны методы простого анализа физических процессов, происходящих при затвердевании отливок, и применения этого анализа на практике. Эти методы были разработаны Хвориновым, который первым ответил на вопрос: «Сколько понадобится времени для затвердевания отливки или ее части?».

Этот метод позволяет с большой уверенностью определить условия питания отливки, что в свою очередь приводит к уменьшению скрапа, сокращению ремонтных работ на отливке, составлению более точного графика расхода времени и экономии жидкого металла.

Пакет программного обеспечения «MagmaSoft» в сочетании с программой «FeederCalc» и математической моделью отливки, полученной в среде «SolidWorks», позволяет в десятки раз ускорить эти расчёты.

В последние годы в области технологии изготовления стальных отливок ведутся интенсивные разработки, которые все еще продолжаются, в особенности в сфере экзотермических материалов. Важно знать не только то, как получить качественную отливку, но и то, по какой причине результаты получаются неудовлетворительными. Правда, многие дефекты не имеют никакого отношения к «новым методам» но, тем не менее, всегда возникают.

Способность контролировать процесс затвердевания стальных отливок имеет огромное значение и совершенно бесполезно использовать самую качественную сталь, если отливка не лишена таких дефектов, как усадочные раковины и надрывы (трещины).

Устройство литниковых систем и технология питания находятся в настоящее время на стадии интенсивного развития. Метод модулей, благодаря Хворинову позволяет глубоко, по-научному, взглянуть на процессы, происходящие при затвердевании, и в сочетании с результатами многосторонних исследований, таких, как использование экзотермических вставок, привел к революции в технологии питания.

В мировой практике широко применяются экзотермические смеси и вставки из этих смесей различной конфигурации для прибылей определенного размера. Для крупного стального литья помимо обогрева прибылей

применяется сочетание экзотермических смесей с теплоизолирующими смесями. Поставщиками смесей и вставок являются фирмы «Foseco» Англия, «RATH» Австрия и др. По данным специалистов фирмы «Foseco» эти технологии позволяют снизить массу прибылей на 15–20 %, а при применении изделий фирмы RATH до 30 %.

Опыт таких предприятий как «ШКОДА-СТИЛ» и др. внедривших технологию и оборудование изготовления крупного стального литья по «фуран» процессу показывает целесообразность применения этих смесей и вставок из них не только с точки зрения повышения КВГ, но и удобства при формовке. При ограниченной живучести химически твердеющих смесей очень важно иметь готовые элементы, которые устанавливаются на модель в заданных технологией местах и которые остается только засыпать смесью вместе с моделью.

Изучение технологических процессов изготовления литья для крупных газовых турбин итальянского филиала американской фирмы «General-Electric» показало наличие в литейных цехах нормализованного парка наружных холодильников.

На основании изучения данных о производстве крупных стальных отливок за рубежом установлено, что технологические процессы их изготовления предусматривают применение несоразмерно крупных наружных холодильников в большом количестве. Сопоставляя эти наблюдения с информацией австрийских литейщиков о том, что при заливке необходимо применять питатели, создающие скорость металла на выходе до 1,5 м/с, можно предположить о нетрадиционном подходе к использованию наружных холодильников. Крупные холодильники в кратчайшее время создают большое количество первичных кристаллов в начальный момент кристаллизации, а мощные струи металла срывают их (при достижении определённых размеров) и выносят в другие зоны полости формы. Эти первичные кристаллы и являются центрами кристаллизации, а эффективность холодильников в традиционном понимании быстро нивелируется. Дополнительным эффектом скоростной заливки является исчезновение воздушной прослойки между коркой металла и формой, которая в значительной степени влияет на теплоотвод. Косвенно это предположение подтвердили распространители программы «MagmaSoft» (г. Санкт-Петербург). Они утверждают, что в процессе моделирования гидродинамики заливки может быть реализована возможность направлять первичные смывные кристаллы в тепловые узлы отливки для создания условий направленного затвердевания.

Комплексное применение новых приёмов технологии проиллюстрировано на примере изготовления отливки «полувенец». В технологическом процессе используются все элементы по управлению кристаллизацией – теплоизолирующие изделия с экзотермическим эффектом, наружные холодильники и экзотермическая смесь.

Изготовлена форма и залита металлом для отливки «полувенец», чертеж: 1-176803 № 397 с наружными холодильниками Ø 100 мм, Н = 120 мм в количестве 24 шт. После проведения всех технологических операций

отливка передана в механический цех, где она прошла полную механическую обработку в паре с отливкой № 413, изготовленной по типовой технологии. После нарезки зубьев деталь сдана ОТК. На детали не обнаружено ни одного газоусадочного и песочного дефекта.

В результате внедрения новых элементов технологии получена более качественная отливка и деталь.

Следует отметить, что при проведении токарной обработки на детали № 413 в поверхностной зоне выявлялись многочисленные песочные раковины. После нарезки зубьев на их боковых поверхностях и во впадинах также обнаружены песочные дефекты в четырех местах.

Отсутствие песочных дефектов на детали № 397 можно объяснить следующим: равномерность установки холодильников предопределяет требуемую степень уплотнения смеси по высоте формы, чем снижает вероятность возникновения песочных и газоусадочных дефектов.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ВТОРИЧНОГО ЛЕГИРУЮЩЕГО ЭЛЕМЕНТА ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ ВОЛЬФРАМА

Глотка О. А., Коваль А. Д.
(ЗНТУ, г. Запорожье, Украина)

Цель работы изучить возможность использования вторичного материала, который в своем составе содержит вольфрам, для применения в выплавке инструментальных сталей.

Исследование вторичного материала показали присутствие в его составе большого количества вольфрама. Микрорентгеноспектральные исследования показали, что количество вольфрама находится на уровне 80–90% (масс.). Микроструктура представлена на рис. 1. В свою очередь в нем присутствуют небольшие включения железа и никеля (примерно по 5 % (масс.)). Примеси никеля негативно влияют на свойства инструментальных сталей, поэтому его количество ограничивается [1].

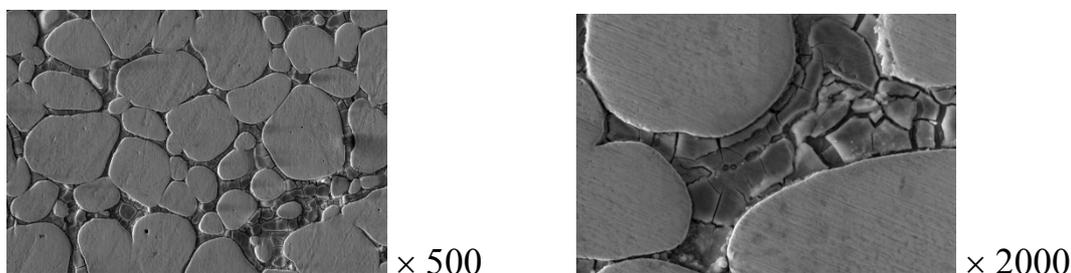


Рис. 1. Микроструктура тугоплавкого лома

С целью равномерного распределения в сталях вольфрама в промышленности используют так называемые лигатуры (ферровольфрам). Для изготовления лигатур применяли технически чистое железо и вторичный

легирующий элемент, которого вводили в количестве 30, 50 и 70 % (масс.). С помощью рентгеноструктурного метода установили, что в сплавах присутствуют следующие фазы: α -твердый раствор на основе железа (при 30, 50 и 70 %) , интерметаллидные фазы Fe_7W_6 (при 50 и 70 %) и Fe_2W (при 30 %) и α -твердый раствор на основе вольфрама (при 70 %) [2]. Типичные микроструктуры, полученные от сплавов с 50 и 70 %, представлены на рис. 2. При этом содержание серы и фосфора не превышало 0,05 %.

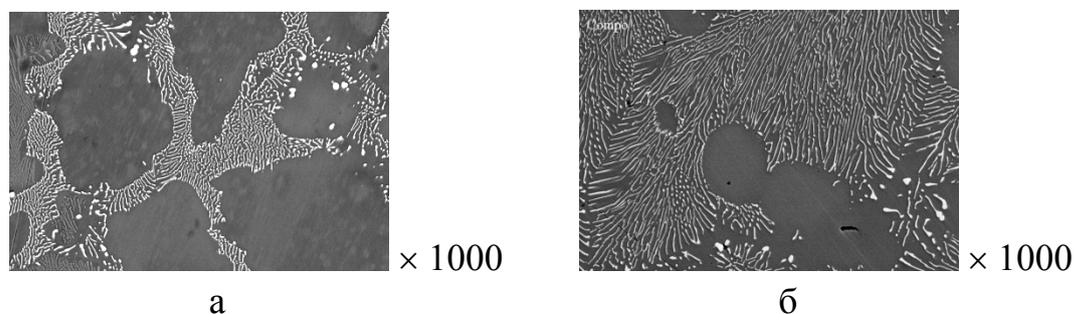


Рис. 2. Микроструктура сплавов с 50 % (а) и 70 % (б) тугоплавкого лома

Таким образом, можно сделать вывод, что указанные лигатуры практически не отличаются от классических ферровольфрамовых сплавов за химическим составом и могут применяться для легирования инструментальных высоковольфрамовых сталей.

ЛИТЕРАТУРА

1. Глотка О. А. Дослідження важкого топкого брухту, що містить вольфрам / О. А. Глотка, А. Д. Коваль, Л. П. Степанова // *Нові матеріали і технології*. – 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.

ПРОИЗВОДСТВО ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ВОЗВРАТА

Гнатенко О. В.¹, Клочихин В. В.¹, Наумик В. В.²
(¹ОАО «Мотор-Сич», г. Запорожье, Украина; ²ЗНТУ, г. Запорожье, Украина)

Отливки для силовых агрегатов авиационного и энергетического машиностроения изготавливают из жаропрочных никелевых сплавов, поставляемых в готовом виде из России. Стоимость этих сплавов весьма высока и очень важной проблемой является возможность повторного использования имеющегося технологического возврата.

На ОАО «Мотор-Сич» были проведены работы по освоению технологии собственного производства жаропрочных никелевых сплавов для дальнейшего изготовления отливок.

В вакуумной плавильной установке «ULVAC» FM-1-2-100 была проведена плавка шихты, состоящей из свежих материалов и примерно 80 % технологического возврата ЖС6К-ВИ.

На дно печи загрузили чистые металлы и 2/3 части навески возврата. Произвели откачку вакуума, провели прогрев и расплавление металлической шихты, после чего в тигель ввели оставшуюся часть возврата и навеску алюминия. После расплавления металлической шихты при температуре 1500 °С ввели навеску углерода, разогрели расплав до 1600°С и выдержали при этой температуре в течение 15 минут. После отбора пробы и проведения химического анализа в металл ввели лигатуры, содержащие церий и бор и залили его в изложницы через керамические чаши с дырчатыми электрокорундовыми фильтрами.

Полученные слитки диаметром 85мм были плотными с чистой поверхностью. В верхней части находилась сосредоточенная усадочная раковина.

Исследование качества полученного металла показало, что по химическому составу сплав соответствовал требованиям технической документации, а по неметаллическим включениям был чище импортного сплава.

На установке УППФ-3М по серийной технологии были изготовлены пальчиковые образцы диаметром 12 мм. Один блок залили 100 % металлом полученного опытного слитка, а другой с применением 50 % возврата и 50 % опытного слитка сплава ЖС6К-ВИ.

Механические и жаропрочные свойства полученных образцов сплава ЖС6К-ВИ после стандартной термической обработки соответствовали требованиям ОСТ1 90126-85.

Таким образом, качество материала опытного слитка сплава ЖС6К-ВИ полностью соответствует требованиям технической документации.

По результатам проведенных работ была разработана технологическая инструкция и налажено серийное производство сплава ЖС6К-ВИ на ОАО «Мотор-Сич».

О НОВОМ СПОСОБЕ РЕОЛИТЬЯ АЛЮМИНИЕВЫХ ОТЛИВОК

Головаченко В. П., Борисов Г. П., Дука В. М.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

В процессе исследования реологических свойств алюминиевых сплавов в двухфазном состоянии [1] было обнаружено явление тиксотропии металлических суспензий с недендритной морфологией α -фазы, что привело к созданию новых способов литья – тиксо- и реолитье.

Внедрение этих способов в производство позволило революционно изменить процесс литья под давлением. Отливки, изготовленные с использованием этих способов, отличаются высокой изотропностью свойств, практически не имеют газовых раковин, что позволяет подвергать их упорочняющей термообработке, а также сварке.

Вследствие уменьшения теплового воздействия на пресс-форму, а также использование ламинарного режима её заполнения, повысилась стойкость пресс-форм на 15–20 %. Существенным недостатком способов реолитья, например, SSRTM-процесса [2], является налипание вязкой суспензии на стенки мерного ковша и активатор в процессе её перемешивания, что затрудняет подачу дозы расплава в камеру прессования машины литья под давлением.

Во ФТИМС НАН Украины разработан способ получения металлической суспензии с глобулярной формой α -Al фазы и регулирования её массовой доли в объеме порции расплава непосредственно в камере прессования, что существенно упрощает технологический процесс [3].

Проверку нового способа реолитья проводили в литейном цехе ВАТ «ЛТАВА» (г. Полтава) в процессе изготовления корпусов газовых горелок варочных плит из сплава АК7 на машине мод. 7111A07. Образование тиксоструктуры и использование ее высокой текучести в цепочке камера прессования – пресс-остаток – литник – отливка позволило получить величину первичной α -Al фазы в отливке на уровне 30–50 мкм, в литнике – 20–30 мкм. В опытных отливках отсутствовала газовая пористость.

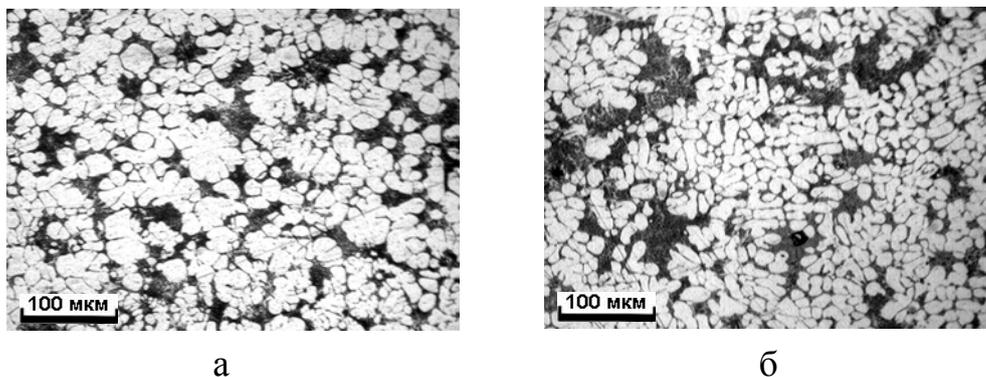


Рис. 1. Микроструктура сплава АК7 при литье под давлением: а – тело отливки корпуса газовой горелки; б – литник

В то же время, для традиционного способа литья под давлением с использованием перегретого расплава, структура отливки была дендритной с наличием газовых раковин.

Новый способ реолитья отличается простотой и высокой эффективностью. Рекомендуется для широкого промышленного применения с использованием машин литья под давлением, как с горизонтальной, так и вертикальной камерами прессования в производстве герметичных алюминиевых отливок, работающих при высоких давлениях (например, корпусов насосов, деталей газовой аппаратуры).

ЛИТЕРАТУРА

1. Флемингс М. *Литье полутвердого металла* / М. Флемингс, Р. Мехрабион // 40-й Международный конгресс литейщиков. – М. : НИИмаш, 1975. – Ч 1. – С. 36–45.
2. Юрко Д. *Производство отливок высокого качества литьем под давлением по технологии SSRTM* / Д. Юрко, Р. Бони // *Литейное производство*. – 2006. – № 8. – С. 15–17.
3. Пат. 85981 Украина, МПК⁹ B22D 17/00, B22D 17/20, B22D 18/00, B22D 27/08 ; заявл. 31.03.2008 ; опубл. 10.03.2009.

ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ СКАНДИЕМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ γ -Ti-Al ПОСЛЕ БАРОТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Голтвяница В. С.¹, Цивирко Э. И.¹, Голтвяница С. К.²
(¹ЗНТУ, Запорожье, Украина; ²ООО «Риал», Запорожье, Украина)

Благодаря высокой температуре плавления, низкой плотности (3800–4200 кг/м³), высокой удельной прочности и хорошему сопротивлению ползучести при температурах 600–800 °С, а также хорошему сопротивлению окислению и низкой себестоимости, γ -TiAl сплавы являются альтернативой жаропрочным никелевым сплавам в указанном температурном интервале. Кроме того, интерметаллиды титана имеют большую удельную теплопроводность, чем керамика и керамические композиционные материалы, что обуславливает низкие термические напряжения в условиях термоциклирования [1–7].

Из γ -TiAl сплавов изготавливаются мишени для ионо-плазменного напыления (ИПН) в вакууме [1, 2, 5] и атмосфере азота, лопатки и лопасти компрессоров высокого давления, крупногабаритные лопатки турбин, выхлопные детали, камеры сгорания [1] и т. д. Увеличение срока службы этих деталей, а также покрытий, полученных распылением мишеней ИПН [7], возможно путем микролегирования сплавов для повышения их жаростойкости и жаропрочности.

В данной работе было изучено влияние микролегирования скандием на твердость и жаростойкость интерметаллидных γ -TiAl сплавов после баротермической обработки (БТО).

Сплавы Ti–31,6Al–6Nb–1,3Cr–2,5Mo–0,4Zr–0,3Si–0,5Y (TiAl–1)¹, Ti–31,6Al–6Nb–1,3Cr–2,5Mo–0,4Zr–0,3Si–0,5Y–0,2Sc (TiAl–2) были получены методом сплавления спрессованных шихтовых брикетов в лабораторной вакуумно-дуговой печи в медном цилиндрическом водоохлаждаемом кристаллизаторе.

Для БТО образцы сплавов при помощи специальной оснастки размещали в рабочей зоне лабораторной газостатической установки ГАУС-4/2000-35, где поддерживалось давление аргона ~ 167–221 МПа.

Образцы нагревали по заданной программе при помощи микропроцессорного прецизионного регулятора температуры ПРОТЕРМ-100 по специально разработанному режиму.

Химический состав и микроструктуры травленых шлифов, фрактограммы изломов сплавов получены при помощи растрового электронного микроскопа JSM, оснащенного системой рентгеноспектрального энергодисперсионного микроанализа (РСМА) JED 2200 при ускоряющем напряжении 20 кВ и диаметре электронного зонда 4 нм. Количество и размер интерметаллидов в сплавах определялось методом секущих (метод Л ГОСТ 1778-70) на фотографиях шлифов (увеличение \times 2000).

¹ Здесь и далее цифры рядом с химическим элементом (кроме титана – основа) – мас. %

Твердость сплавов определяли вдавливанием сапфирового индентора под нагрузкой 10 Н при температурах 25, 500, 700 и 900 °С. Перед испытаниями для снятия термических напряжений литые образцы отжигались при 900 °С в течение 1 ч.

Жаростойкость сплавов определяли методом термогравиметрии. Кинетику окисления определяли на дериватографе системы «Паулик-Паулик-Эрдей» с непрерывной записью изменения массы в течение нагрева и выдержки на протяжении 6 ч. Прерывистое окисление с измерением изменения массы образцов на аналитических весах с точностью до $\pm 0,0001$ г через определенные интервалы времени (1, 3, 5, 10 ч) было выполнено в печи сопротивления со скоростью нагрева до 20 °С/мин.

С введением скандия уменьшился индекс интерметаллидов в 2 раза, при этом их размеры увеличились, цирконий полностью растворился в матрице, а кремний перешел в интерметаллиды. В структуре излома наблюдалось большое количество квазихрупких составляющих, что в свою очередь незначительно увеличило твердость сплавов.

В результате испытаний по определению жаростойкости титановых сплавов на их поверхности образовался тонкий слой окалины серого цвета, который снижал интенсивность окисления.

В сплаве TiAl–2 скандий, образуя прочную пленку оксида Sc₂O₃, препятствовал высокотемпературному окислению из-за своего высокого сродства к кислороду. Оба сплава окислялись по параболической зависимости, вероятно, с образованием оксидов Al₂O₃, TiO₂, Nb₂O₅, т. е. процесс окисления зависел не только от диффузии в твердой фазе, а еще и от скорости химической реакции на границе раздела металл-окалина.

Таким образом, титановый сплав TiAl–2, микролегированный скандием, обладая повышенной жаростойкостью, является перспективным материалом при изготовлении жаростойких конструкционных деталей и покрытий, полученных ИПН.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Titanium Aluminide Intermetallics // Advanced Materials and Processes Technology, The AMPTIAC Newsletter.* – 2000. – Volume 4, Number 3. – P. 7–9.
2. Lütjering G. *Titanium / G. Lütjering, J. C. Williams.* – Springer, 2007. – 442 p.
3. H. Clemens *Processing and applications of intermetallic gamma-TiAl-based alloys / H. Clemens, H. Kestler // Advanced Engineering Materials.* – 2000. – No. 9. – Pp. 551–570.
4. *Processing and Application of Engineering γ -TiAl Based Alloys / H. Clemens, F. Appel, A. Barteis, H. Baur, R. Gerling, V. Güther, H. Kestler / Ti-2003 Science and Technology. Proceedings of the 10th World Conference on Titanium Held at the CCH-Congress Center Hamburg, Germany 13–18 July 2003.* – 2003. – Volume IV. – Pp. 2123–2136.
5. Appel F. *Ti-Al – New Opportunity in the Aerospace Industry / F. Appel // Ti-2003 Science and Technology. Proceedings of the 10th World Conference on Titanium Held at the CCH-Congress Center Hamburg, Germany 13–18 July 2003.* – 2003. – Volume V. – Pp. 2899–2906.
6. Prasad U. *Influence of Alloying Elements on the Kinetics of Massive Transformation in Gamma Titanium Aluminides / U. Prasad, M. C. Chaturvedi // Metallurgical and Materials Transactions A.* – 2003. – Volume 34A. – Pp. 12–15.
7. Голтвяниця С. К. *Отримання щільних та однорідних виливків зі сплаву титан-алюміній / С. К. Голтвяниця, В. С. Голтвяниця, Е. І. Цивірко // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні.* – 2006. – № 1. – С. 57–59.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В КРИСТАЛЛИЗУЮЩЕЙСЯ НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ ЗАГОТОВКЕ

Гресс А. В.

(ДГТУ, г. Днепропетровск, Украина)

Одним из факторов, определяющих появление трещин, являются термомеханические напряжения (далее термонапряжения), возникающие при формировании слитка. Поскольку в настоящее время не существует достаточно точных и эффективных способов экспериментального определения термических напряжений в процессе кристаллизации и охлаждения отливки, в решении этой проблемы, наряду с экспериментальными работами, большое значение имеет математическое моделирование тепловых и термомеханических явлений, происходящих в слитке при его затвердевании. Применение численных методов к анализу термомеханических процессов крайне затруднено. Во всех таких методах необходимость учета «истории деформирования» твердой оболочки слитка обязательно накладывает отпечаток на математический аппарат, используемый при анализе деформаций и напряжений.

Решение поставленной задачи включает, во-первых, решение тепловой задачи о продвижении фронта кристаллизации и нахождение поля температур, и, во-вторых, анализ напряженного состояния затвердевшей корки при изменении температуры.

При моделировании термонапряженного состояния слитка допускали:

- 1) деформации и напряжения изменяются только вдоль нормали к поверхности оболочки;
- 2) максимальные напряжения имеют место вдоль нормали к поверхности грани слитка;
- 3) причиной возникновения термонапряжений является изменение температурного поля;
- 4) каждая расчетная область является внутренне уравновешенной;
- 5) тепловой эффект при деформировании тела пренебрежимо мал.

Такие допущения позволяют решать задачу температурного и напряженного состояния по отдельности.

Расчет поля температур и координат фронта кристаллизации производился в двухмерной постановке по поперечному сечению непрерывнолитой блюмовой заготовки в приближении модифицированной нами теории квазиравновесной двухфазной зоны. Задача решалась с использованием метода конечных разностей с расщеплением по направлениям. Такой подход позволил решить совместную задачу теплового и концентрационного состояния затвердевающей заготовки. Задачу напряженного состояния решали с помощью метода, изложенного в работах Ю. А. Самойловича.

Объектом исследований являлся процесс формирования блюмовой непрерывнолитой заготовки на МНЛЗ ДМК. Моделировали разливку ст. 20 в заготовку сечением 335×400 мм, вытягиваемой со скоростью 0,6 м/мин.

С помощью разработанной численной модели упруго-вязкого термонапряженного состояния кристаллизующейся непрерывнолитой заготовки, которая учитывает термоциклирование поверхности, типоразмер и химический состав заготовки, а также условия прохождения слитка по роликовой проводке МНЛЗ и может быть использована в режиме «советчика технолога»:

1) установлено, что распределение упруго-вязких термических напряжений по ее толщине не носит равномерного характера из-за температуры, влияния роликовой проводки и неравномерного распределения ликватов, что предопределяет различие механических свойств слоев металла;

2) предложена и апробирована методика и компьютерная программа по определению времени возможного появления и места расположения вероятных трещин.

УПРАВЛЕНИЕ ТРАНСФОРМАЦИЯМИ ПРЕДПРИЯТИЯ В УСЛОВИЯХ КРИЗИСА РЫНОЧНОЙ ЭКОНОМИКИ

Грищенко В. М.

(КМНПП «ТЕРМИК», г. Дружковка, Украина)

Организация гибкого производства, которую называют проблемой № 1 технического прогресса, в условиях рыночной экономики и, создавшейся ситуации всемирного экономического кризиса, может стать главной стратегической задачей предприятия и, в частности, его металлургического передела.

В современном понимании научная организация производства является наукой управления изменениями (трансформациями) и в целом формулируется в виде блоков.

1. Формирование базы трансформаций:

1.1. Результаты анализа экономико-технологического состояния подразделений производственного комплекса оценивают по:

1.1.1. Техничко-экономическим показателям и техническому состоянию производственного оборудования цехов.

1.1.2. Техничко-экономическим показателям и техническому состоянию производственного оборудования подразделений цехов.

1.1.3. Техничко-экономическим показателям и техническому состоянию производственного оборудования вспомогательного производства.

1.1.4. Анализу уровня подготовки производственного персонала и фактического состояния производственной дисциплины (управленческого, технического и вспомогательного).

1.1.5. Анализу факторов, определяющих фонд оплаты труда работников.

1.1.6. Определению факторов, влияющих на текучесть кадрового состава цехов.

- 1.2. Подвергают анализу возможное сопротивление переменам.
- 1.3. Ищут пути обеспечения поддержки перемен.
- 1.4. Определяют и мобилизуют необходимые ресурсы.
2. Планирование процесса изменений (трансформации) осуществляется после критической оценки позиции Блока 1 и надо:
 - 2.1. Сфокусировать процесс планирования на преодоление стратегических трудностей
 - 2.2. При планировании, в первую очередь, исходить из возможности реализации нововведений.
 - 2.3. Использовать принцип модульности.
 - 2.4. Завершать реализацию каждого этапа трансформации принятием стратегического решения.
 - 2.5. Ориентировать на максимально быстрое внедрение изменений.
- Упорядочение ориентиров Блока 2 позволяет плавно перейти к формированию трансформаций Блока 3.
3. Сочетать процессы изменений с оперативной деятельностью.
 - 3.1. В начале каждого этапа преобразований производить обучение менеджеров методам принятия стратегических решений и их реализации.
 - 3.2. Привлекать к принятию решений ответственных менеджеров и экспертов.
 - 3.3. Информировать о принятых решениях всех тех, кого коснутся изменения.
 - 3.4. Уровень сложности анализа перемен должен соответствовать знаниям и навыкам менеджеров.
 - 3.5. Предоставлять менеджерам необходимую стратегическую информацию.
4. Управление процессом перемен.
 - 4.1. Реализация решений идет параллельно процессу планирования.
 - 4.2. Планирование должно обеспечить баланс между восприятием сотрудниками принятых решений и их реализацией.
 - 4.3. Реализация проектов начинается, как только позволяют обстоятельства.

Оценка начала и конца периодов определяется первым руководителем.

Реалии сегодняшнего дня показывают, что в настоящее время нельзя управлять фирмой как в прошлом, независимо от того, насколько успешным было это прошлое. Прошлый успех не гарантирует выживание в будущем и является препятствием на пути к успеху в будущем.

Ценность любой продукции определяется конечным результатом – прибылью.

Конечная ценность вновь конструируемого или реконструируемого продукта определяется взаимодействием четырех факторов, а именно:

- 1) стоимостью подготовки производства C ;
- 2) издержками производства на единицу продукции U ;
- 3) продажной ценой единицы продукции S ;
- 4) количеством проданных единиц продукции N .

Заглядывая вперед, надо оценить соотношение между издержками производства, стоимостью подготовки производства, продажной ценой и возможностями рынка сбыта:

$$P = N (S - U) - C. \quad (1)$$

Руководство предприятия, принимая решение о запуске в производство нового продукта, должно иметь возможность твердо опереться на прошлый опыт и анализ трансформаций направленных на выпуск этого продукта.

ЛИТЕРАТУРА

1. Организация производства на промышленных предприятиях США. I том / пер. с англ. Е. И. Арона, В. А. Маш, С. Н. Тагера, А. В. Эйхенвальда. – М. : Изд-во иностранной литературы, 1960.

ОЧИСТКА ОТЛИВОК ДРОБЕМЕТНЫМИ ГОЛОВКАМИ С МАГНИТНЫМИ ЛОПАСТЯМИ

Гуныко И. И., Порохня С. В., Писарев А. В.
(ДГМА, г. Краматорск, Украина)

В настоящее время существуют различные типы дробеметных головок. Наиболее часто применяется дробеметная центробежная двухдисковая восьмилопастная головка, предназначенная для придания потоку дроби высокой скорости движения в определенном направлении. Устанавливается на очистных машинах для очистки металлической дробью литья, проката, поковок, а также для создания поверхностного наклепа в целях упрочнения деталей. Многие дробеметные аппараты оснащаются лопатками загнутой формы. Изогнутая лопасть, в отличие от общеизвестной прямой лопасти доставляет более ровно распределенную концентрацию абразива по заготовке. Проще говоря, достигается более быстрая очистка с меньшим износом турбины. Однако в этом случае угол разброса дроби становится еще большим, нежели при использовании классических лопаток, поэтому в некоторых случаях применение таких лопаток не целесообразно.

Целью данной работы является создание дробеметной головки с возможностью регулирования разброса дроби, повышения плотности и равномерности потока.

Аналогом является хорошо известная дробеметная головка, состоящая из распределительной камеры с загрузочной воронкой для дроби (все это закрыто кожухом), шпинделя, ротора, и привода. Цикл работы дробеметной головки следующий: дробь из сепаратора подается в воронку, проходит крыльчатку, далее через окно в распределительной камере дробь выбрасывается на лопасти ротора; под действием центробежной силы дробь веерообразным потоком со скоростью 80 м/с выбрасывается в рабочее

пространство. При этом дробь проходит вместе с рабочей лопаткой лишь определенный угол. Если бы этот угол был постоянным для каждой дробинки, то мы бы получили абсолютно ровную мощную направленную струю дроби. Но на практике это не так: часть дробинок вылетает немного раньше положенного времени, часть позже, проходя больший угол. В результате этого поток дроби значительно расширяется и может достигать до 120° и более, о чем свидетельствует значительный износ кожуха.

Для решения данной проблемы предлагается использовать колесо с магнитными лопастями, удерживающее дробь на концах лопастей и препятствующее ее преждевременному вылету. Каждая лопатка такого колеса состоит из двух частей: магнитной и немагнитной. Дробь, вылетая из импеллера, подхватывается лопаткой и удерживается на конце магнитной части до тех пор, пока не окажется в поле действия второго магнита, закрепленного неподвижно на внутренней стороне кожуха. Поле этого магнита направлено противоположно магнитному полю лопатки. При попадании лопасти в поле действия неподвижного магнита, она размагничивается, и дробь благодаря центробежной силе слетает с колеса. Так как второй магнит закреплен неподвижно, то дробь будет слетать строго в определенной области. Для проверки этого был проведен ряд экспериментов. Полученные данные показывают положительное влияние такого способа регуляции вылета дроби. Поток становится более плотный и равномерный.

В ходе проделанной работы были проведены исследования влияния магнитного поля на факел разброса дроби. Был смоделирован процесс схода дроби с магнитной лопатки.

Таким образом, были выявлены следующие закономерности: при уменьшении напряженности поля неподвижного магнита равномерность факела возрастает, однако угол разброса дроби увеличивается. При увеличении напряженности магнитного поля факел сужается, однако распределение дроби по углам разброса стает менее равномерным, в центре факела плотность дроби значительно выше, чем по бокам.

КОМПЛЕКС УЛЬТРАЗВУКОВОЙ РЕГЕНЕРАЦИИ ОТРАБОТАННЫХ ФОРМОВОЧНЫХ СМЕСЕЙ

Гуныко И. И., Порохня С. В., Чернышов М. Ю.
(ДГМА, Краматорск, Украина)

Литейное производство является одним из главных источников загрязнения атмосферы, литосферы, гидросферы, а также биосферы. В первую очередь, актуален вопрос по очистке выбросов, производимых литейными цехами, а также вопрос об отходах, которые образуются в результате работы литейных цехов.

Целью работы является создание современного регенерационного комплекса, обладающего рядом свойств: высокой степенью очистки отработанных смесей, широким диапазоном применения к различным смесям, малыми габаритами, экономичностью и экологичностью.

Комплекс регенерации, в основе которого лежит обработка регенерата ультразвуковыми волнами в жидкой среде (вода), предназначается для очистки смеси, поступившей из гидрокамер после обработки в них отливок.

Попадая в установку ультразвуковой регенерации, пульпа подвергается обработке ультразвуком. Для предотвращения оседания твердой фазы предусмотрено постоянное перемешивание песчаной пульпы. Регенерат в течение 3 минут подвергают ультразвуковой обработке с колебаниями частотой 20 КГц. Ультразвуковая очистка песка и является основной новизной данного комплекса регенерации. После этого пульпа перекачивается насосами 6 в гидроциклон типа ГЦ-7 для обезвоживания регенерата. Отфильтрованная вода поступает опять в бак-сборник, а обезвоженный песок высыпается из гидроциклона на ленточный конвейер. Все вышеперечисленные узлы комплекса монтируются на рамах.

Основой установки ультразвуковой регенерации служат магнитострикционные преобразователи ПМС-5-20 мощностью 5 кВт и частотой 20 кГц. Кавитация является определяющим фактором воздействия ультразвука на технологические процессы, протекающие в ультразвуковой установке.

При пульсациях кавитационных пузырьков на пленку загрязнений воздействуют динамические нагрузки. Кавитационные пузырьки производят микроударное разрушение поверхностной пленки. Микроударные нагрузки характеризуются резким возрастанием давлений до значительной величины, за которым следует столь же быстрое уменьшение нагрузки. Распределение напряжений, вызванных такими нагрузками, отличается локальностью и сильной неравномерностью, что приводит к появлению в пленке загрязнений трещин, а как следствие – и их разрушению.

Таким образом, данный комплекс регенерации обеспечивает:

1) высокую степень очистки отработанных смесей (достигается за счет применения высокоэффективного ультразвукового способа обработки регенерата);

2) широкий диапазон применения относительно различных смесей (достигается за счет увеличения микроударных процессов в жидкой среде изменением давления в рабочей камере);

3) малые габариты комплекса (относительно существующих комплексов регенерации);

4) экономичность (достигается за счет применения замкнутой циркуляции воды, а также относительно экономичных магнитострикционных преобразователей);

5) экологичность (комплекс использует техническую воду без добавления в нее химических веществ).

ТЕРМОУПРОЧНЕНИЕ ЛИТЫХ ВАЛКОВ ТПХН-51

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

В связи с резким уменьшением объёма выпускаемой продукции трубо- и сортопрокатными цехами металлургических предприятий уменьшилась потребность в сменно-запасных частях, в том числе и прокатного инструмента.

Как следствие становятся нерациональными и экономически не обоснованными технологии ориентированные на массовый выпуск сменно-запасных частей и инструментов прокатных станов. Таким образом, становится актуальным вопрос разработки альтернативных технологий, удовлетворяющих, как экономическим, так и технологическим требованиям сегодняшнего дня.

Традиционно прокатные валки и другой прокатный инструмент отливается из чугуна с использованием металлических форм – кокилей. При этом структура чугуна рабочих слоёв отливок представляет собой естественный композит – белый чугун. Обеспечивается хорошая стойкость валков.

Кокили – достаточно дорогая оснастка. Ее использование оправдано только в условиях массового производства.

Альтернативной технологией обладающей большим числом экономических преимуществ может быть признана отливка данных деталей в разовые песчано-глинистые формы с последующим их термоупрочнением [1]. Структуры чугуна, сформировавшиеся в условиях близких к равновесным, могут быть трансформированы в структуры, обладающие высокой износостойкостью путём термической обработки, которая наряду с легированием и модифицированием позволяет существенно повысить эксплуатационные характеристики чугуна.

Целью настоящей работы была разработка режима термической обработки чугуна валков ТПХН – 51, отлитых в песчано-глинистую форму. При этом ставилась задача получения твердости в рамках требований ТУ У 14-2-1188-97: 51–61 HSh (эквивалентно 36–44 HRC).

Чугун опытных плавок содержал, % мас.: С – 2,8; Si – 1,1; Mn – 0,55; Cr – 0,91; Ni – 1,59; Cu – 0,28; Mo – 0,6; P – 0,22; S – 0,105. Металл выплавляли в индукционной печи емкостью 400 кг с кислой футеровкой. Опытные отливки получали в сухих песчано-глинистых формах.

Из опытных отливок вырезали образцы диаметром $\varnothing 20$ и длиной 20 мм. Образцы подвергали закалке на масло и отпуску. Температура закалки для одной группы образцов была 780 °С; для другой – 930 °С. Температура отпуска была 250, 350, 450, 550, 650 °С.

Твердость измеряли на твердомере ТК Роквелла, отсчет по шкале С. Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе «Неофот – 21».

Для проведения опытов по измерению износа была спроектирована и изготовлена специальная установка. Образец помещали в цанговый зажим

установки. Зажим вместе с образцом вращался с частотой 800 об/мин и прижимался к поверхности закалённой гладкой плиты из стали У8 (62 HRC) с усилием $P = 2$ кг. Время опыта – 5 минут.

В структуре чугуна в исходном состоянии после литья наблюдали пластинчатый графит; перлитная металлическая матрица содержала около 15 % цементита. Твердость образцов в исходном состоянии была 29–30 HRC.

При нагреве под закалку до 780 °С цементит, имеющийся в чугуне, не растворяется, поэтому после закалки с этой температуры в структуре наблюдается мартенсит закалки, графит и цементит в количестве, соответствующем литому состоянию (ок. 15 %). Твердость чугуна 53 HRC.

При отпуске 250 °С происходит снятие закалочных напряжений и формирование в структуре мартенсита отпуска. Твердость уменьшается до 46 HRC. Повышение температуры отпуска до 350 °С практически не изменяет структуру чугуна, при этом без изменения остается твердость и величина относительного износа. Температура отпуска 450 °С обеспечивает начало образования структур перлитного типа – вначале троостита, а затем, при отпуске 550 °С и 650 °С, соответственно, более грубых сорбита и перлита. Уменьшается твердость (соответственно, до 42, 36 и 32 HRC), а относительный износ увеличивается почти в 10 раз.

При закалке с 930 °С в структуре наряду с мартенситом наблюдается небольшое (10–12 %) количество остаточного аустенита, а также графит.

При отпуске 250 °С формируется мартенсит отпуска, сохраняются в прежнем количестве остаточный аустенит, графит. Повышение температуры отпуска до 350 °С практически не изменяет характер микроструктуры чугуна. При этом на фоне небольшого снижения твердости с 45 до 42 HRC относительный износ остается без изменения. Начиная с температуры отпуска 450 °С, заметным становится процесс распада остаточного аустенита, идущий параллельно с образованием перлитоподобных структур. Первый процесс сопровождается повышением твердости, а второй – ее уменьшением. После отпуска при 450 °С преобладающим является процесс, приводящий к увеличению твердости и, как следствие, уменьшению относительного износа. Дальнейшее увеличение температуры отпуска до 550 и 650 °С имеет своим результатом полный распад остаточного аустенита и образование сорбитной, а затем и перлитной матрицы чугуна. Процесс разупрочнения при этом преобладает над процессом упрочнения металла. Твердость образцов уменьшается с 44 до 25 HRC, а относительный износ увеличивается с 2,4 до 26,0 %/м².

Таким образом, для получения высоких эксплуатационных свойств прокатных валков типа ТПХН-51, отлитых в песчаноглинистые формы, можно рекомендовать следующие режимы термоупрочнения: закалку с температуры 780 °С на масло с последующим отпуском при 350–400 °С; закалку с температуры 930 °С на масло с последующим отпуском при 400–450 °С.

ЛИТЕРАТУРА

1. Дан Л. А. Разработка нетрадиционной технологии изготовления прокатных валков из Cr–Ni–Mo ВЧШГ / Л. А. Дан, Л. А. Трофимова, Л. Н. Шварц // Вестник Приазов. гос. техн. ун-та. – Мариуполь, 2005. – Вып. № 15. – С. 84–87.

СКЛОННОСТЬ ДОМЕННЫХ ЧУГУНОВ РАЗЛИЧНЫХ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ЗАВОДОВ К ОБРАЗОВАНИЮ ГОРЯЧИХ ТРЕЩИН В ОТЛИВКАХ

Денисенко В. Н.
(ДГМА, г. Краматорск, Украина)

Известно, что критическим интервалом образования горячих трещин в чугунах является температурная область в пределах 1100–1300 °С, в которой практически отсутствуют упругие деформации. В этом же интервале температур у чугуна происходит предусадочное расширение, и выделяющийся графит может повысить вероятность возникновения горячих трещин. По-видимому, чугун с выделяемым крупным разветвленным графитом более склонен к образованию трещин, чем с мелким. В этой связи исследовались саткинский литейный (1), константиновский литейный (2), днепропетровский литейный (3), макеевский литейный (4), енакиевский передельный (5), саткинский передельный (6), макеевский передельный (7), днепропетровский передельный (8), нижнетагильский литейный (9) и нижнетагильский передельный (10) чугуны. На основе указанных чугунов, в индукционной печи ИСТ-0,06 с кислой футеровкой выплавлялись конструкционные чугуны СЧ 20 (ГОСТ 1412-85) и при температуре 1350 °С разливались в сухие песчано-глинистые формы. Кинетика литейной усадки залитых образцов и снижение температуры во времени записывались на осциллографе Н-117. Предусадочные расширения образцов из чугунов СЧ 20, выплавленных на доменных чугунах указанных металлургических заводов, имеют неодинаковую скорость графитизации, которая проявляется в крутизне осциллографических линий. Большая крутизна кривых расширения свидетельствует о наличии большого числа «подкладок» графитизации и гетерогенности процесса, о более мелком и равномерно распределенном графите при одинаковой степени эвтектичности исследуемых чугунов. Данное положение подтверждено металлографическими исследованиями. Пологий подъем кривых охлаждения соответствует чугунам с более крупными разветвленными графитовыми включениями. Проведенными исследованиями установлено, что конструкционные чугуны, выплавленные на доменных чугунах различных металлургических заводов, имеют неодинаковую склонность к образованию горячих трещин. Меньшей склонностью к горячему трещинообразованию обладают те чугуны, у которых крутой подъем кривой предусадочного расширения и наоборот, большей склонностью к образованию горячих трещин располагают те чугуны, которые имеют пологое начало кривой расширения.

В этой связи все исследованные чугуны по возрастанию склонности к образованию горячих трещин располагаются в следующий ряд:

1. Саткинский литейный.
2. Константиновский литейный.
3. Днепропетровский литейный.

4. Макеевский литейный.
5. Енакиевский литейный.
6. Саткинский передельный.
7. Макеевский передельный.
8. Днепропетровский передельный.
9. Нижнетагильский литейный.
10. Нижнетагильский передельный.

Таким образом, при получении отливок без горячих трещин наряду с мерами, предупреждающими их образование (температура заливки, теплопроводность формы, податливость формы стержней, вид связующих и др.) необходимо в шихту подбирать такие литейные и передельные чугуны, которые имеют большую крутизну предусадочного расширения.

ПОИСК «ВОЗОБНОВЛЯЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ» – ЛИТЬЕ ПО ЛЕДЯНЫМ МОДЕЛЯМ В ВАКУУМИРУЕМЫЕ ПЕСЧАНЫЕ ФОРМЫ

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

Возобновляемые ресурсы – природные ресурсы, запасы которых или восстанавливаются быстрее, чем используются, или не зависят от того, используются они или нет. Термин был введен в обращение как антитеза понятию «невозобновляемые ресурсы» (ресурсы, запасы которых могут быть исчерпаны при существующих темпах использования). Для наших широт воду (в трех ее агрегатных состояниях) осмелимся назвать природным возобновляемым материалом.

Использование льда в литейном производстве является экзотикой и обычно связано с описанием литья в песчаную замороженную форму, когда лед служит связующим песка (этот вид формовки вошел в литейные справочники многих стран), а также известны патенты ледяных литейных моделей, многоразовых извлекаемых и одноразовых разрушаемых. Последние описаны в короткой статье Гаврилина И. В. (Лит. пр-во, 1994, № 9, с. 14–15) и отдельных работах литейщиков США и КНР. Лед практически не используют в технике как конструкционный материал, особенно в таких вариантах как пенолед, микро- и макроармированный.

Кроме того, стремительное развитие литья по газифицируемым моделям (ЛГМ) вакуумируемые формы (ВФ) из сухого несвязанного песка, в том числе усилиями отечественной научной школы под рук. проф. Шинского О. И., в которой проведены эксперименты по регулированию охлаждения отливки путем дозированного введения воды в ВФ, показало перспективность (с точки зрения экологии и возобновления ресурсов) литья по ледяным моделям в ВФ при принудительном впитывании продуктов

тающей модели в песок. Дело в том, что ЛГМ в ВФ дает отличную от традиционных форм со связующим организационную структуру (архитектуру) технологии формовки (с резервом потенциала использования), и в это структурное «сооружение» концептуально вполне вписывается литье по впитываемым в песок лед-моделям.

Так были предложены способы получения оболочковой формы вокруг одноразовой лед-модели, в которых впитываемые в песок жидкие продукты модели использовали:

1) как реагент-отвердитель близлежащего слоя формы при добавке в песок сыпучего материала (гипс, цемент и др.), твердеющего при контакте с этим отвердителем и, в том числе, наносимого в виде облицовочного слоя (покрытия) на модель;

2) как носитель связующего, которое осаждается (нефильтрат) в поверхностном слое формы, связывает и, в значительной мере, герметизирует его.

Опробование этих технологий дало больше вопросов, чем ответов, однако проводимая оптимизация этих режимов литья вполне может дать высокотехнологичные способы получения отливок как отечественный вклад в эко- и ресурсосберегающую технологию в поле деятельности, где мы обладаем запатентованными приоритетами новизны.

ФОРМЫ И СТЕРЖНИ ИЗ СМЕСЕЙ С УЛУЧШЕННЫМИ СВОЙСТВАМИ, ИЗГОТОВЛЕННЫЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КВАРЦЕВЫХ ПЕСКОВ ФИРМЫ «КАОЛИН АД» (БОЛГАРИЯ)

Досев В. И.¹, Рачев П. В.¹, Пономаренко О. И.², Радченко А. А.³
(¹«Каолин АД», г. Русе, Болгария; ²НТУ «ХПИ», г. Харьков, Украина;
³ОАО «ХТЗ им. С. Орджоникидзе», г. Харьков, Украина)

В последние годы доминирующим технологическим процессом является изготовление отливок в разовых песчаных формах, в которых получают 65–70 % заготовок. Одной из основных причин этого является, кроме развития связующих систем, применение различных современных песков с определенными свойствами. Несмотря на мнение что, кварцевые пески

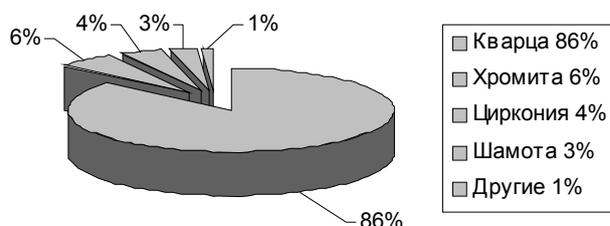


Рис. 1. Применяемость песков для производства литейных форм и стержней

(КП) достигли максимума своих возможностей, их применяют, и будут применять все более широко (рис. 1), что связано с их разнообразием, распространением, качеством и ценой.

Однако использование КП в современных процессах получения форм и стержней невозможно без улучшения их свойств.

Для решения этих задач, «Каолин АД» предлагает новую марку КП – UKSS1 (рис. 2).

Обычно литейщики подбирают необходимые КП в зависимости от материала и размера отливок, а также размера зерна и химического состава песка с одной целью – достижения возможно наилучших эксплуатационных свойства форм и стержней.

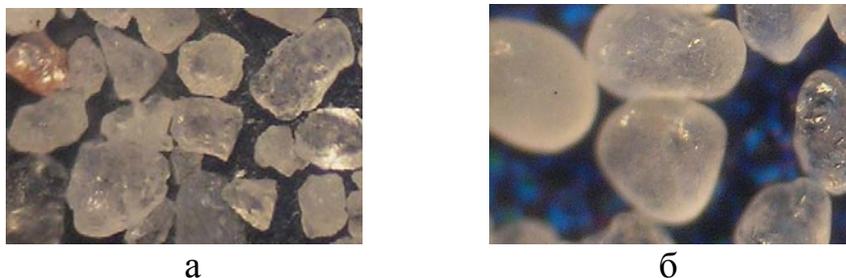


Рис. 2. КП: а – традиционный PK025; б – предлагаемый UKSS1

Необходимо также учитывать и то, что в последнее годы появились высокоэффективные связующие в технологическом и стоимостном отношении, которые в полной мере удовлетворяют экологическим нормам и условиям труда. Их применение, однако, оказывается в прямой зависимости не только от размера зерна и химического состава, но и от формы и состояния поверхности песков.

Обычно фирмы, поставляющие КП для литья, производят обогащение продуктов путем промывки, сушки с последующим просеиванием их в соответствии с требованиями клиента. Однако, форма зерен, и состояние поверхности КП зависят от природных условий и их невозможно получить путем дополнительной обработки (за исключением только синтетических песков). Учитывая это, Каолин АД добывает и предлагает литейщикам песок для производства отливок с лучшей морфологией. Суммарный коэффициент морфологии $K_{\text{мрт}}$ исследуемых КП, учитывающий соотношение между сферичностью и угловатостью зерен песка, определяли методом Руссел-Тейлор [1]. Для КП марки PK025, $K_{\text{мрт}} = 0,79$, для остальных и KLP026 он составлял – 0,85, а для UKSS1 – 0,96.

Известно [2, 3] что состояние поверхности является одним из основных факторов формирования адгезионной прочности между субстратом (КП) и адгезивом (связующим). Поэтому, можно ожидать, что более совершенная форма зерен определит более благоприятные условия работы связующего, получения лучших характеристик литейных смесей, форм и стержней, и возможность управления свойствами последних для снижения содержания органических смол и отвердителей.

Испытания исследуемых КП проводили при сопоставимых размерах зерен, AFS ($48^{+/- 2}$) и специфичности поверхности ВЕТ $\text{m}^2/\text{g}.$, совместно со связующими на процессах – No bake, Resol-CO₂, Cold Box и Hot Box.

Результаты показали, что прочность на изгиб при использовании КП марки KLP026 на 12...15 % выше по сравнению с песком PK025, а для марки UKSS1 наблюдается нарастание прочности уже на 25...30 %. Это объясняется тем фактом что, благодаря прогрессирующей овальности

формы песка марки UKSS1 к песку PK025 улучшается смачивание, увеличивается площадь контактного слоя и мостов между отдельными песчинками, а отсюда и повышение адгезионной прочности. Известно [4, 5], что адгезионная прочность является лимитирующим звеном. Следовательно, нарастание её в граничной зоне «субстрат-адгезив» закономерно ведет и к увеличению прочности смеси в целом.

Газопроницаемость смесей при использовании UKSS1 по сравнению с остальными исследованными КП выше на 15...35 %. Сопротивление разрушаемости поверхности стержней (эрозионная устойчивость) повысилось на 20...25 %. Газовыделение форм и стержней уменьшилось на 15...25 % при использовании UKSS1, после оптимизации физико-механических характеристик, за счет более низкого содержания связующего. Данные по выбиваемости показывают, что она улучшается на 15...20 %, особенно в случаях, когда оптимизация шла в сторону уменьшения связующего. В конечном счете, показано, что на процессах No Bake и Resol-CO₂ возможно уменьшение связующего в пределах 20...30 % в зависимости от вида используемого песка. Для Cold Box и Hot Box соответственно содержание связующего снизилось на 15...25 %.

Были проведены испытания КП UKSS1 на заводах фирм «Georg Fesher», Швейцария и «Mazon», Италия, где подтвердились его лучшие свойства по сравнению с использованием других кварцевых песков, и он был реализован в серийном производстве.

В заключении можно сказать, что:

– кварцевый песок UKSS1 фирмы Каолин АД [6] (Папернянский карьер) дает возможность гибкого выбора КП при производстве форм и стержней с различными связующими;

– применение UKSS1 приводит к улучшению физико-механических и технологических характеристик форм и стержней, при постоянном содержании связующих веществ;

– при сохранении существующих свойств форм и стержней, использование UKSS1 может привести к уменьшению содержания связующих на 20...30 %.

Результаты исследований показывают высокую эффективность применения новых кварцевых песков фирмы «Каолин АД» в современном производстве качественных отливок.

ЛИТЕРАТУРА

1. Досев В. И. Съвременните кварцови пясъци на Каолин АД-основа за ефективно технологично обновяване и модернизация в металолеемето / В. И. Досев, А. А. Вълчев, П. В. Рачев // *Машины. Технологии. Материали.* – София. – 2008. – № 2–3. – С. 18–20.
2. Берг П. П. *Формовочные материалы* / П. П. Берг. – М., 1963.
3. Адамсон А. *Физическая химия поверхностей* / А. Адамсон. – М., 1979.
4. Жуковский С. С. *Формы и стержни из холоднотвердеющих смесей* / С. С. Жуковский, А. М. Лясс. – М.: *Машиностроение.* – 1978. – 224 с.
5. Дорошенко С. П. *Способы регулирования прочности холоднотвердеющих смесей с фенолформальдегидными смолами* / С. П. Дорошенко, В. И. Досев, А. П. Макаревич // *Тезисы докладов научно-технического семинара «Прогрессивные технологические процессы изготовления отливок».* – Волгоград, 1981. – 87 с.
6. *Sales Expert Foundry Industry, Mishev A, 1164, Sofia, Bulgaria.*

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРОВАНИЯ НА КРАТКОВРЕМЕННУЮ ЖАРОСТОЙКОСТЬ ЧУГУНОВ

Доценко В. П., Доценко П. В.
(ОНПУ, г. Одесса, Украина)

Процесс окисления металлов и сплавов при высоких температурах зависит от различных факторов: температуры испытания; химического состава, как самого материала, так и продуктов, образующихся на поверхности в процессе окисления металлов; состава среды и времени пребывания в ней испытываемого материала.

В вопросах жаростойкости чугунов, наибольший интерес представляет изучение процесса их окисления, в зависимости от химического состава сплава и влияния различных элементов (хрома, алюминия). Исследование кратковременной жаростойкости проводилось на специально отлитых образцах [1].

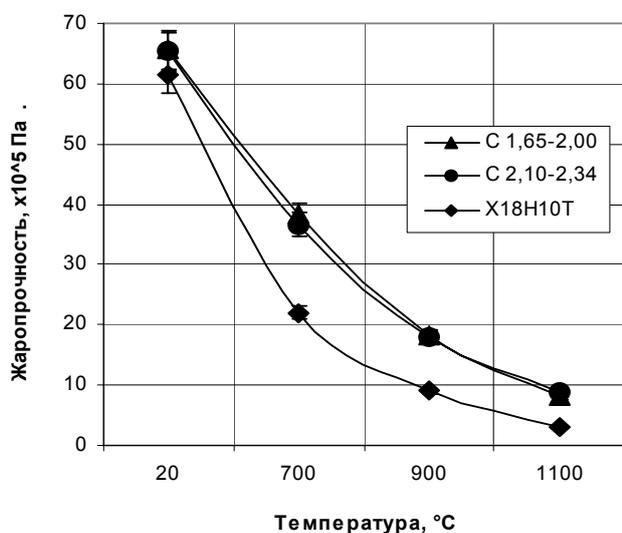


Рис. 1. Изменение кратковременной жаропрочности

На основании полученных результатов построен и представлен на рис. 1 график изменения кратковременной жаропрочности исследуемых сплавов и стали X18H10T в зависимости от изменения температуры испытания и содержания углерода в сплаве. Установлено, что с увеличением температуры испытания образцов кратковременная жаропрочность всех исследуемых сплавов резко уменьшается. В то же время опытные чугуны (рис. 1) обладают более высокой кратковременной жаропрочностью по сравнению со сталью X18H10T, так при температуре испытания образцов 900°C $\sigma_{жпр}$ чугунов в 2,5 раза выше, чем стали.

Анализ полученных результатов позволяет сделать следующие выводы.

Увеличение содержания углерода с 1,65 до 2,08 %; при равном количестве алюминия и хрома привело к уменьшению среднего привеса образцов во всех температурных интервалах почти в два раза. Аналогично увеличение содержания хрома от 8,4 до 20,4–20,6 % значительно улучшило жаропрочность. Но образцы из стали X18H10T показали более высокие значения по жаростойкости.

ЛИТЕРАТУРА

1. Герек А. Легированный чугун – конструкционный материал / А. Герек, Л. Байка. – М.: Металлургия, 1978. – 208 с.
2. Гольштейн Я. Е. Микролегирование стали и чугуна / Я. Е. Гольштейн. – М.: Машигиз, 1960. – 206 с.

ТЕХНОЛОГІЧНІ УМОВИ ВПЛИВУ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al-Si

Доценко Ю. В., Селівьорстов В. Ю., Калінін В. Т.
(НМетАУ, м. Дніпропетровськ, Україна)

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

До методів активної дії на формування структури злитків і виливків можна віднести як процеси, пов'язані із застосуванням тиску, введенням у розплав пружних коливань, дії концентрованими джерелами енергії, так і традиційне модифікування. При цьому, вказані процеси мають, зокрема, певну технологічну специфіку, свої переваги і недоліки. Аналіз результатів теоретичних досліджень і практичних даних показує, що при використанні різних способів впливу на процес кристалізації в переважному числі випадків, як робочий варіант, розглядається тільки один вибраний технологічний процес. Мало відомостей про використання комбінацій відомих способів впливу на процес структуроутворення литого металу.

На кафедрі ливарного виробництва Національної металургійної академії України розроблена технологія газодинамічного впливу на твердіючий в ливарній формі розплав. Результати лабораторних досліджень і промислових випробувань показали підвищення механічних властивостей литого металу і зниження браку по шпаристості при виробництві виливків із вуглецевої сталі і алюмінієвих сплавів. Зокрема, при виробництві виливків деталей «Опорний наконечник стійки конвеєра», що виготовляються зі сплаву АК5М способом лиття в кокіль в порядок технологічних операцій виготовлення виливка були включені такі етапи: проведення рафінування (препарат DEGASAL T 200) і введення модифікатора в розплав (препарат EUTEKTAL T 200), введення в робочу порожнину форми пристрою для подачі газу оригінальної конструкції, витримка виливка з пристроєм протягом заданого проміжку часу, подача газу (аргону) з вихідними показниками тиску 0,15–0,2 МПа, подальше нарощування тиску до 1–1,1 МПа і витримка під тиском до повного твердіння виливка. У результаті впровадження вказаної технології скоротилася кількість браку виливка по газу-садним свищам на 28 %, збільшилися на 25 % пластичні властивості литого металу, на 15–20 % вдалося знизити кількість модифікатора, а також знизити температуру і час обробки. Застосування комплексної технології газодинамічного впливу на розплав у ливарній формі та модифікування дозволяє добитися стійкого ефекту подрібнення кристалічної структури, зниження шпаристості, сприятливішого розподілу неметалевих включень

і підвищення механічних властивостей литого металу. Результати досліджень показали, що при використанні комплексної технології можливе зниження кількості вживаного модифікуючого препарату, температури розплаву та часу обробки його препаратом.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ РАСПЛАВОВ И МОДЕЛИРОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СИСТЕМЕ Cu–Fe–Ni

Древаль Л. А.¹, Абдулов А. Р.¹, Агравал П. Г.¹, Турчанин М. А.¹,
Великанова Т. Я.²
(¹ДГМА, г. Краматорск, Украина; ²ИПМ им. И. Н. Францевича
НАН Украины, г. Киев, Украина)

Сплавы системы Cu–Fe–Ni демонстрируют высокую коррозионную стойкость, особые магнитные, тепловые и электрические свойства. Поэтому данная система представляет особый интерес с точки зрения термодинамического моделирования стабильных и метастабильных фазовых превращений в ней. Проведение термодинамического описания системы затруднено в связи с отсутствием экспериментальной информации о термодинамических свойствах тройных расплавов.

Калориметрическое исследование парциальной энтальпии смешения никеля было проведено при 1873 К для сплавов с $x_{Ni} = 0–0,55$ вдоль разрезов с $x_{Cu}/x_{Fe} = 3, 1$ и $1/3$. В исследованной области составов функция $\Delta\bar{H}_{Ni}$ демонстрирует небольшие по абсолютной величине отрицательные значения. Интегральная энтальпия расплавов системы положительна в большей части концентрационного треугольника, рис. 1, а. Вклад тройного взаимодействия в интегральную энтальпию смешения является преимущественно положительным.

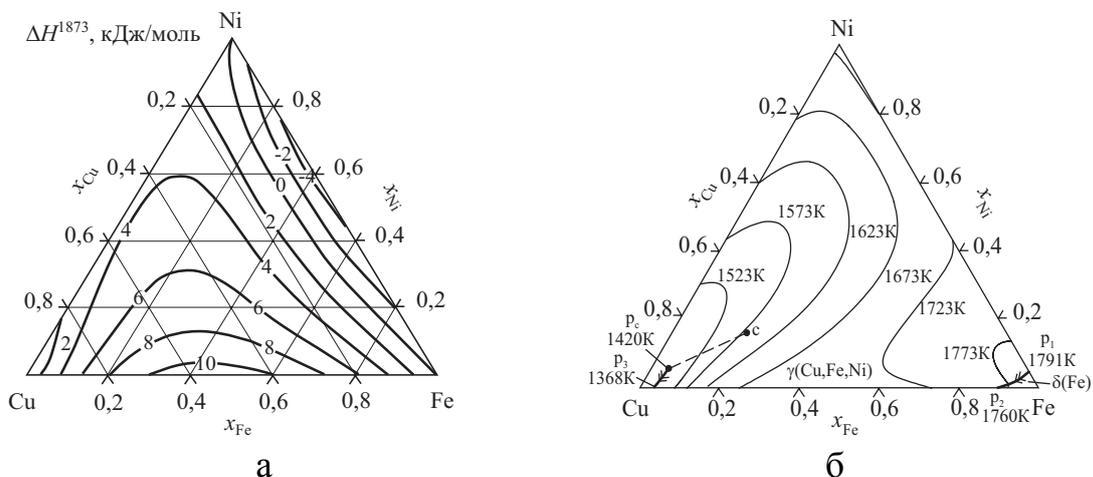


Рис. 1. Рассчитанные интегральная энтальпия смешения расплавов при 1873 К (а) и проекция поверхности ликвидуса в системе Cu–Fe–Ni (б)

Полученные экспериментальные данные и литературная информация о фазовых равновесиях и термодинамических свойствах фаз были использованы для термодинамического описания системы Cu–Fe–Ni в рамках CALPHAD-метода. Рассчитанные в рамках полученного термодинамического описания проекция поверхности ликвидуса (рис. 1, б), изотермические и политермические сечения диаграммы состояния системы удовлетворительно согласуются с соответствующей экспериментальной информацией. Получено корректное описание области расслоения ГЦК-раствора и оценены границы области метастабильного расслоения переохлажденных жидких сплавов.

Избыточная энергия Гиббса смешения фаз системы была описана в рамках модели Муджиану-Редлиха-Кистера.

ПАРЦИАЛЬНАЯ И ИНТЕГРАЛЬНАЯ ЭНТАЛЬПИИ СМЕШЕНИЯ ЖИДКИХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu–Fe–Co

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

Система Cu–Fe–Co является базовой для получения пересыщенных твердых растворов, демонстрирующих уникальный комплекс электрических и магнитных свойств. Для жидких трехкомпонентных сплавов наблюдается метастабильное расслоение в переохлажденном состоянии, что делает стабильные и метастабильные превращения в системе важным объектом термодинамического моделирования. Проведения корректного термодинамического описания системы усложняется отсутствием информации о термодинамических свойствах тройных расплавов.

Парциальная энтальпии смешения кобальта была исследована при 1873 К вдоль разрезов с $x_{\text{Cu}}/x_{\text{Fe}} = 3, 1$ и $1/3$ в области составов $x_{\text{Co}} = 0–0,55$ методом высокотемпературной изопериболической калориметрии. Функция $\Delta\bar{H}_{\text{Co}}$ является положительной в большей части концентрационного треугольника, отрицательные значения для этой функции наблюдаются вблизи бинарной системы Fe–Co и в области составов близких к чистому железу (рис. 1, а).

Для интегральной энтальпии смешения тройных расплавов характерны преимущественно положительные значения. Особенностью концентрационного хода функции ΔH является наличие обширного участка поверхности с $\sim 10–11$ кДж/моль на изотерме интегральной энтальпии смешения (рис. 1, б).

Концентрационный ход функций $\Delta\bar{H}_{\text{Co}}$ и ΔH указывает на важную роль взаимодействий компонентов в граничных системах. Вклад от тройного взаимодействия компонентов в интегральную энтальпию смешения является преимущественно положительным.

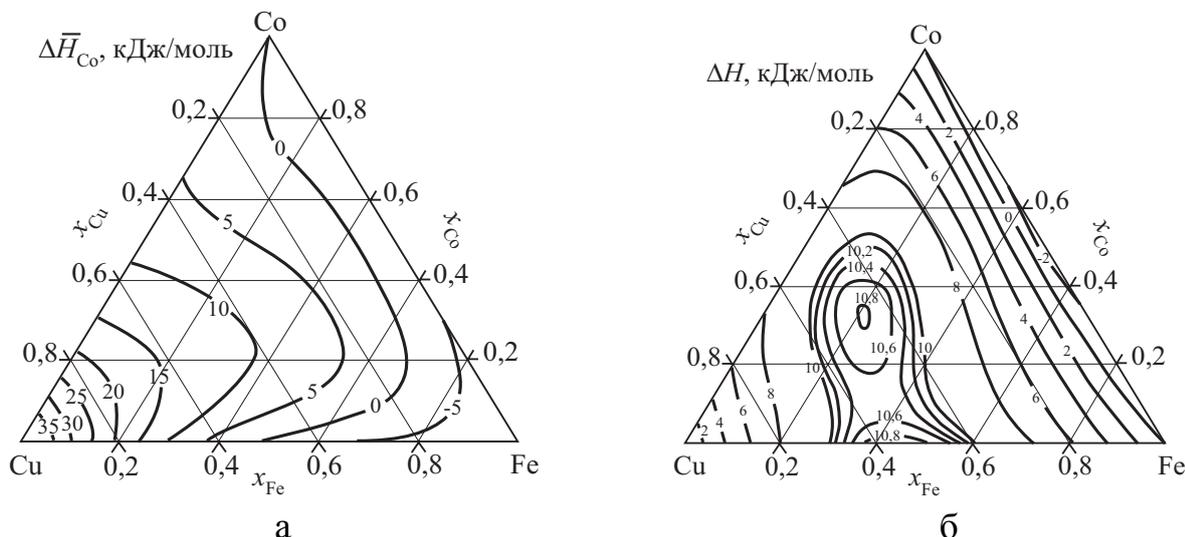


Рис. 1. Рассчитанные парциальная энтальпия смешения кобальта (а) и интегральная энтальпия смешения (б) расплавов при 1873 К, кДж/моль

КАЛОРИМЕТРИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЭНТАЛЬПИЙ СМЕШЕНИЯ РАСПЛАВОВ СИСТЕМ Cu–Fe–Cr И Cu–Fe–V

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

Калориметрическое исследование парциальных энтальпий смешения хрома и ванадия были выполнено при 1873 К вдоль разрезов с $x_{Cu}/x_{Fe} = 3, 1$ и $1/3$ в интервале составов $x_{Cr} = 0-0,45$ и $x_V = 0-0,55$. Экспериментальные значения функций $\Delta\bar{H}_{Cr}$ и $\Delta\bar{H}_V$ даны на рис. 1 совместно с их концентрационными зависимостями в двойных расплавах Cu–Cr [1], Fe–Cr [2] и Cu–V [3], Fe–V [4].

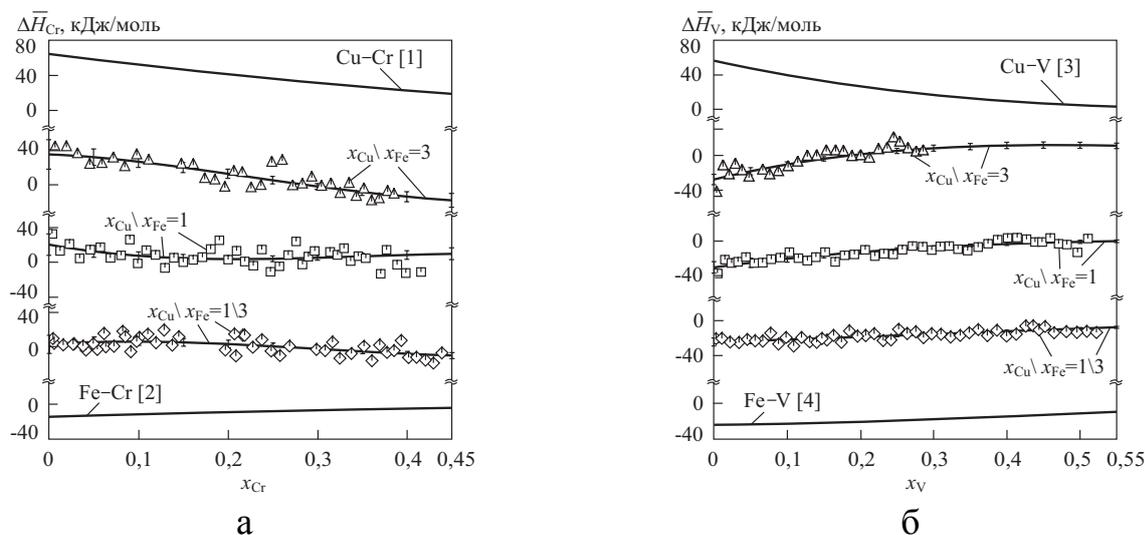


Рис. 1. Парциальные энтальпии смешения хрома (а) и ванадия (б) в тройных и двойных жидких сплавах при 1873 К

В системе Cu–Fe–Cr для функции $\Delta\bar{H}_{Cr}$ характерны преимущественно положительные, а в системе Cu–Fe–V для функции $\Delta\bar{H}_V$ – преимущественно отрицательные значения в исследованной области составов. Концентрационный ход этих функций указывает на исключительно важную роль взаимодействий компонентов в граничных системах Cu–Cr и Fe–V при образовании соответствующих трехкомпонентных жидких сплавов.

В системе Cu–Fe–Cr функция ΔH демонстрирует положительные значения вдоль всех изученных разрезов во всем интервале составов. В системе Cu–Fe–V функция ΔH является знакопеременной.

ЛИТЕРАТУРА

1. Турчанин М. А. Фазовые равновесия и термодинамика систем меди с 3d-металлами : часть 3. Система медь–хром / М. А. Турчанин // Порошковая металлургия. – 2006. – № 9–10. – С. 59–71.
2. Andersson J. O. Thermodynamic properties of the Cr–Fe System / J. O. Andersson, B. Sundman // CALPHAD. – 1987. – V. 11. – N. 1. – P. 83–92.
3. Thermodynamic reassessment of the Cu–V system supported by key experiments / J. Zhao, Y. Du, L. Zhang, H. Xu // CALPHAD. – 2008. – V. 32. – P. 252–255.
4. Huang W. A thermodynamic evaluation of the Fe–V–C system / W. Huang // Z. Metallkd. – 1991. – V. 82. – N. 5. – P. 391–401.

РАЗРАБОТКА ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ПЕРЕМЕШИВАТЕЛЯ ПУЛЬСИРУЮЩЕГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ ДЛЯ ПЛАВКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ В ОТРАЖАТЕЛЬНЫХ ПЕЧАХ БОЛЬШОЙ ВМЕСТИМОСТИ

Дубоделов В. И., Фиксен В. Н., Слажнев Н. А., Горшков А. О.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

В настоящее время в Физико-технологическом институте металлов и сплавов Национальной академии наук Украины проводятся работы, направленные на создание электромагнитных перемешивателей пульсирующего магнитного поля (ЭМП-ПМП) для их использования в отражательных плавильных печах вместимостью 5–20 тонн алюминиевого сплава. Наряду с научными исследованиями, ставится задача определить область рационального применения такого оборудования с учетом того, что на ряде промышленных предприятий различных стран успешно используют электромагнитные перемешиватели бегущего магнитного поля.

Исследования проводились с использованием методов математического и физического моделирования. Была изготовлена физическая модель, состоящая из обогреваемого тигля вместимостью 300 кг жидкого алюминиевого сплава и ЭМП-ПМП с максимальной активной мощностью 19 кВт. Расстояние от полюса до расплава составляло 135 мм, а величина магнитной индукции на границе с металлом – 0,06 Тесла. Скорость расплава в ядре потока достигала 1 м/с. Расчет показывает, что в ванне большей вместимости такая скорость будет сохраняться на расстоянии не менее 1,2 м от стенки печи, вблизи которой расположен перемешиватель.

Методом математического моделирования определено поле скоростей в печи с размерами $2000 \times 3000 \times 500$ мм, что соответствует загрузке печи жидким алюминием массой около 7,2 т. Одна из главных особенностей нового ЭМП-ПМП состоит в том, что перенос более холодного металлического расплава со дна ванны на поверхность осуществляется прямым действием электромагнитных сил, в отличие от электромагнитных перемешивателей бегущего магнитного поля, которые сообщают расплаву вращательное движение в горизонтальной плоскости, а уже оно частично вовлекает в перемешивание и другие слои металла.

Исследовано влияние расстояния от полюса индуктора до жидкого металла на скорость жидкого алюминия в ядре потока. Показано, что критическим значением этой величины для данного однополюсного ЭМП-ПМП является расстояние в 200 мм, так как при этом скорость расплава снижается в три раза. Для сравнения отметим, что при использовании перемешивателей бегущего магнитного поля индуктор в стенке печи, как правило, располагают в 60–100 мм от жидкого металла. Таким образом, применение ЭМП-ПМП создает предпосылки повышения надежности и эффективности работы системы «печь (миксер) – перемешиватель».

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИЧИН ВОЗНИКНОВЕНИЯ ДЕФЕКТОВ НА ПОВЕРХНОСТИ ОТЛИВОК ИЗ ВОЗВРАТА ЖАРОСТОЙКОГО СПЛАВА ВЖЛ12Э-ВИ ПРИ УЛЬТРАФИОЛЕТОВОМ СВЕЧЕНИИ (УФС)

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

(¹Проектный институт «Титана» г. Запорожье, Украина;

²ЗНТУ, г. Запорожье, Украина; ³Запорожский машиностроительный завод им. В. И. Омельченко, г. Запорожье, Украина)

Актуальным направлением современности в области литейного производства является поиск и разработка возможностей многократного использования технологического возврата.

С этой целью был проведен ряд опытных плавов с использованием жаростойкого сплава ВЖЛ12Э-ВИ. В плавку вводился технологический возврат в следующем соотношении: 80 % чистого сплава и 20 % возврата сплава ВЖЛ12Э-ВИ.

Главной задачей проведения исследований, было получить качественный сплав для последующего его использования в технологическом цикле литья деталей для отрасли газотурбостроения.

Анализ полученных деталей показал, что порядка 40 % готовых деталей отбраковывались при люминесцентном контроле, и отправлялось назад на переплавку, а с многократным переплавом подобного возврата брак доходил до 70 %.

Причиной отбраковки деталей на люминесцентном контроле были свечения на поверхности отливок. Описываемые свечения разделились на две группы, первые напоминали единичные штриховидные свечения, а вторые представляли собой множественные точечные свечения на поверхности отливок. Таким образом, появившийся брак деталей потребовал немедленного его устранения. В связи с этим было принято решение изучить причины возникновения брака и в дальнейшем разработать методы по его устранению.

Все детали пораженные дефектами были направлены на исследования в лабораторию.

Осмотр деталей при увеличении $\times 16$ показал, что в местах штриховых и точечных свечений люминофора имеются несплошности поверхности, уходящие в глубь отливки. Проведение металлографических исследований образцов показало, что в местах брака имеются микро-рыхлоты усадочного характера и плены с гнездообразными и точечными включениями в них. Для определения природы этих включений образцы были дополнительно обработаны в специальном реактиве, что позволило определить их как нитриды и карбонитриды титана.

Используя полученные данные можно классифицировать исследуемые дефекты как дефекты литейного происхождения.

Наличие штрихового свечения на поверхности отливки и результаты, полученные при бинокулярном осмотре, позволяют определить его как дефект под названием «плен», а точечные свечения как известный в литейной практике жаростойких сплавов дефект под названием «сыпь».

Прежде всего, двигаясь в направлении устранения причин влияющих на появление брака необходимо рассмотреть два фактора:

- характеристики ведения плавки;
- степень загрязненности используемого возврата.

Согласно серийной технологии плавку вели на установке УППФ-3М в тигле емкостью 15 кг. Расплав нагревался до температуры $1650^{\pm 20}$ °С, затем после некоторой выдержки, расплав охлаждали до температуры заливки (1400–1450 °С) и разливали в формы.

Анализируя состав шихты, а именно способ ее происхождения, можно определить какие включения с какими элементами шихты попадают в расплав.

Таким образом, проанализировав имеющиеся дефекты и природу их возникновения, стало возможным определение способов их устранения. То есть стал вопрос о необходимости очистки расплава перед его использованием. Для повышения качества сплава были предприняты следующие меры:

- подбор метода очистки расплава от нежелательных включений;
- отказались от дошихтовки возврата для литья деталей, разделили процесс переработки возврата на 2 части.

Первая часть процесса – это получение качественной заготовки, и вторая часть – это литье деталей из полученной заготовки.

Наиболее доступным в плане быстрого внедрения с малыми затратами был выбран метод термовременной обработки расплава. Данный способ очистки расплава доступен, так как может проводиться на имеющемся технологическом оборудовании с небольшим внесением корректив в технологический процесс. Данный способ очистки расплава предполагает перегрев расплава выше температуры ликвидус более 400 °С.

В дальнейшем для использования метода температурно-временной обработки планируется провести углубленное исследование по следующим направлениям:

- определить критические температуры, свойственные сплаву ВЖЛ12Э-ВИ;
- рассмотреть механизм кристаллизации слитка, разделив слиток на температурные зоны;
- эмпирически определить время выдержки расплава при заданной температуре перегрева;
- провести опытные плавки в вакууме с использованием защитной среды аргона;
- рассмотреть способы проведения направленной кристаллизации слитка.

Решение поставленных задач даст возможность устранить брак, освоить технологию переработки возврата собственного производства и отказаться от покупки дорогих шихтовых материалов за рубежом.

ИННОВАЦИОННОЕ НАПРАВЛЕНИЕ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИИ ЛИТЬЯ МЕТАЛЛОВ. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КЕРАМИЧЕСКИХ ФИЛЬТРОВ ИЗ КАРБИДА ТИТАНА. АНАЛИЗ И ОПЫТ ПРИМЕНЕНИЯ

Ермоленко А. А.

(ООО «Термосинтез», г. Челябинск, Россия)

Перед выделением некоторых особенностей керамических фильтров ФКТ («Термосинтез», г. Челябинск) необходимо обобщить характеристики и свойства всех типов производимых фильтров. Производятся три основных типа: пенокерамические, эксгрудированные керамические и прессованные керамические.

1. Пенокерамические фильтры (ПКФ) производят путем пропитки открытопористого поролон водной суспензией керамического морощка с последующими сушкой и обжигом. Среди главных преимуществ ПКФ – возможность варьирования в широких пределах пористости фильтров и максимальная способность, по сравнению с другими типами фильтров, к задерживанию неметаллических включений. К недостаткам относятся быстрое снижение пропускной способности, формированию брызг металла,

а также низкая механическая прочность, особенно в условиях высокотемпературного литья стали. Низкая механическая прочность является главным ограничением применимости фильтров при литье массивных отливок.

2. Экструдированные керамические фильтры (ЭКФ). Наименее распространены в практике литейного производства. Получают путем продавливания влажной керамической массы через специальные фильеры с последующими резкой, сушкой и обжигом. Относятся к прямоточным фильтрам. Обладают большей механической прочностью, нежели ПКФ. Эффективность фильтрации несколько ниже, чем у ПКФ, однако формируют устойчивый равномерный ламинарный поток металла после фильтра. Применение ЭКФ ограничено литьем цветных металлов и чугунов. В литье стали не используется вследствие низкой физико-химической стойкости.

3. Прессованные керамические фильтры (ПрессКФ). Также относятся к прямоточным фильтрам. Получают путем прессования влажной керамической массы с последующими сушкой и обжигом. Среди всех типов керамических фильтров обладают наивысшей механической прочностью. Демонстрируют несколько худшую способность к задерживанию неметаллических включений, нежели ПКФ, но выше, чем у ЭКФ. Формируют устойчивый ламинарный поток металла после фильтра, что способствует снижению брака отливок по дефектам, связанным с окислением металла в литниковой системе (оксидные включения, плёнки), а также брака по неслитинам, неспаям и газовой пористости. Фильтры применяют во всех типах литья, в т. ч. для стального литья.

Таким образом, два конкурирующих типа керамических фильтров в литейном производстве имеют свои плюсы и минусы. ПКФ могут эффективно применяться для тонкой фильтрации металлов, в т. ч. в стальном литье не очень массивных отливок. Пресс КФ несколько хуже задерживают неметаллические включения, однако, эффективнее, нежели ПКФ, снижают брак отливок, связанный с окислением металла в литниковых системах и турбулентностью потока металла. Пресс КФ вследствие максимальной механической прочности успешно работают в условиях литья массивных отливок и ударного воздействия потока металла. К ПрессКФ относятся фильтры ФКТ, производимые компанией «ТС».

Практически все типы керамических фильтров изготавливают из традиционной кислородсодержащей (оксидной) керамики (главным образом на основе алюмосиликатов). Исключение составляют не очень распространенные ПКФ из карбида кремния, применяемые только в литье чугунов (в стальных расплавах SiC разрушается). Особенностью массового производства керамических фильтров является использование электрических и газовых печей, обеспечивающих максимальную температуру обжига не более 1400 °С. При данной температуре алюмосиликаты, особенно в присутствии активаторов спекания (легкоплавкие компоненты), подвергаются достаточно эффективному спеканию с получением прочных фильтров при низких температурах (типа фарфоров). Однако температура

фильтруемых расплавов в этом случае ограничивается 1400–1500 °С. При больших температурах возможно разрушение фильтра. Поэтому фильтры всех типов чаще всего применяют в литье цветных сплавов и чугунов. В стальных расплавах (температуры 1550–1700 °С), несмотря на заверения производителей, фильтры из оксидной керамики нестабильны и часто подвержены разрушению, особенно при литье массивных отливок (свыше 500 кг). Исключением являются пенокерамические фильтры из стабилизированного диоксида циркония ZrO_2 . Стабилизированный диоксид циркония, содержащий специальные добавки, обладает хорошей спекаемостью и ПКФ из ZrO_2 могут применяться в стальном литье до 1700 °С. Однако на практике такие фильтры могут работать только в литье не очень массивных отливок вследствие невысокой механической прочности фильтров ПКФ вообще.

Особенности фильтров ФКТ (компании «ТС») на фоне рассмотренных свойств фильтров различных типов состоят в следующем. В основе получения фильтров ФКТ лежит не просто спекание, а реакционное спекание-синтез, в результате которого температура процесса достигает 2700–2900 °С. В результате этого получается фильтр из полуспеченно-полуплавленного карбида титана, обладающего высокой прочностью в высокотемпературных условиях. Кроме этого прессованный характер фильтра изначально обеспечивает более высокую прочность в условиях литья при повышенных температурах. Исследования и практика показали, что фильтры ФКТ могут эксплуатироваться при температурах расплавов до 2000 °С. Данные аспекты делают фильтры ФКТ незаменимыми в стальном литье, особенно массивных отливок. Испытания серийно выпускаемых фильтров ФКТ Кр 100-15-4 диаметром 100 мм и толщиной 15 мм показали надежность работы фильтра при пропускании через него стали при температуре 1650 °С в количестве до 3-х тонн. Кроме всех достоинств прессованных фильтров, фильтры ФКТ из модифицированного карбида титана также дополнительно отличает способность к некоторому раскислению пропускаемого через них металла. Образующиеся в результате раскисления тугоплавкие оксиды титана сохраняются в структуре фильтра. Один фильтр ФКТ Кр 100-15-4 может «взять на себя» до 46 г растворенного в металле кислорода.

Одним из аспектов фильтров ФКТ является возможность их использования в литье магниевых сплавов. Все типы фильтров из оксидной керамики, в т. ч. из ZrO_2 , не выдерживают воздействия сильнейшего восстановителя магния, в результате чего происходит восстановление входящих в состав фильтра оксидов (в т. ч. вредного для магниевых сплавов кремния) с последующим его разрушением. Карбид титана фильтров ФКТ обладает химической и механической стойкостью в среде расплавленного магния и его сплавов.

ВЛИЯНИЕ ГИДРОДИНАМИКИ ПРОМЕЖУТОЧНОГО КОВША НА ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ УДАЛЕНИИ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В ПРОМКОВШАХ МНЛЗ

Ефимова В. Г., Ефимов Г. В.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

В Физико-технологическом институте металлов и сплавов НАН Украины совместно с сотрудниками ОАО МК «Азовсталь» разработан ряд технологий, позволяющих значительно повысить качество выпускаемой продукции. Эти технологии отличаются простотой и доступностью, а их осуществление заключается в некотором изменении внутренней конструкции промежуточного ковша (ПК) и его футеровки.

Имеющиеся конструкция ПК в достаточной степени обеспечивают удаление экзогенных, а также сформировавшихся эндогенных неметаллических включений (НВ). Для их удаления необходимы многостадийные преобразования до выделения их в виде самостоятельной фазы, имеющей достаточные размеры. В соответствии с теоретическими принципами удаления НВ, в наибольшей степени интенсифицирует этот процесс коагуляция и продолжительность пребывания в ПК. ПК должен обеспечивать условия, интенсифицирующие процесс коагуляции, увеличивать время пребывания НВ в ПК, а так же обеспечить длительный контакт со шлаковой фазой.

В процессе моделирования было установлено, что наилучшие результаты могут быть достигнуты при оборудовании промковша дополнительной реакционной камерой. Причем гидродинамика в промковше должна обеспечивать наличие эффективных вихреобразных структур, как в реакционной, так и в раздаточной камере.

Дополнительная реакционная камера может быть получена за счет установки дополнительной перегородки. Каждая перегородка является холодильником, понижающим температуру металла за счет отбора (аккумуляции) тепла металла огнеупорами перегородки. Особенно сильно металл охлаждается в начальный период разливки, когда первые, небольшие по объему, порции металла вступают в контакт с футеровкой днища промковша, а также с огнеупорами перегородок. Это может значительно снизить температуру металла, особенно в области стакан-стопор и приморозить последний, создав аварийную ситуацию. Поэтому конструкция перегородок должна предусматривать большую пропускную способность металла в первые моменты разливки. В этом случае большие объемы металла снизят удельные тепловые потери. Наиболее подходящими огнеупорами для перегородок и футеровки являются периклаз и корунд.

Совместно с МК «Азовсталь» нами была разработана конструкция реакционных камер. Перегородки обеспечивают минимальные удельные теплотери в начальный период разливки.

Все промышленные испытания проводились на стали марки К-60. Они показали, что применение промковшей с реакционными камерами повышает чистоту стали, с точки зрения содержания неметаллических включений, в среднем на 0,6 балла по среднему баллу и на 0,8 балла по максимальному баллу. Это позволяет получать металл более высокой чистоты и повысить выход годного на 20–30 %.

В результате проведенных исследований и промышленных испытаний на ОАО МК «Азовсталь» внедрена технология рафинирования стали от неметаллических включений с использованием реакционных камер. Применение данной технологии позволяет снизить содержание неметаллических включений до 2-го и 3-го уровня качества, согласно ТТ232-60-2005 к трубному металлу. Внедрение технологии повышает выход годного на 20–30 %.

МНОГОЦВЕТОВОЙ БЕСКОНТАКТНЫЙ КОНТРОЛЬ ТЕМПЕРАТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

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

Повышение качества высокотемпературного контроля в металлургии и металлургии машиностроения, является одним из важнейших направлений для снижения энерго- и ресурсозатрат. Наиболее применимой в данных условиях технологией, является бесконтактный оптический контроль. Объекты контроля: заготовка под кристаллизатором МНЛЗ; металлический лист, жидкий металл в струе или потоке на выпуске или сливе из металлургических агрегатов и др. Для указанных объектов характерными являются изменяющиеся случайным образом спектральные распределения излучательной способности (ε) и коэффициента пропускания промежуточной среды (τ).

Известно, что классические технологии оптической термометрии (КОТ-технологии) могут быть использованы на открытых контролируемых объектах, без калибровки, в случае «черного тела» для энергетической и «черного и серого тела» для двухцветовой пирометрии излучения. Классическими принято считать одно- и двухцветовые методы пирометрии. В других условиях их возможности ограничены известными проблемами, в том числе нестабильностью ε и τ .

В результате выполненных авторами теоретических и экспериментальных исследований установлены закономерности влияния спектральных характеристик термометрируемых объектов и систем многоцветовой пирометрии излучения соответственно на эквивалентные излучательную способность (ε_{λ}) и длину волны (λ_{λ}), а также на многоцветовые температуры излучения. Доказана достаточно тесная для термометрии корреляция

измеряемых при определенных условиях многоцветовых температур излучения с температурой излучающей поверхности металла через предложенную так называемую характеристическую температуру излучения. Разработаны спектрально-компенсационные априорные и апостериорные методы и средства многоцветовой термометрии объектов со случайно изменяющимися излучательными характеристиками их поверхности и пропусканием промежуточной среды.

Новые технологии спектрально-компенсационной многоцветовой пирометрии (СКМТ-технологии) разработанные специалистами ФТИМС НАН Украины обеспечивают бесконтактный непрерывный термоконтроль открытых объектов с изменяющимися излучательными характеристиками. При сравнительных исследованиях метрологических характеристик термоконтроля металлической поверхности со случайно изменяющейся от 0,2 до 0,9 излучательной способностью установлено, что методические погрешности новых спектрально-компенсационных технологий практически на порядок ниже погрешностей известной яркостной и двухцветовой пирометрии излучения.

ПЕРЕНОСНОЙ ТЕРМОМЕТР ТПК-05

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

Термометр переносной контактный ТПК-05 предназначен для измерений температуры металлических расплавов.

В состав термометра входят: переносной микропроцессорный вторичный измерительный преобразователь (ВИП-П), удлинительная штанга с терморазъёмом и сменными термоэлектрическими преобразователями типа ТСП.

Технические характеристики ВИП-П

1. Диапазон измерений, 0–1800 °С.
2. ВИП-П обеспечивает возможность работы в комплекте с термоэлектрическими преобразователями, имеющими следующие номинальные статические характеристики: ВР/А/-1, ВР/А/-2, ВР/А/-3, ПП/С/, ПР/В/, ХА и ХК/Л/.
3. Разрешающая способность ВИП-П, 1,0 °С
4. Объём памяти ВИП-П (значений измеренных температур) 110.
5. Погрешность ТПК-05 определяется погрешностью первичного термоэлектрического преобразователя.
6. Систематическая составляющая абсолютной основной погрешности ВИП-П, вызванная нелинейностью номинальной статической характеристики первичного термоэлектрического преобразователя, не более $\pm 0,2$ °С.
7. Погрешность измерений температуры «холодных концов», $\pm 1,0$ °С.

8. Питание ВИП-П осуществляется от 3-х элементов напряжением, 1,5 В.

9. Масса ВИП-П (без штанги), не более 1,0 кг.

10. Встроенные функции ВИП-П:

- автоматическая компенсация температуры «холодных концов»;
- диагностика обрыва в измерительной цепи, состояния источника питания и работоспособности электронной части;
- световая и звуковая сигнализация окончания измерения;
- запоминание и протоколирование результатов измерения с возможностью последующего считывания по интерфейсу;
- сокращение времени измерения за счет функции прогнозирования (T_{\max}).

Для ТПК-05 поставляется термоэлектрический сменный пакет (ТСП).

Отличительной чертой данной конструкции термоэлектрического пакета является повышенная стойкость к металлическим расплавам, что снижает себестоимость измерений, глубина погружения в расплав до 80 мм.

УСТАНОВКА ЭКСПРЕСС-АНАЛИЗА ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ЧУГУНА (УТЭА-Ч)

Жуков Л. Ф., Гончаров А. Л.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Установка предназначена для оперативного определения содержания углерода, кремния и марганца в чугуне непосредственно в процессе получения и обработки жидкого металла.

УТЭА-Ч рекомендуется применять на машиностроительных и металлургических предприятиях.

Принцип действия установки основан на измерении термо-ЭДС в термоэлектрической цепи «горячий электрод – анализируемый образец», величина которой зависит от состава образца.

УТЭА-Ч состоит из первичного термоэлектрического модуля (ПТМ) и вторичного микропроцессорного преобразователя (ВМП).

ПТМ в процессе работы формирует следующие сигналы:

- термо-ЭДС, обусловленная составом образца;
- момент контакта с анализируемым образцом;
- текущее тепловое состояние нагреваемого электрода.

ВМП –обеспечивает:

- измерения термо-ЭДС в термоэлектрической цепи ПТМ горячий электрод – анализируемый образец;
- анализ достоверности измерений и накопление необходимой выборки измерений по анализируемой пробе чугуна;
- вычисление по полученной выборке термо-ЭДС содержания С, Si, Mn в пробе чугуна;

- контроль функционирования ПТМ и управление тепловым состоянием нагреваемого электрода;
- контроль последовательности операций при проведении экспресс-анализа пробы чугуна;
- индикацию результатов анализа и сообщений.

На рис. 1 приведена электрическая схема установки.

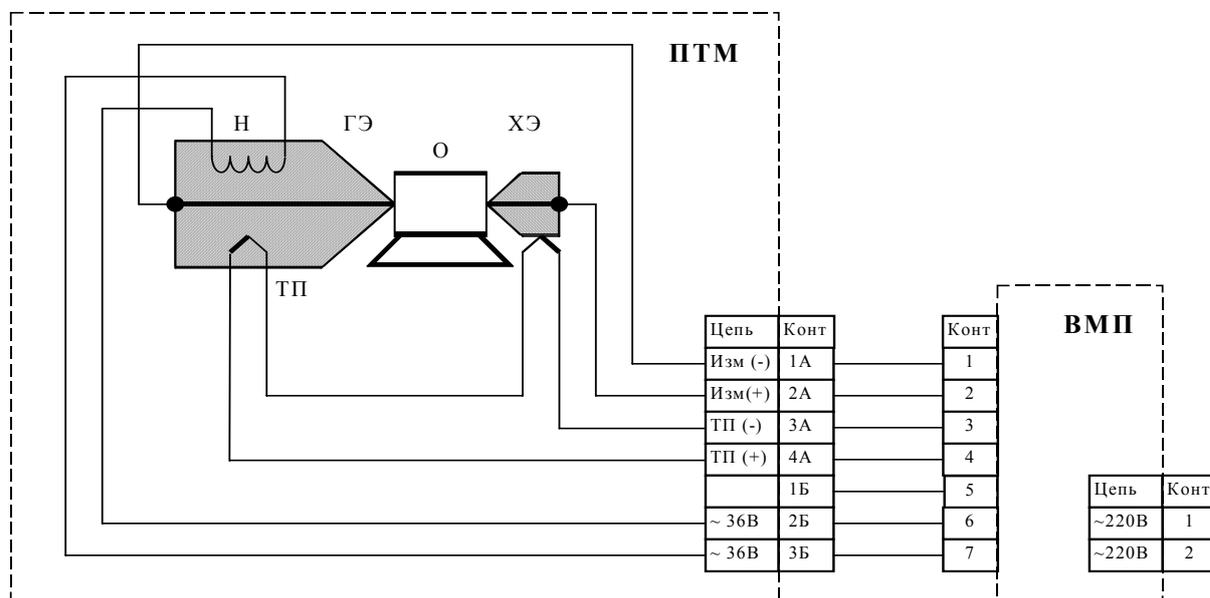


Рис. 1. Электрическая схема УТЭА-Ч

В состав ПТМ входят горячий электрод (ГЭ), каретка с подложкой для образцов и холодным электродом (ХЭ), механизм привода и станина. Внутри ГЭ расположены термопреобразователь (ТП) и нагреватель (Н) для контроля регулирования температуры ГЭ.

ВМП выполнен в пылезащитном корпусе и монтируется в пульт или щит. На лицевой панели расположены клавиатура, цифровой индикатор и вспомогательные индикаторы. Лицевая панель герметично закрыта защитной пленкой.

Установка работает следующим образом:

После включения УТЭА-Ч осуществляется автоматический разогрев ГЭ до рабочей температуры (~ 30 мин), после чего установка готова к работе и может находиться в режиме готовности любое время.

Заранее подготовленные для анализа образцы чугуна серой, белой и отбеленной структуры поочередно устанавливаются на подложку установки, на которой к противоположным торцам образца прижимаются ГЭ и ХЭ. Термо-ЭДС в образованной измерительной цепи фиксируется ВМП. После проведенных измерений ВМП проводит расчет процентного содержания углерода, кремния и марганца и результаты расчета индицируются на цифровом индикаторе.

УТЭА-Ч имеет ряд преимуществ по сравнению с предыдущими решениями, в том числе: четыре градуировочных канала, более высокие чувствительность ПТМ, сходимость результатов анализа и эксплуатационный ресурс ГЭ, а также существенно уменьшенные габариты и вес.

ВЛИЯНИЕ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ И ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НА ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩИЕ РЕЖИМЫ ПЛАВКИ МЕТАЛЛА В ОШЛАКОВАННЫХ ПЕЧАХ

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

Плавка чугуна в литейном производстве часто проводится в ошлакованных печах. Поэтому особый практический интерес представляет разработка энергосберегающих режимов управления непрерывными процессами выплавки металла в таких условиях. В результате проведенных исследований было установлено, что ошлакование не только количественно, но и качественно изменяет воздействие металлургических и энергетических параметров на энергозатраты и производительность индукционной плавки. Полученные результаты использованы при разработке стратегии управления выплавкой металла в ошлакованных печах, которая принципиально, по указанной выше причине, отличается от управления для чистых печей.

Таким образом, в результате исследований влияния металлургических и энергетических параметров на энергозатраты и производительность плавки, разработаны энергосберегающие режимы управления выплавкой чугуна в ошлакованных печах. Основные отличия разработанных методов управления от процесса плавки чугуна в чистых печах обусловлены качественным и количественным изменением влияния металлургических и энергетических параметров под воздействием ошлакования. Управление основано на оптимальном сочетании мощности печи, массы зумпфа и доз шихты, температуры и режима наплавления печи металлом, очередности загрузки шихтовых материалов и на непрерывном комплексном контроле температуры расплава в печах. Новые методы позволяют уменьшить удельные энергозатраты и поднять производительность печей, соответственно на 20–40 и 40–50 %.

РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИЕ РЕЖИМЫ ПЛАВКИ МЕТАЛЛА В ОШЛАКОВАННЫХ ПЕЧАХ

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

Плавка чугуна в литейном производстве часто проводится в ошлакованных печах. Поэтому особый практический интерес представляет разработка энергосберегающих режимов управления непрерывными процессами выплавки металла в таких условиях. В результате проведенных исследований было установлено, что ошлакование не только количественно, но и качественно изменяет воздействие металлургических и энергетических параметров на энергозатраты и производительность индукционной плавки.

Полученные результаты использованы при разработке управления выплавкой металла в ошлакованных печах, которое принципиально, по указанной выше причине, отличается от управления для чистых печей.

Таким образом, в результате исследований влияния металлургических и энергетических параметров на энергозатраты и производительность плавки, разработаны энергосберегающие режимы управления выплавкой чугуна в ошлакованных печах. Основные отличия разработанных методов управления от процесса плавки чугуна в чистых печах обусловлены качественным и количественным изменением влияния металлургических и энергетических параметров под воздействием ошлакования. Управление основано на оптимальном сочетании мощности печи, массы зумпфа и доз шихты, температуры и режима наплавления печи металлом, очередности загрузки шихтовых материалов и на непрерывном комплексном контроле температуры расплава в печах. Новые методы позволяют уменьшить удельные энергозатраты и поднять производительность печей, соответственно на 20–40 и 40–50 %.

РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩЕЕ УПРАВЛЕНИЕ ПЛАВКОЙ МЕТАЛЛА В ЧИСТЫХ ИНДУКЦИОННЫХ ТИГЕЛЬНЫХ ПЕЧАХ

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

В результате исследований комплексного влияния металлургических и энергетических параметров на энергозатраты и производительность плавки на основе непрерывного температурного контроля разработаны энергосберегающие режимы и методы управления непрерывными процессами получения жидкого металла в индукционных тигельных печах. Управление обеспечивает стабильное получение качественного жидкого чугуна при минимально возможных энергозатратах и максимальной производительности процессов за счет оптимальных температурно-шлаковых режимов и термовременной обработки, а также оптимального сочетания значений определяющих параметров: мощности, массы зумпфа и доз шихты, режимов и очередности загрузки шихтовых материалов, температуры наплавления печи металлом. Методы основаны на комплексном контроле и управлении температурными режимами плавки с учетом технических характеристик печей, термодинамических и кинетических закономерностей плавления и растворения шихтовых материалов в железоуглеродистых расплавах и предусматривает интенсивное электромагнитное перемешивание расплава, изотермический режим наплавления, поддержание максимальной разности концентрации основных элементов в расплаве и шихтовых материалах.

По сравнению с известными решениями разработанные методы управления обеспечивают снижение удельных энергозатрат и повышение производительности плавки и ресурса футеровки в 1,2–1,5 и более раз.

СВЕТОВОДНЫЙ КОНТРОЛЬ ТЕМПЕРАТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ РАСПЛАВОВ В МИКСЕРНЫХ И РАЗЛИВОЧНЫХ ПЕЧАХ

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

Максимальные технико-экономические показатели металлургических печей для получения, обработки и разливки 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, которое зафиксировано в визирном устройстве. Визирное и фокусирующее устройства размещены в термостатирующей кожухе. Фокусирующее устройство концентрирует световодное излучение на приемном торце волоконно-оптического кабеля, который передает излучение к детектирующему устройству, для преобразования в аналоговые электрические сигналы. Вторичный измерительный преобразователь Вторичный измерительный преобразователь преобразует аналоговые сигналы 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 специализированным 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 %). Среднеквадратическое отклонение результатов измерений от показаний образцового измерительного средства, составляет 4,7 °С.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ С ПРИМЕНЕНИЕМ ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОГО ТРАВЛЕНИЯ В ХИМИЧЕСКИХ РЕАКТИВАХ

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

При классической методике травления продолжительность самого травления образца не уточняется. Как правило, травление осуществляется до выявления структуры. Вместе с тем следует ожидать, что структурная неоднородность может устанавливаться с помощью последовательного химического травления. Предпосылкой к этому является тот факт, что в первую очередь должны травиться наиболее метастабильные участки структуры, а затем более однородные и устойчивые.

Для детального рассмотрения структурообразования осуществляли травление в 4 %-ном растворе HNO_3 последовательно через каждые три секунды в этиловом спирте. Микроструктуру изучали с помощью микроскопа МИМ-8М.

Исследовали образцы из стали 55Х4СМФ после изотермической закалки при $500\text{ }^\circ\text{C}$ (2 ч 47 минут) [1]. Применение последовательного травления образца позволило выявить структурные изменения, представленные на рис. 1.

Как следует из рис. 1, а при травлении шлифа в течение 3 с обнаруживаются большие и мелкие растравы, имеющие различную форму. Большие растравы преимущественно имеют треугольную форму. Мелкие растравы представляют отдельные точки, которые во многих местах располагаются в виде цепочек. Можно предположить, что следствием образования крупных растравов являются выделением карбидов из аустенита в местах соприкосновения трех и более зерен. Обеднение аустенита карбидами в области стыков многих зерен приводит к тому, что после завершения изотермической выдержки в процессе последующего охлаждения аустенит пониженной легированности превращается в бейнит, который, как известно, сильно травится.

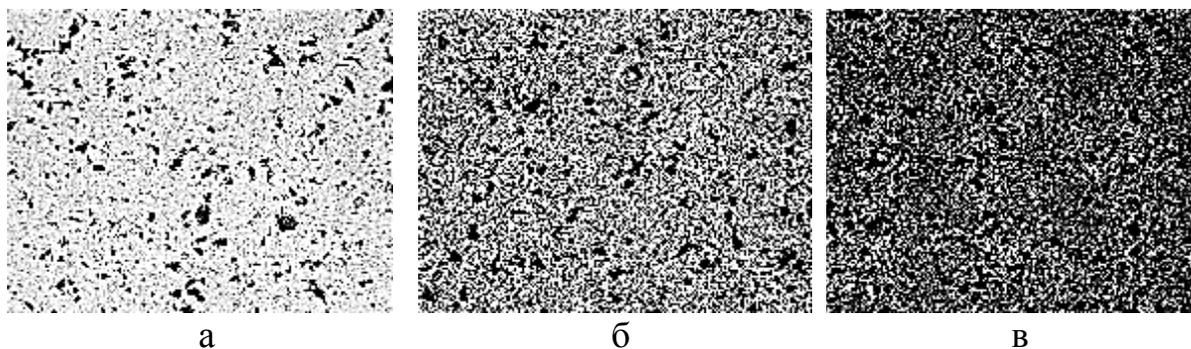


Рис. 1. Структура стали 55Х4СМФ при последовательном травлении: а – три секунды; б – шесть секунд; в – девять секунд, $\times 100$

Мелкие отдельные округлые растравы образуются в местах выделения карбидов. В этом случае при выделении карбидов вокруг них аустенит обедняется углеродом и легирующими элементами, что приводит к образованию при охлаждении бейнита. Если мелкие карбиды по границам стыка двух зерен, то они образуют цепочку карбидов.

Естественно предположить, что при выделении карбидов наименьшую легированность имеет аустенит, расположенный непосредственно возле карбидов. По мере увеличения от выделившихся карбидов легированность аустенита увеличивается. Поэтому после первого кратковременного травления должны обозначаться наиболее крупные карбиды. При последующем травлении должны появляться растравы вокруг более мелких карбидов и так до тех пор, пока карбиды всех размеров не будут выявлены травлением. По мере увеличения числа травлений в поле зрения микроскопа должно уменьшаться количество светлых участков структуры не восприимчивых к травлению.

Указанные предположения подтверждаются экспериментально. Как следует из рис. 1, б после второго травления в течение 3 с сохраняются крупные растравы и увеличивается количество мелких растравов, уменьшается доля светлых участков структуры.

После третьего травления в течение 3 с все больше увеличиваются размеры растравов и их доля в поле зрения микроскопа при одновременном уменьшении в структуре светлой составляющей.

Полученные результаты позволяют оценивать качество микроструктуры, формируемой в процессе термической обработки, литья, а также при других способах обработки.

Представленный метод травления можно использовать при металлографическом анализе сталей.

ЛИТЕРАТУРА

1. Заблоцкий В. К. / Исследование превращений при изотермической выдержке переохлажденного аустенита стали 55Х4СМФ / В. К. Заблоцкий, И. Ю. Мелещенко // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. – 2008. – № 5/1 (35). – С. 47–52.

ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ОТЛИВОК ИЗ СТАЛЕЙ 30Л И 35ХМЛ

Заблоцкий В. К., Фесенко А. Н., Фесенко М. А., Годицкий Д. Л., Токарь А. А.
(ДГМА, г. Краматорск, Украина)

В литературе процессы кристаллизации углеродистых сталей с содержанием углерода до 2,14 % характеризуются в соответствии со структурно фазовыми превращениями по диаграмме Fe – Fe₃C [1]. Согласно этой диаграммы для стали 30Л кристаллизация начинается при переходе линии ликвидус с появления в жидкости кристаллов дельта феррита (Ф_δ) с содержанием углерода 0,06 %. Затем по мере охлаждения стали содержание углерода

в феррите увеличивается и при температуре перитектического превращения (1500 °С) составляет 0,1 % (точка Н на диаграмме). При этой температуре жидкий расплав содержит 0,5 % С (точка В на диаграмме). В силу термодинамической неустойчивости Φ_δ происходит взаимодействие его поверхностных слоев с жидкостью, в результате чего образуется аустенит, содержащий 0,16 % С (точка J на диаграмме).

При равновесных условиях, как предусмотрено диаграммой, перитектическое превращение заканчивается образованием аустенита и жидкости. Дальнейшее структурообразование происходит по схеме, указанной на кривой охлаждения I (рис. 1). После завершения процесса охлаждения, по указанной схеме структура стали 30Л состоит из феррита и перлита.

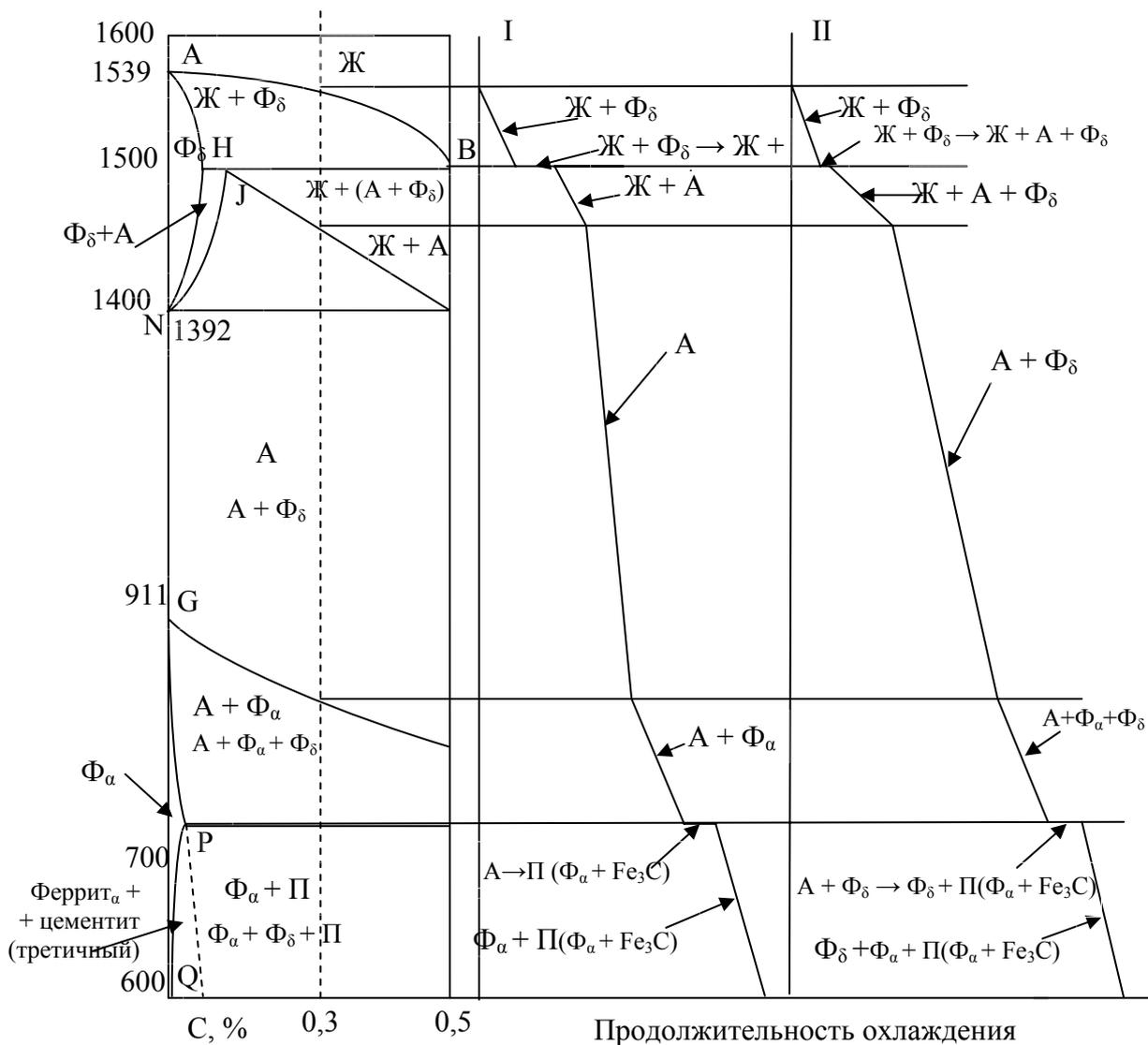


Рис. 1. Взаимосвязь между диаграммой Fe–Fe₃C и структурнофазовым состоянием сталей при равновесных (I) и неравновесных (II) условиях кристаллизации

После химического травления в 4 %-ом растворе азотной кислоты в этиловом спирте, под микроскопом при увеличении, феррит выглядит светлой составляющей, а перлит – темной составляющей однотонного

цвета. Для тех же шлифов применение теплового травления показало наличие в структуре светлой составляющей Φ_α , бирюзовой составляющей, расположенной рядом с Φ_α , и в середине – темно-коричневой составляющей перлита. Эта информация о структуре позволила сделать вывод, что бирюзовая составляющая – это Φ_δ . Микротвердость этой фазы несколько выше (2010 МПа), чем фазы Φ_α (1530 МПа), при этом твердость перлита составляет 2418 МПа. Полученные результаты металлографического анализа после теплового травления предполагают схему кристаллизации стали 30Л в реальных, т. е. неравновесных условиях по кривой охлаждения II (рис. 1).

В процессе перетектического превращения Φ_δ фаза не растворяется полностью в аустените и сохраняется в нем после завершения кристаллизации при охлаждении ниже линии ликвидус. При дальнейшем охлаждении «запутавшийся» в аустените феррит Φ_δ сохраняется при комнатной температуре. Поскольку он содержит больше углерода, то при тепловом травлении он окрашивается в бирюзовый цвет, а микротвердость его выше.

Назначение после литья для отливок из стали 30Л нормализации с отпуском приводит к исчезновению в структуре Φ_δ . Это можно объяснить тем, что в процессе нагрева под нормализацию в результате диффузии углерод из Φ_δ переходит в аустенит, а Φ_δ превращается в Φ_α . Поэтому после нормализации с отпуском стали 30Л в структуре мы получаем феррит альфа и перлит, а фазовый состав стали – Φ_α и Fe_3C .

Аналогичные превращения имеют место в отливках из стали 35ХМЛ. Однако в этих отливках в структуре стали после нормализации с отпуском сохраняется Φ_δ , что можно объяснить его повышенной устойчивостью под влиянием хрома и молибдена.

В исследованиях получены новые данные о формировании структуры в процессе кристаллизации крупных отливок из сталей 30Л и 35ХМЛ.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гуляев А. П. *Металловедение* / А. П. Гуляев. – М. : Металлургия, 1977. – 648 с.

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЙ ПЕРЕПЛАВ ОТХОДОВ АЛЮМИНИЕВЫХ И ЦИНКОВЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНОГО ПРЕДПРИЯТИЯ

Задруцкий С. П.¹, Розум В. А.¹, Немененок Б. М.¹, Бежок А. П.¹,
Быцько В. И.², Либерг И. Г.², Быцько Е. В.²
(¹БНТУ, г. Минск, Республика Беларусь; ²ООО «КОМПЛЕКС ПЛЮС»,
г. Харьков, Украина)

Абсолютное большинство литейных цехов предприятий машиностроительного и приборостроительного профилей имеют возможность проводить первичный металлургический переплав металлоотходов собственного производства на имеющемся комплексе оборудования. Специалистами

Белорусского национального технического Университета (г. Минск) совместно с ООО «КОМПЛЕКС ПЛЮС» (г. Харьков) разработаны технология и высокоэффективные препараты для проведения металлургического переплава сильнозагрязненных окисленных шлаковых и стружечных отходов без проведения операций предварительной подготовки шихты (сушки, брикетирования) в печах тигельного и ванного типа небольшой мощности.

Разработанные технология и препараты обеспечивают:

- создание оптимальных условий коагуляции высокодисперсных капель металла за счет высокой адгезии компонентов флюсовой композиции на поверхности окисленных металловключений с последующими химическим разрушением по реакции замещения и растворением оксидов алюминия, цинка, шпинелей и пр. в криолит содержащем ионном расплаве;

- минимизация (до 5...15 %) содержания алюминия и цинка в снимаемом шлаке за счет создания оптимальных поверхностных условий на границах раздела флюс-расплав (шихта), образование сухого, рассыпчатого, хорошо скачиваемого с зеркала металла шлака;

- химическое восстановление металлической составляющей шихтовых материалов за счет протекания в объеме флюсовой композиции электрохимических реакций замещения;

- создание покровно-защитного слоя на поверхности расплава и восстановительной печной атмосферы, препятствующих газонасыщению и окислению расплава;

- адсорбционное рафинирование расплава от газов и неметаллических включений;

- снижение зарастания стенок плавильных агрегатов;

- экологическую безопасность процессов металлургического переплава.

Металлургический выход при переплаве высокодисперсной непросушенной и небрикетированной стружки и шлаков с высоким содержанием алюминия и цинка в печах тигельного и ванного типа с использованием разработанных технологий и препаратов составляет 60–90 % в зависимости от степени дисперсности и загрязненности шихтовых материалов. Полученный металл добавляется в металлозавалку при производстве отливок по действующей номенклатуре. Скаченные шлаки с содержанием алюминия и цинка на уровне 5...15 % сдаются специализированным предприятиям структуры ВТОРЦВЕТМЕТ для дальнейшей переработки.

Указанные технология и материалы внедрены и промышленно используются в действующих технологических процессах ряда предприятий Украины, России, Белоруссии (ОАО «ПААЗ» (г. Полтава), ОАО «МОТОР СИЧ» (г. Запорожье), ОАО «КЭМЗ» (г. Ковров) и др.).

По вопросам технического, технологического характера, а также с целью приобретения и использования указанных технологий и препаратов обращаться: ООО «КОМПЛЕКС ПЛЮС» 62241, г. Харьков, ул. Ключковская, 201 а – 44; т/ф +38(057)754 59 46; 701 23 95; 719 55 20; 737 49 32; коммерческий директор Быцько Владимир Иванович м/т 8(050)570 35 32; технический директор Либерг Игорь Геннадьевич м/т 8(050)406 15 56; e-mail: complex-plus@ukr.net.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ФОРЕТИЧЕСКИХ ОБОЛОЧЕК ДЛЯ ЛИТЬЯ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ

Замятин Н. И., Абиленцева О. Ю., Сакалы Т. В.
(ОНПУ, г. Одесса, Украина)

Сущность электрофоретического метода формообразования заключается в перемещении частиц, суспендированных в жидкости, например в воде, под действием внешнего напряжения к одному из электродов. Взвешенные в дисперсионной среде частицы пылевидного и зернистого огнеупорного материала (дисперсионная фаза) перемещаются к одному из электродов – блоку моделей, только лишь если на поверхности твердых частиц есть электрический заряд. Заряд может образоваться либо в результате ионизации поверхности дисперсной фазы, либо за счет адсорбции на ней потенциалопределяющих ионов из специально вводимых в дисперсионную среду электролитов [1].

Существующие технологии электрофоретического метода формообразования предусматривают применение многослойных оболочек, что приводит к возникновению брака, присущему многослойным оболочкам. Для образования на поверхности частиц применяются потенциалопределяющие электролиты, которые оказывают отрицательное влияние на окружающую среду и на здоровье рабочих [2].

Анализ современных методов изготовления оболочек для литья по выплавляемым моделям и влиянию применяемых материалов на экосистему позволяет сделать следующие выводы:

– применяемые в современном отечественном литейном производстве материалы для литья по выплавляемым моделям являются дефицитными и дорогостоящими;

– традиционные методы изготовления оболочек из суспензий на основе гидролизованного этилсиликата не позволяют снизить количество брака, вызываемое многослойностью получаемых оболочек, а применяемые материалы несут экологическую опасность окружающей среде;

– замена традиционного метода формообразования на электрофоретический многослойный метод не позволил избавиться от недостатков, присущих традиционному методу, таких, как многослойность, применение в качестве потенциалобразующих электролитов веществ, вредных для здоровья рабочих.

Для решения этих проблем предлагается изготовление монослойных электрофоретических оболочек без применения электролитов-зарядчиков.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Специальные способы литья : справочник / Ефимов В. А., Анисович Г. А., Бабич В. Н. и др. – М. : Машиностроение, 1991.*
2. *Оболенцев Ф. Д. Качество литых поверхностей / Ф. Д. Оболенцев. – М. : Машигиз, 1961.*

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ Ni–Cr СПЛАВОВ В ПРОЦЕССЕ ВАКУУМНОЙ КОНДЕНСАЦИИ

Заславский А. М.
(НАУ, г. Киев, Украина)

В соответствии с диаграммой состояния в бинарной системе Ni–Cr наблюдается ограниченная растворимость компонентов в твердой фазе, которая уменьшается с понижением температуры.

Термостабильность нихромовых сплавов определяется их структурой, формирование которой зависит от условий получения. В ходе вакуумной конденсации достигается полное перемешивание компонентов в паровой фазе, а высокая степень дисперсности кристаллитов обеспечивает ускоренное протекание диффузионных процессов в сформированной пленке под воздействием массивной нагретой подложки.

Образцы для исследования были получены методом электронно-лучевого испарения никеля марки НО ГОСТ 849-56 и хрома марки ЭРХ-1 ГОСТ 5905-51 на опытно-промышленной установке УЭ-366М. Конденсация паровой фазы производилась на подогреваемые в интервале 500–1200 °С поликристаллические молибденовые подложки. Химический состав образцов определялся методом РСМА, структурные характеристики – методом рентгенографии и просвечивающей электронной микроскопии с применением микродифракции.

В результате проведенного исследования было установлено, что непосредственно в процессе конденсации, протекающей по механизму П → К, в образцах образуется два типа твердых растворов: ОЦК на основе хрома и ГЦК на основе никеля. В ходе остывания конденсатов в них происходят вторичные рекристаллизационные процессы, приводящие к укрупнению кристаллитов и частичному распаду первичного твердого раствора на основе хрома. Визуально (рис. 1) этот процесс проявляется в выделении на поверхности крупных кристаллитов с ОЦК решеткой высокодисперсной фазы с ГЦК решеткой.



Рис. 1. Микроструктура вакуумных конденсатов системы Ni-65 ат. % Cr, полученных при температуре осаждения 1100 °С

Таким образом, конечная структура Ni–Cr сплавов определяется соотношением между тремя типами твердых растворов: одного на основе хрома и двух на основе никеля.

КОМПОЗИЦИОННЫЙ АНТИФРИКЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ «ПСЕВДОСПЛАВ МЕДИ И СВИНЦА (BrC30) – СТАЛЬНЫЕ ГРАНУЛЫ»

Затуловский А. С., Ратушняк В. Ю.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

В настоящее время во ФТИМС НАН Украины разработан ряд композиционных антифрикционных материалов (ЛКМ) с матрицей из медных сплавов и дискретными армирующими элементами из железоуглеродистого сплава для узлов трения, эксплуатируемых в экстремальных условиях повышенных нагрузок, температур, скоростей скольжения в условиях сухого трения, воздействия абразивных частиц. В качестве матриц применяются различные медные сплавы: бронзы (BrK3Mц1, BrO5Ц5C5, BrA9Ж4 и др.) и латуни. В качестве армирующих элементов используют дискретные чугунные или стальные гранулы, измельченную стальную проволоку или стружку.

Для эксплуатации триботехнических деталей из композиционных материалов важное значение имеет период прирабатываемости, т. к. именно в этот период вступают во взаимодействие шероховатости вала с неровностями поверхности подшипника скольжения. С целью улучшения прирабатываемости, снижения коэффициента трения и уменьшения износа в качестве матричного материала была выбрана бронза BrC30. Свинец не образует с медью твердых растворов, а сплав представляет собой механическую смесь двух металлов, которые имеют разную температуру плавления. Микроструктура свинцовистой бронзы представляет собой твердую основу меди с вкрапленными у нее мелкими частицами свинца. Микроструктура этих бронз отлична от большинства антифрикционных бронз, где в мягкую основу вкраплены твердые частицы. Свинец в свинцовистой бронзе и композите выполняет роль твердого смазочного материала и защищает шейку вала от прямого контакта с выступающими неровностями поверхности антифрикционной втулки. В начальный период трибоконтакта период приработки – это особенно важно. В результате дифференцированного изнашивания мягкой пластической матрицы и твердой дискретной армирующей фазы происходит приработка к надлежащей форме рабочей поверхности втулки относительно вала, выравнивание распределения нагрузок. После вступления в контакт неровностей антифрикционной втулки и вала повышается температура всей системы и на поверхность трения выдавливается порция пластического и мягкого свинца, который вместе с медным сплавом образует стабильную разделительную поверхность между валом и антифрикционной втулкой. В качестве армирующих элементов применяются частицы железоуглеродистых сплавов – сталей и чугунов разнообразной морфологии. Это могут быть частицы округлой или неправильной формы: литая или колотая стальная или чугунная дробь. Размер армирующих элементов 0,8–4 мм. Структура композиционного материала с матрицей из бронзы BrC30 приведена на рис. 1. Заметны темные включения свинца в матричном материале.

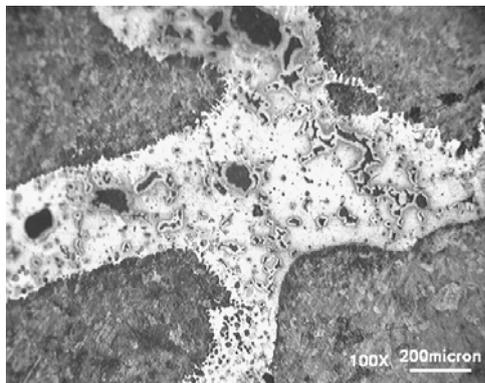


Рис. 1. Микроструктура композиционного материала системы бронза БрС30 – сталь

Были проведены триботехнические испытания нового композиционного материала в сравнении с мономатериалом (Бр.С30) и композиционным материалом с матрицей из меди М1 (рис. 2).

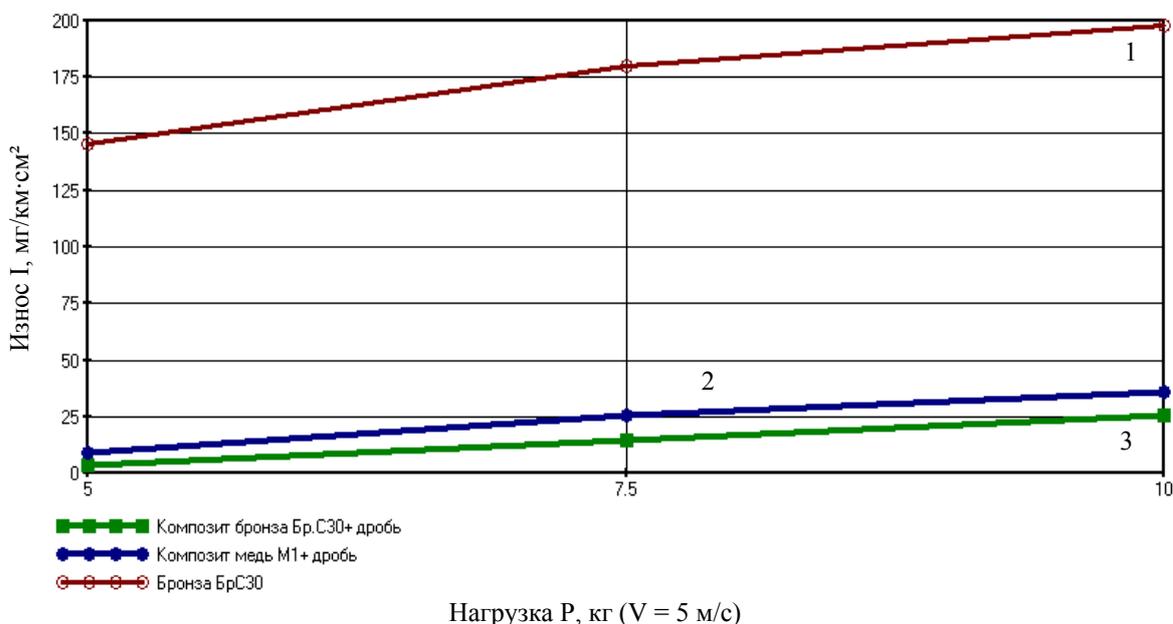


Рис. 2. Зависимость величины износа триботехнических материалов от загрузки:

1 – бронза БрС30; 2 – композиционный материал: медь М1 (матрица) – стальная дробь (армирующие элементы); 3 – композиционный материал: бронза БрС30 (матрица) – стальная дробь (армирующие элементы)

В результате триботехнических испытаний в режиме сухого трения установлено, что композиционные материалы значительно превосходят по износостойкости бронзу БрС30. Композит с матрицей из свинцовистой бронзы имеет износостойкость выше на 30–40 % , чем композит с матрицей из меди М1. Это подтверждает перспективность внедрения разработанного экономнолегированного литого композиционного материала для подшипников скольжения, работающих в тяжелых условиях эксплуатации.

КОМПОЗИЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛЬНЫХ ТРИБОДЕТАЛЕЙ

Затуловский С. С., Мудрук Л. А.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Литые макрогетерогенные композиционные материалы (ЛКМ) на основе медных сплавов, армированных стальными гранулами, зарекомендовали себя как надежный и долговечный компонент в высоконагруженных и абразивно-устойчивых узлах трения. Они обладают повышенной износостойкостью и долговечностью в сравнении с традиционными антифрикционными материалами. Однако в некоторых случаях изготовление деталей трения полностью из композиционного материала не рационально и дорого.

Разработан и опробован технологичный и малозатратный метод получения композиционной рабочей поверхности стальных деталей триботехнического назначения с повышенной износостойкостью. Метод представляет собой комбинацию последовательно заданной механической обработки поверхности и наплавки на нее износостойких сплавов и (или) армирующих элементов. В качестве легкоплавкого наплавочного антифрикционного материала применяли Cu, Sn, их сплавы и др. В качестве поверхностных армирующих элементов использовали проволоку из W, Mo, легированной стали и др.

Поверхностный композиционный слой получали таким образом: на предварительно подготовленную поверхность стальной детали (заготовки) с помощью механического инструмента наносили углубления до 2,0 мм и затем заплавливали их указанным выше легкоплавким материалом. В этом случае поверхностный композиционный слой состоял из материала детали (заготовки) и антифрикционной легкоплавкой составляющей. По второму варианту на поверхность в углубления укладывались армирующие сетки, проволоки и заплавливались легкоплавким материалом. В этом случае поверхностный композитный слой состоял из армирующих вставок и антифрикционной легкоплавкой составляющей. После наплавки поверхность изделий подвергали окончательной механической обработке до требуемых размеров и толщины композиционного слоя.

Рисунок мозаики поверхности (расположение и размерные параметры армирующих проволок) устанавливали в зависимости от условий нагружения трением скольжения. Например, перпендикулярно к направлению сил трения.

Триботехнические испытания провели на машине трения, работающей по системе возвратно-поступательного движения при нагрузке 3,0 кг, скорости движения элементов 40 метров в минуту в режиме сухого трения скольжения в течение 2400 с. Потери веса определяли с точностью до 10^{-5} грамм. Испытания показали, что износостойкость лучших вариантов образцов с поверхностным композиционным слоем в 20–30 раз выше, чем стали, на порядок выше, чем латуни и в 1,5–2 раза выше, чем литого композиционного материала (ЛКМ) на основе латуни, армированного стальной дробью (табл. 1).

Результаты сравнительных испытаний на трение наплавленных образцов

№ п/п	Образец	Потеря веса, г
Без обработки		
1	Стальной Ст. 3	0,12960
2	Латунный	0,02400
3	Композиционный литой	0,00675
Образцы из стали Ст. 3 с композитной поверхностью		
4	Наплавка латуню	0,01855
5	Наплавка оловом	0,00665
6	Олово + ст. проволока	0,00950
7	Латунь + ст. проволока	0,00430
8	Латунь + проволока из вольфрама	0,00430
9	Латунь + проволока из молибдена	0,00285

Следует отметить, что создание поверхностного композиционного слоя на детали (заготовке) позволяет значительно экономить дорогостоящие и дефицитные цветные сплавы, получить экономию за счет увеличения долговечности работы оборудования без остановок на ремонт или замену узлов трения. Для осуществления технологии не требуется специальное, сложное технологическое оборудование, организация получения высокоизносостойких стальных и др. изделий с упрочненной поверхностью возможно практически на любом производственном участке.

**ЛИТЕЙНО-ПОРОШКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ
КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С ШИРОКИМ
ДИАПАЗОНОМ НОМЕНКЛАТУР И ФРАКЦИОННЫХ РАЗМЕРОВ
КОМПОНЕНТОВ АРМИРУЮЩЕЙ СОСТАВЛЯЮЩЕЙ**

Затуловский С. С., Щерецкий В. А.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Одной из перманентных проблем физического материаловедения является создание и разработка новых материалов, обладающих комплексом уникальных физических свойств. Ультрадисперсное состояние, характерное для частиц, отличается аномально высокой удельной поверхностью и необычным сочетанием электрических, магнитных, механических и других свойств. [1–2]. Для получения композиционных материалов (КМ) с наноструктурными элементами широко применяются методы порошковой металлургии [3]. В случае применения алюминиевых матриц для внедрения

наноразмерных элементов наполнителя, порошковые методы трудно применимы в связи с высокой химической активностью алюминия к кислороду. На поверхности алюминиевого порошка образуется плотный слой оксида алюминия, вследствие чего приходится решать сложную задачу компактирования элементов системы: алюминиевый сплав – оксид алюминия – наполнитель, или же исключать контакт алюминиевого порошка с кислородом, до и вовремя процесса консолидации композита. Это усложняет и удорожает порошковую технологию получения изделий из алюминиевых дискретноармированных КМ. Почти все литейные методы не позволяют получать КМ с большой долей армирующей составляющей и (или) с равномерным распределением мелкой фракции наполнителя. Для решения поставленных задач в отделе композиционных материалов ФТИМС НАНУ был разработан метод, объединяющий металлургический и порошковый подходы консолидации алюминиевого расплава матрицы и твердых частиц наполнителя с помощью вакуумно-компрессионной пропитки порошковой пресс-формы. [4–5]. Вакуумно-компрессионным методом была получена серия алюмоматричных ЛКМ, равномерно армированных в широких пределах концентрации (от 1 до 70 %) дискретными тугоплавкими частицами, в том числе гибридными, включающими наноструктуры углерода (≈ 1 % вес.).

Триботехнические испытания в условиях сухого трения скольжения показали, что армирование алюминиевых сплавов частицами WC, SiC позволяет существенно (в 2–3 раза по сравнению с бронзой) повысить износостойкость материала. Добавка ≈ 1 % вес. наноструктур углерода позволяет значительно улучшить трибохарактеристики алюмоматричных КМ с SiC. Экспериментальные результаты можно объяснить тем, что важнейшую роль в процессе трения и изнашивания играет формирование вторичной трибоструктуры – поверхностного рабочего слоя на трибоконтате «вал – подшипник скольжения».

Применение материалов с наноструктурными наполнителями может обеспечить значительный эффект в машиностроении за счет увеличения ресурса надежной работы узлов трения. Расширение исследований и разработка принципиально новых технологий получения позволит эффективно использовать потенциальные возможности наноматериалов.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Кластерные и наноструктурные материалы* / Шпак А. П., Куницкий Ю. А., Лысов В. И. и др. – Киев : Академперіодика 2002. – 540 с.
2. Горынин И. В. *Нано исследования и нано разработки. Т. 2* / И. В. Горынин. – 2007. – № 3–4. – С. 36–57.
3. Лякишев Н. П. *Вестник российской академии наук. Т. 73* / Н. П. Лякишев. – 2003. – № 5. – С. 422–425.
4. Щерецкий В. А. *Кн. матер. меж. конф. № 27 «Композиционные материалы в промышленности»* / В. А. Щерецкий. – 2007. – С. 204–208.
5. Патент Украины № 36091; МПК⁶ B22F 3/00, C22C 1/00; опуб. 10.10.2008.

ВПЛИВ ПОВЕРХНЕВО АКТИВНИХ РЕЧОВИН НА ВЛАСТИВОСТІ ГІПСОКРЕМНЕЗЕМИСТИХ СУМІШЕЙ ДЛЯ ТОЧНИХ ВИЛИВКІВ

Зубер О. О., Кочешков А. С., Шульга Г. С., Іванкович Є. В.
(НТУУ «КПІ», м. Київ, Україна)

Для ливарного виробництва завжди були актуальними проблеми підвищення якості виливків та зниження їх дефектів, що не лишаються без уваги і на сьогоднішній день. Підвищені вимоги завжди ставились до точних виливків одержаних способом лиття за моделями, що витоплюються (ЛВМ). Для отримання точних виливків із сплавів кольорових і благородних металів використовуються гіпсокремнеземисті формувальні суміші.

Використання готових гіпсокремнеземистих сумішей закордонного виробництва підвищує собівартість виливків. Тому доцільною буде розробка гіпсокремнеземистих формувальних сумішей на основі вітчизняних матеріалів, які аналогічні за властивостями, широко розповсюдженні, доступні і недорогі.

Важливим при виготовленні точних великих за розмірами виливків, особливо складної конфігурації, є швидкість заповнення форми, що залежить від текучості суміші, так як гіпсокремнеземисті формувальні суміші швидко тужавіють і, що не менш важливо якість відтворення поверхні.

Досить вдалим використанням досягнень фізико-хімічної механіки дисперсних систем є розробка технології виготовлення форм і стрижнів із рідкорухомих самотвердіючих сумішей, використання яких відкрило в ливарному виробництві принципово нові можливості для вдосконалення цього процесу.

Для переведення суміші в рідкорухомий стан пропонується вводити піноутворюючі речовини аніоноактивного класу (наприклад, сульфол, асидол тощо).

Висока текучість цих сумішей пояснюється утворенням навколо зерен піску дуже тоненьких плівок, що мають змащувальну здатність і зменшують тертя між піщинками [1].

Поверхнево-активні речовини використовуються для підвищення текучості формувальних сумішей [2].

Мета дослідження – дослідити вплив поверхнево-активної речовини на властивості гіпсокремнеземистої формувальної суміші. Науковою основою досліджень є з'ясування можливостей використання поверхнево-активних речовин для підвищення текучості суміші і покращення якості поверхні після тужавіння.

У зв'язку з цим поставлені такі завдання:

- дослідити властивості сумішей з поверхнево-активною добавкою;
- визначити оптимальну кількість поверхнево-активної добавки, що додається до суміші;
- визначити оптимальний склад компонентів суміші.

Для досліджень був використаний високоміцний гіпс марки Г-10-А-III (ТУ-У-0030937.003-95) [3].

Дослідження проводили з наступними матеріалами: річковий кварцовий пісок марки ЗК₄О₁О₃, сульфонол марки НП-3. Поверхнево-активна речовина, що використовувалась в роботі, бралась в тому вигляді, в якому вона випускається промисловістю.

Сульфонол – це поверхнево-активна речовина, що являє собою суміш натрієвих солей алкілбензолсульфокислот, отриманих на основі лінійного алкілбензолу. При приготуванні гіпсокремнеземистої суміші сульфонол спершу розчиняють у воді, поетапно додаючи сухі компоненти.

При перемішуванні компонентів суміші утворюється піна. Оскільки сульфонол виступає в даній суміші піноутворюючим компонентом, що підвищує текучість суміші, то регулювання його вмісту має значний вплив на поведження компонентів.

Для контролю гіпсокремнеземистих формувальних сумішей, що мають такі властивості, як:

- текучість;
- час тужавіння;
- обсипальність;
- міцність при стискуванні;
- використовували стандартні методики.

Зі збільшенням вмісту сульфону більше 0,008 мас. ч., сама суміш не те щоб втрачає свою текучість, між компонентами суміші відбувається їх розшарування. Пісок із певною меншою кількістю гіпсу осідає на дно, на їх поверхні утворюється шар з гіпсу, а верхній шар утворює вода з сульфонолом. При цьому реакція гідратації напівводного гіпсу (CaSO₄·0,5H₂O) уповільнюється, і зв'язок між кристалами, що утворились слабне. Це і призводить до осідання піщинок на дно, а більш дисперсного гіпсу до спливання на його поверхню.



Оптимальним буде вміст сульфонолу при значенні 0,006–0,008 мас. ч. текучість суміші підвищується і знаходиться в межах 230–305 мм.

У проведеній серії експериментів були визначені основні властивості, а також була зроблена оптимізація складу гіпсокремнеземистих формувальних сумішей з поверхнево-активним компонентом.

ЛІТЕРАТУРА

1. Дорошенко С. П. *Наливная формовка : монографія* / С. П. Дорошенко, К. И. Ващенко. – Киев : Высшая школа, 1980. – 176 с.
2. *Формовочные материалы и смеси* / С. П. Дорошенко, В. П. Авдокушин, К. Русин, И. Мацашек. – К. : Вища школа, 1990. – 416 с ; Прага : ИТЛ, 1990.
3. *Исследование свойств смесей с высокопрочным гипсом для ювелирного литья* / Г. В. Плющ, А. С. Кочешков, Л. А. Котова, Н. В. Барбаренко // *Литейное производство*. – 1998. – № 7. – С. 29–30.

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ И ИССЛЕДОВАНИЯ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ДЛЯ КОЛОСНИКОВ

Иванова Л. А., Косицын Н. О., Шофул И. И.
(ОНАИТ, г. Одесса, Украина)

В последнее время значительный практический интерес представляет изучение керамических огнеупорных материалов (КОМ) в качестве потенциального заменителя металлических материалов в виде легированных чугунов, используемых в металлургии для изготовления агломерата для металлургии чугуна.

Традиционная технология агломерации заключается в спекании массы (шихты), включающей: железную руду (40...50 %), известняк (15...20 %), возврат мелкого агломерата (20...30 %), коксовую мелочь (4...6 %). Шихта имеет исходную влажность 6...9 %. Процесс спекания происходит при температуре ~ 1300–1500 °С, при этом из руды выделяется сера и фосфор, а также легкоплавкие шлаки (СаО, MgO) и окислы (SiO₂, Al₂O₃). С учетом этого жаростойкость и шлакоустойчивость чугунов, как материала колосников, недостаточна и приводит к их быстрому разрушению.

В отличие от чугунов все виды КОМ имеют в 2...3 раза более высокую огнеупорность, а ряд из них (магнезитовые, доломитовые, хромомagneзитовые шпинели) – и шлакоустойчивость при взаимодействии со шлаками (СаО, MgO, FeO, MnO), образующимися при спекании агломерата. Однако, все виды КОМ по сравнению с чугунами имеют более низкие механические характеристики и особенно прочность на разрыв, а также показатели по термостойкости.

Известно, что армирование керамики вольфрамовыми и молибденовыми волокнами для изделий оборонной и космической промышленности [1] позволяет многократно повысить показатель прочности на растяжение композиционного материала (КМ). Однако, стоимость таких материалов очень высока и их применение, например, в металлургии, экономически нецелесообразно.

Поэтому была поставлена задача по разработке экономичного КМ с керамической матрицей, упрочненной углеродистой сталью (прутками, волокнами, дисперсными частицами), применительно к условиям работы колосников агломерационных машин.

В данной работе в качестве керамики для сравнения были выбраны наиболее распространенные и экономичные материалы (табл. 1). Данные по физико-химическим показателям взяты из работы Будникова П. П. [2]. Относительная стоимость определялась сопоставлением легированного чугуна для колосников и огнеупорных керамических материалов (кирпичей) в ценах 2009 года, пересчитанных на массу в 1 кг. При этом стоимость 1 кг колосников принята равной единице.

Таблица 1

Основные рабочие характеристики огнеупорных материалов
типа керамики и бетона

Наименование материала	Огнеупорность, °С	Температура начала деформации*	Шлакоустойчивость	Термоустойчивость, мин **	Прочность на сжатие, кгс/мм ²	Относительная стоимость за 1 кг, ед
Шамот (плотный)	1580...1750	1250...1500	средняя	5...8	3...5	0,4
Динас	1710...1720	1600...1650	низкая	1...2	2,5...4,5	0,5
Хромомагнезит	1800...2000	1500...1550	высокая	3...30***	2,5...4,0	0,6
Огнеупорный бетон	1450...1800	1410...1540	средняя	н. д.	3,0...5,0	0,3

Примечание: * – под нагрузкой 2 кг/см²; ** – нагрев до 850°С, охлаждение в воде; *** – термостойкий состав.

Анализ данных, приведенных в табл. 1, показывает, что в качестве перспективного огнеупорного материала для разработки нового КМ по комплексу показателей следует принять огнеупорный бетон. Однако для этого необходимо:

- повысить его механические характеристики армированием сталью;
- поднять шлакоустойчивость введением в поверхностный рабочий слой инертного к шлаку материала, например, графита черного литейного;
- определить режим термической обработки, обеспечивающий отсутствие трещин (при нагреве и охлаждении);
- отработать состав бетона, например, цемент глиноземистый (пылевидный и более крупный) ~ 7...15 % + наполнитель хромомагнезит 85...93 %.

В работе предложен и отработан технологический процесс получения металллокерамического композиционного материала на основе огнеупорного бетона, армированного сталью.

Изготовление опытной партии агломерационных колосников показало преимущества разработанного технологического процесса и повышение качества изделия при снижении пористости и стабилизации микроструктуры металллокерамики.

ЛИТЕРАТУРА

1. Армирование керамики металлическими волокнами [Электронный ресурс]. – Режим доступа : [http // www.Bank.Referatov.ru](http://www.Bank.Referatov.ru).
2. Технология керамики и огнеупоров / П. П. Будников, А. С. Бережной и др. – М : Стройиздат, 1962. – С. 128–130.

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРОИЗВОДСТВА ОТЛИВОК ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА НА ЕГО МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Изосимов В. А., Усманов Р. Г., Канафин М. Н.
(ООО НПП «Технология», г. Челябинск, Россия)

Значительным достижением в развитии машиностроения является разработка способа получения высокопрочного чугуна с шаровидным графитом. В этом материале хорошо сочетаются высокие физико-механические и технологические свойства. В результате многочисленных исследований и большого производственного опыта установлено, что высокопрочный чугун (ВЧ) во многих случаях может успешно применяться взамен серого и ковкого чугуна, углеродистой и легированной стали.

Однако, несмотря на преимущества ВЧ по сравнению с другими литейными сплавами, область применения и масштабы его производства в России до последнего времени остаются весьма ограниченными. Это объясняется тем, что при организации массового производства отливок из этого чугуна встречаются значительные затруднения. Основное затруднение заключается в том, что полученный металл не всегда соответствует требованиям по механическим свойствам, особенно по характеристикам пластичности и вязкости. Кроме того, в отливках из ВЧ часто образуются дефекты в виде «черных пятен», значительно снижающих прочность деталей. Характерными для отливок из ВЧ являются также усадочные дефекты и мелкие поверхностные газовые раковины.

В целях преодоления указанных затруднений авторами в сотрудничестве с работниками ряда заводов Урала при активном участии специалистов кафедры литейного производства ЮУрГУ выполнялись работы по исследованию влияния химического состава, технологии выплавки и разливки ВЧ на его механические свойства.

В качестве исходного для получения отливок из ВЧ использовали чугуны, выплавленные в лабораторных условиях в индукционной печи, а также в вагранках и дуговых электропечах на ряде заводов Урала. При анализе результатов учитывались данные только тех плавов, чугун которых имел полностью шаровидную форму графита и ферритную металлическую матрицу (перлита не более 10 %) в литом состоянии или после отжига.

Анализ экспериментальных данных показал, что для получения чугуна с полностью шаровидным графитом необходимо обеспечить содержание магния в пределах 0,04–0,1 %, а также достаточное содержание углерода. Причем шаровидный графит получается тем более устойчиво, чем выше содержание углерода в металле перед вводом магния. Для этого содержание серы в металле до ввода магния должно быть не более 0,02 %.

Изменение содержания углерода от 2,4 до 3,9 % не оказывает заметного влияния на все характеристики механических свойств ВЧ. С понижением содержания углерода возрастает количество перлита, сохраняющегося в структуре после отжига. Кроме того, при этом вероятно также выделение структурно свободного цементита и графита не шаровидной формы.

С повышением содержания кремния от 2,0 до 3,0 % механические свойства ВЧ также практически не изменяются. Однако при дальнейшем повышении содержания кремния наблюдается понижение относительного удлинения и повышение предела прочности при растяжении. При этом в связи с наличием в чугуне структурно свободных силицидов магния резко понижается ударная вязкость.

Влияние марганца аналогично влиянию кремния. Резкое падение ударной вязкости и значительное снижение относительного удлинения наступает при содержании марганца более 0,6 %. Влияние фосфора на понижение пластичности и вязкости ВЧ заметно проявляется при содержании его выше 0,08 %.

Результаты механических испытаний полученного ВЧ (после отжига) показывают, что при прочих равных условиях чугун, выплавленный в индукционной и дуговой электропечи, имеет более высокие показатели относительного удлинения и ударной вязкости по сравнению с ваграночным чугуном, что связано с более высокой температурой нагрева и заливки и более низким содержанием серы в чугуне электроплавки. Однако и для ваграночного чугуна основные характеристики механических свойств полностью удовлетворяют требованиям ГОСТа.

В ходе экспериментов было определено, что при разливке металла в формы при изготовлении отливок из ВЧ должны быть приняты меры, предупреждающие образование распространенного дефекта «черных пятен». Установлено, что «черные пятна» являются преимущественно скоплением сульфидов магния и графита. При химическом анализе в местах «черных пятен» обнаруживается повышенное содержание углерода и серы.

В качестве мер борьбы с «черными пятнами» в отливках из ВЧ можно рекомендовать различные способы: повышение температуры заливки, обработка жидкого металла флюсами (карбонат натрия, «рефлой» и др.). Все эти способы уменьшают, но не устраняют полностью возможность образования «черных пятен» в отливках. Кроме того, каждый из них имеет отрицательные стороны, которые могут привести к неудовлетворительным результатам в отношении формы графита и механических свойств чугуна.

Опытным путем установлено, что для борьбы с «черными пятнами» можно использовать заливку ковшами с сифонной подачей металла в формы. Для разливки металла больше одной тонны с успехом можно применять обычные стопорные ковши.

Весьма важным фактором, определяющим качество отливок из ВЧ, является установление оптимальной температуры заливки.

Экспериментально установлено, что температура заливки оказывает значительное влияние на показатели относительного удлинения. Характеристики прочности при этом практически не изменяются. Оптимальной температурой заливки ВЧ следует считать температуру 1320...1340 °С. Применение более высокой температуры заливки нецелесообразно, потому что приводит к понижению усвоения магния, вследствие чего механические свойства чугуна получаются менее стабильными.

По результатам экспериментальных исследований разработан и внедрен технологический процесс изготовления качественных отливок из ВЧ предусмотренных ГОСТ 7293–85.

ОСОБЕННОСТИ МОДИФИЦИРОВАНИЯ НАНОМАТЕРИАЛАМИ ЧУГУНА ДЛЯ ДВУХСЛОЙНЫХ ЛИСТОПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ

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

На листопрокатных станах горячей прокатки применяют двухслойные валки массой 10 тонн и выше, износостойкость которых обеспечивается наличием в них регламентированного по глубине рабочего слоя из белого доэвтектического чугуна с высокой твердостью (52–55 ед. HRC). Наиболее часто их льют в стационарную литейную форму, и для формирования дифференциальных механических свойств рабочего слоя и сердцевины используют специальные методы заливки «промывкой». Поскольку валки эксплуатируются в условиях больших давлений, а также значительных нагрузок изгиба и кручения, то основной причиной выхода их из эксплуатации является поперечное разрушение.

Целью работы являлось повышение качества двухслойных листопрокатных валков путем модифицирования чугуновых расплавов нанодисперсными материалами.

Исследовали возможность инокулирующего модифицирования чугуна рабочего слоя двухслойных валков путем ввода в расплав нанодисперсного (до 0,1 мкм) тугоплавкого карбонитрида титана (TiCN), полученного методом плазмохимического синтеза на специальной высокочастотной установке. Нанодисперсный порошок TiCN (ТУ У 24.6-24244050-001-2002) подвергали специальному плакированию с целью повышения смачиваемости расплавом. Для модифицирования использовали прессованные брикеты из смеси TiCN с порошкообразным железом, которые изготавливали по технологии разработанной совместно с Институтом проблем материаловедения НАН Украины. Брикеты с помощью стального прута вводили в жидкий чугун непосредственно перед заливкой литейных форм. При механической обработке валков опытных плавок отбирали темплеты, из которых вырезали образцы для исследований.

В результате исследований было установлено, что при вводе карбонитрида титана в количестве 0,01–0,025 масс. % в белый хромоникелевый чугун для рабочего слоя валков в его микроструктуре установлено сокращение на 30–45 % протяженности зоны столбчатых кристаллов и значительное измельчение структурных составляющих чугуна (рис. 1).

Такое изменение структуры обеспечивает снижение анизотропии механических свойств, которые характеризуются отношением разницы показателей прочности радиальных и тангенциальных образцов к прочности тангенциальных. Модифицирование чугуна нанодисперсным TiCN снижает анизотропию прочностных свойств с 48,5 до 32,8 % (рис. 2). Это достигается за счет увеличения предела прочности чугуна в тангенциальном направлении. Из рис. 1 видно, что добавка уже 0,01–0,015 % TiCN уменьшает анизотропию свойств до 33–35 %. Дальнейшее увеличение количества TiCN менее

влияет на предел прочности чугуна и, соответственно, на анизотропию свойств. Твердость модифицированного чугуна рабочего слоя на 1–2 ед. HRC выше, чем твердость немодифицированного.

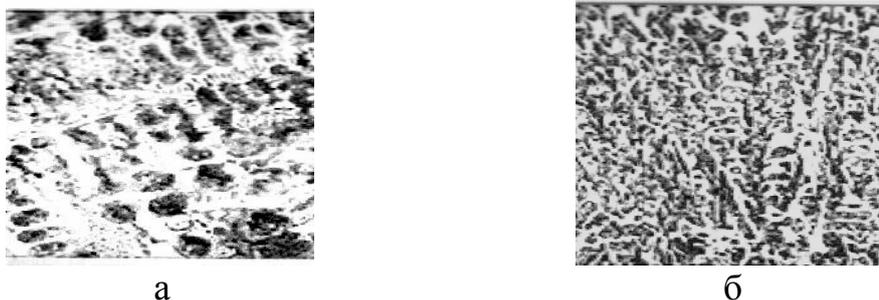


Рис. 1. Микроструктура чугуна рабочего слоя двухслойных валков, $\times 200$: а – немодифицированный; б – модифицированный TiCN

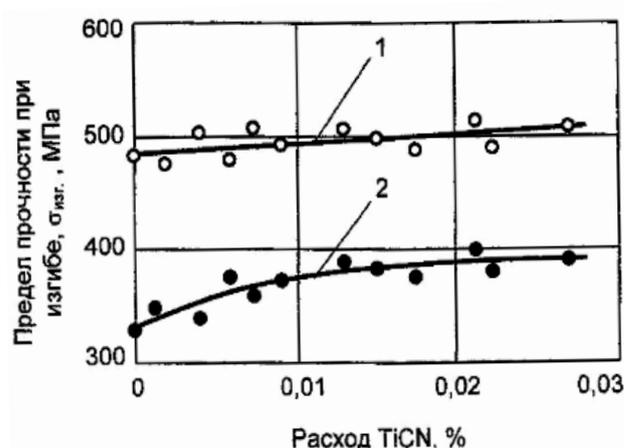


Рис. 2. Влияние расхода ультрадисперсного TiCN на прочностные свойства чугуна:

1 – в радиальном направлении; 2 – в тангенциальном направлении

Несмотря на относительно высокое содержание хрома (0,70–0,80 %) и низкое содержание кремния (0,35–0,45 %), в глубине отбеленного слоя двухслойных валков в ряде случаев наблюдается частичная графитизация, в результате которой в структуре появляются мелкие графитные включения, снижающие твердость чугуна. Это связано с «замутненностью» применяемых расплавов неметаллическими включениями в виде силикатов и окисульфидов из-за плохого качества применяемых в шихте валковых доменных чугунов. Для устранения графитных включений в отбеленном слое применили карбидостабилизирующее модифицирование селеном взамен теллура, который часто используется в вальцелитейном производстве для повышения отбеливаемости чугуна.

Замена теллура селеном, находящимся также в VI группе периодической системы Д. И. Менделеева, при карбидостабилизирующем модифицировании чугуна для двухслойных валков улучшает санитарно-гигиенические условия технологического процесса. Кроме того, селен не снижает пластические и вязкие свойства чугуна сердцевины и шеек вала, а также переходной зоны.

Это является следствием того, что селен не участвует в кристаллизации, а образует менее устойчивые соединения с кислородом, азотом и другими элементами, которые не коагулируют и не сосредотачиваются по границам эвтектических колоний, а растворяются в матрице. Селен в виде порошка в количестве 0,0010–0,0020 % упаковывали в железный пакет и присаживали в ковш с металлом с помощью стального прута. Однако селен имеет низкую температуру плавления (220 °С) и возгонки (1090 °С) и быстро улетучивается из жидкого чугуна. С целью устранения этих недостатков на Кушвинском заводе прокатных валков (Россия) был разработан и внедрен процесс внутриформенного карбидостабилизирующего модифицирования чугуна для двухслойных валков селеном при помощи брикетов из смеси селена с чугунной стружкой. Для его осуществления брикет с селеном закрепляется в нижней части литейной формы. При таком способе модифицирования чугуна обеспечивается повышение чистоты отбела за счет пассивации активных центров графитизации в среднем на 3–4 мм.

Установлено, что эффективность модифицирования увеличивается при газодинамическом воздействии на затвердевающий расплав при условии формирования слоя твердого металла на поверхности рабочей полости формы до момента подачи газа.

Результаты промышленных испытаний опытных валков на стане «2000» ОАО «Северсталь» (Россия) показали, что они имеют на 22,3 % более высокую стойкость по сравнению с валками серийного производства. Стабильность твердости по сечению рабочего слоя способствовала улучшению качества поверхности листового проката. Внедрение разработанного процесса внутриформенного модифицирования позволило практически полностью исключить перевод валков типа ЛПХНд-71 в ЛПХНд-63 из-за несоответствия твердости, а также снизить содержание дорогостоящего никеля в легированном чугуне рабочего слоя на 0,2 %, с 21,9 кг до 19,8 кг на тонну отлитых валков.

Таким образом, в результате выполненных исследований и промышленной отливки разработаны новые технологические процессы модифицирования белого легированного чугуна рабочего слоя двухслойных валков, обеспечивающие за счет изменения его макро- и микроструктуры снижение анизотропии механических свойств, а также повышение твердости и износостойкости. Технология освоена на Кушвинском заводе прокатных валков и планируется ее внедрение на украинских вальцелитейных заводах.

ЛИТЕРАТУРА

1. Кривошеев А. Е. *Литые валки (теоретические и технологические основы производства)* / А. Е. Кривошеев. – М. : Гостехиздат, 1957. – 360 с.
2. Калинин В. Т. *Оборудование и технологии получения ультрадисперсных модификаторов для обработки литейных сплавов* / В. Т. Калинин // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2004. – № 3. – С. 48–51.
3. Карский В. Е. *Применение присадок серы и теллура при отливке валков* / В. Е. Карский // *Литейное производство*. – 1951. – № 7. – С. 8–10.

ОФОС – НОВОЕ ЭКОЛОГИЧЕСКИ ЧИСТОЕ СВЯЗУЮЩЕЕ ДЛЯ ХТС

Каратеев А. М.¹, Пономаренко О. И.¹, Евтушенко Н. С.¹, Восковец В. Г.²
(¹НТУ «ХПИ», г. Харьков, Украина; ²ОАО «Турбоатом», г. Харьков, Украина)

Одним из современных способов получения стержней и форм является использование холодно-твердеющих смесей (ХТС), поэтому разработка новых экологически чистых их составов является актуальной задачей литейного производства.

В настоящее время приобрели большее распространение холодно-твердеющие смеси с синтетическими смолами, что объясняется, прежде всего, их высокой прочностью, небольшим расходом (1–2 %), возможностью регулирования прочности и скорости отверждения в большом диапазоне. При применении ХТС со смолами в несколько раз сокращается цикл изготовления стержней, улучшается чистота поверхности отливки, снижается брак.

На кафедре полимерных композиционных материалов и покрытий совместно с кафедрой литейного производства НТУ «ХПИ» разработано новое экологическое связующее на основе олигофурфурилоксисиланов – ОФОС [1]. Связующее ОФОС можно получить разных модификаций с содержанием от 4 до 7 молей фурфурилоксигрупп. Новое олигомерное связующее представляет собой подвижную жидкость темно-коричневого цвета, которая отверждается под действием кислотных отвердителей. Это экологически чистое полимерное связующее, которое не имеет в своем составе ядовитых либо отравляющих веществ – типа мочевиноальдегидных либо феноло-формальдегид-фуральных смол, которые изначально имеют в своем составе фенолы и альдегиды и выделяют их при термической деструкции связующих во время заливке формы расплавленным металлом. (Результаты токсикологических исследований от 20.11.2007).

Результаты исследований показали, что живучесть смесей на основе связующего ОФОС в присутствии катализаторов БСК, ПТСК и ССК находится в пределах 3–17 мин. Ею можно управлять, изменяя меру полимеризации n и концентрацию катализаторов. Причем увеличение концентрации катализатора приводит к уменьшению живучести. Были исследованы смеси на газотворную способность, влажность, газопроницаемость, осыпаемость, огнеупорность и выбиваемость. Газотворная способность находится в пределах 12,0–15 см³/г, что несколько ниже допустимого параметра для ХТС. Выбиваемость хорошая, осыпаемость 0,1–0,5 %, прилипаемость смеси к стержневому ящику и пригар минимальны, поскольку в процессе термодеструкции происходит полное выгорание, которое связывает и образует Si₂O, H₂O и CO₂.

Прочность формовочной и стержневой смеси с использованием связующего ОФОС через 3 часа составляла для разных катализаторов от 1,95 до 6,0 МПа. Прочность образцов, испытания которых проводилось сразу

после извлечения из формы и по окончании некоторого времени (до 150 минут), увеличивается с уменьшением концентрации катализатора. Т. е. прочность образцов с катализатором ПТСК 50 % выше, чем с ПТСК 70 %. Это обусловлено большой активностью ионов водорода. Необходимо обратить внимание, что образцы с катализатором ПТСК 50 % в данном промежутке времени имеют большую прочность, чем образцы с катализатором БСК 50 %. Первоначальная прочность у образцов с катализатором ССК нарастает медленнее, чем у образцов с катализаторами БСК и ПТСК, но через 24 часа она значительно выше. И стоимость катализатора ССК самая низкая в сравнении с БСК и ПТСК. Сравнивая прочность смесей с разными связующими, можно сделать вывод, что увеличение степени полимеризации *n* приводит к увеличению прочности, независимо от катализатора.

Таким образом, использование ОФОС связующих имеет следующие преимущества:

1. Разработанный в НТУ «ХПИ» олигомер (ОФОС) – связующее для ХТС на основе продуктов переэтерификации этилсиликата-40 (ЭТС-40) и фурфуроливого спирта представляет собой абсолютно экологически чистое связующее, которое по своим свойствам, относительно скорости отверждения песчаных смесей и скорости набора прочности на сжатие и разрыв, не уступает зарубежным аналогам типа ХТС фирмы «Ashland» (Великобритания) и подобным отвердителям Российского производства, Итальянского и др.

2. По технологическому признаку (циклу отверждения) предлагается две группы составов: для смесей с нормальным циклом отверждения ОФОС-N (20–40 минут) и ускоренным циклом отверждения ОФОС – S (5–10 минут). Кроме того, разработаны меры по замедлению скорости отверждения при температуре песка и воздуха свыше 30 °С и ее увеличения при низких температурах.

3. Обеспечены экологичность технологического процесса в результате отсутствия выделения отравляющих и токсичных веществ, как в «холодной» стадии процесса, так и при заливке расплавленным металлом, охлаждение, выбивка и утилизация формовочных смесей.

4. Высокие экономические факторы – цена формовочных смесей для форм и стержней, возможность экономии металла за счет повышения точности литья, снижение толщины стенок, улучшение поверхности отливок и быстрое рассыпание стержней при извлечении изделий из форм.

Предложенные составы ХТС были апробированы в производственных условиях на ОАО «Турбоатом» г. Харьков.

ЛИТЕРАТУРА

1. 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; 2007.

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ГРАНУЛОМЕТРИЧНОГО СКЛАДУ НАПОВНЮВАЧА НА ТЕХНОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ФОРМУВАЛЬНИХ І СТРИЖНЕВИХ СУМІШЕЙ

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

Важливою характеристикою наповнювачів формувальних і стрижневих сумішей є їх гранулометричний склад.

Відомо, що чим дрібніші зерна наповнювача формувальної суміші, тим більш рівномірно вони покриті прошарком в'язучого і краще суміш заповнює та відображає дрібні деталі поверхні моделі, а кутаста форма зерен кварцового піску сприяє підвищенню її міцності. У той же час, газопроникність формувальної суміші залежить від форми та величини зерен наповнювача, його однорідності, кількості в'язучого та ін. Так, формувальна суміш, в складі якої використовується наповнювач із округлими зернами має вищу газопроникність, ніж із кутастими зернами. Дрібні зерна наповнювача, що розташовуються поміж крупними, знижують газопроникність формувальної суміші утворюючи дрібні звивисті канали які утруднюють фільтрацію газів. Зниження газопроникності найчастіше спостерігається при підвищенні міцності сумішей.

Проведений аналіз складів формувальних і стрижневих сумішей, які широко використовуються у ливарному виробництві, показав, що грубі кварцові піски (фракції 063) майже не використовуються, тому що вони утворюють шорстку поверхню виливків та сприяють утворенню пригару на виливках; дуже крупний та крупний (фракції 04 та 0315, відповідно) використовують при виготовленні чавунних та сталевих виливків масою більше 1000 кг; для виготовлення дрібного та середнього литва рекомендується використовувати пісок середній (фракція 02), а дрібний та дуже дрібний (фракції 016 та 01) – для виготовлення тонкостінних чавунних та сталевих виливків, а також виливків із кольорових сплавів.

Гранулометричний склад наповнювача формувальних і стрижневих сумішей оцінюють величиною середнього розміру зерен та коефіцієнтом однорідності. Однак, ці показники не дають повного уявлення про співвідношення зерен різного розміру в загальному об'ємі формувальної суміші. Проведеними дослідженнями встановлено, що саме оптимальне співвідношення різних зернових фракцій наповнювача для даного виду в'язучого, яке використовується для приготування суміші, впливає на технологічні властивості формувальних і стрижневих сумішей і дозволяє максимально їх підвищити.

З метою визначення розміру зерен наповнювача, які найбільшою мірою впливають на технологічні властивості формувальних сумішей, використовували відсіяний річковий кварцовий пісок, що включав тільки наступні фракції – 01, 016, 02, 0315 та 04. У якості в'язучих для приготування формувальних сумішей використовували рідке скло та формувальну глину. Для оптимізації проведення експерименту був побудований план на основі ЛП-т послідовностей.

Проведені дослідження та аналіз поведінки отриманих моделей підтвердили припущення про те, що вміст в'язучих і вологи у складі формувальної суміші в значній мірі залежить від зернового складу наповнювача. За результатами досліджень встановлено складний вплив розміру зерен наповнювача на міцність формувальної суміші у вологому та сухому стані. Встановлено, що вміст наповнювача фракції 0,2 мм у складі суміші значно знижує міцність та газопроникність формувальної суміші. Аналогічна залежність спостерігалася при використанні наповнювача фракції 0,4 мм.

На основі проведених досліджень можна зробити висновок, що оптимальні технологічні властивості пластична формувальна суміш має при використанні в її складі наповнювача із величиною зерен в межах 0,2–0,35 мм.

МАЛОВІДХОДНІ ТЕХНОЛОГІЇ ЛИТТЯ ФАСОННИХ ВИРОБІВ З ПІДВИЩЕНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ ДЛЯ МАШИНОБУДУВАННЯ

Кондратюк С. Є.
(ФТІМС НАН України, м. Київ, Україна)

Існуюча практика виготовлення фасонних деталей для машинобудування пов'язана з переважним використанням для їх виготовлення дефіцитного і дорогого прокату легованих сталей і значними обсягами операцій механічної обробки. Це зумовлює значні енерговитрати на операції механічної обробки (різання, штампування тощо), низький коефіцієнт використання металу, необхідність застосування складних і тривалих режимів термічної обробки. При цьому ресурс їх роботи залишається недостатнім. Збільшення його за рахунок легування або хіміко-термічної обробки мало ефективно і у більшості економічно недоцільно. Перспективним у цьому плані є використання литих виробів замість аналогічних з прокату легованих сталей. Проте використання литих заготовок, які виготовляють за традиційними ливарними технологіями, обмежено у зв'язку з їх низькими механічними властивостями і крихкістю виливків, грубозернистістю литої структури, ліквациї, траскристалізації, пористості.

Проблема заміни виробів з легованого прокату на фасонні виливки успішно вирішується шляхом активного і цілеспрямованого впливу на кристалізацію і структуроутворення при застосуванні інтенсивного і диференційованого тепловідбору при кристалізації сталі і охолодженні виливків в ливарній формі. Параметрами керування кристалізацією і структурою є градієнт температур твердої і рідкої сталі, протяжність двофазної зони, кінетика кристалізації і фазових перетворень. ФТІМС НАН України розроблена базова технологія кокільного лиття з інтенсивним тепло відбором (КЛІТ-процес), яка забезпечує виготовлення виливків з високими властивостями на рівні виробів з легованого прокату. Суть технологій зводиться

до створення високої швидкості охолодження ($10^2 \dots 10^3$ °C/c) при кристалізації і наступному охолодженні виробу. Утворюється регульована дисперсна лита структура з мінімальною ліквідацією, подавляється виділення неметалевих вкраплень і надлишкових окрихчуючих фаз, створюються умови для мартенситного перетворення (гартування). Розроблено різновиди цієї технології, які дозволяють вилучати виливки з форми при певній температурі і здійснювати різні режими термічної обробки з ливарного нагріву.

Одержання фасонних виливків максимально наближених за формою і розмірами до готових виробів забезпечує зниження собівартості їх виготовлення в 2-4 рази, підвищення коефіцієнту використання металу в 2 рази, скорочення відходів металу у стружку, зменшення або усунення трудомістких операцій механічної обробки різанням, зниження енерговитрат, підвищення екологічності виробництва. Ресурс роботи литих виробів може бути підвищений у 2-4 рази у порівнянні з виробами легованого прокату. Реалізується також можливість повторного використання виробів після експлуатації для переплаву.

На основі базових розробок і досвіду їх впровадження створені і вдосконалені технології лиття зносостійких деталей гірничого збагачувального обладнання (броньфутеровочні плити, біла молоткових дробарок, вугільних машин); очисного обладнання (дробометальні лопатки, сопла піскоструйних агрегатів); штампового інструменту (матриці, пуансони); різального інструменту (різці, фрези, пластини глибокого свердлення, зенкери, розвертки, тощо). Технології дозволяють автоматизувати процес лиття шляхом створення ливарних машин і технологічних ліній, використовувати також і вторинну сировину у замкненому технологічному циклі.

Базова технологія відпрацьовується конкретно для певного типу виробів з врахуванням конкретних вимог, умов експлуатації та можливостей виробництва.

СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ, СПАДКОВІСТЬ І ВЛАСТИВОСТІ ЛИТИХ СТАЛЕЙ

Кондратюк С. Є.
(ФТІМС НАН України, м. Київ, Україна)

Спадковість є загальною характеристикою зв'язку будови (структури) у різних поколіннях обробки металевих матеріалів. Під спадковістю розуміють тенденцію збереження в металах особливостей їх будови, фазово-структурного стану та властивостей вихідного матеріалу після різних технологічних впливів. Для литих сталей основними етапами, на яких закладається певна спадкова інформація, є процеси плавлення і кристалізації, які дозволяють шляхом зміни технологічних параметрів та відповідних зовнішніх впливів на рідкий і твердий метал цілеспрямовано змінювати характеристики литої структури, зумовлюючи прояви спадковості і формування необхідних фізико-механічних властивостей виробів.

Виходячи з цього, на литих сталях 20Л, 45Л, 25ХГСТФЛ, 45ХГСТФЛ експериментально показано, що сталі з різною вихідною литою структурою, регламентованою умовами нормального і швидкісного охолодження при кристалізації ($V_{\text{ох}} = 5 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$; $V_{\text{ох}} = 800 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$), успадковують, закладені при кристалізації особливості будови на рівні макро- та мікро-структури, тонкої кристалічної будови після зміцнювальної термічної обробки. При цьому забезпечується збереження високих показників міцності і в'язкості швидкоохолоджених сталей. Показано, що підвищення швидкості охолодження призводить до підвищення густоти дислокацій, викривлень кристалічної ґратки, визначає стабільність закладених при кристалізації спадкових ознак і суттєве підвищення механічних і експлуатаційних характеристик.

При дослідженнях за умов наступних операцій переплаву і кристалізації сталей в регламентованих умовах інтенсивного тепловідбору показано домінуючу роль температурно-часових умов кристалізації і структуроутворення в зв'язку з проявами спадковості. Реалізована можливість не тільки закладення певних позитивних ознак у вихідних литих структурах, але й суттєвого їх підсилення при наступних технологічних впливах.

На прикладі литих сталей з різною вихідною структурою, зумовленою умовами охолодження з різною швидкістю тепловідбору ($V_{\text{ох}} = 2 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$ та $V_{\text{ох}} = 350 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$) при кристалізації, досліджено трансформацію структури та властивостей сталей при гарячій деформації з різним ступенем обтискування ($\varepsilon = 0,68; 0,82; 0,92$) і зміцнювальній термічній обробці.

Встановлено, що вихідні структури сталей 45Л, 45ХГСТФЛ та 25ХГСТФЛ за умов швидкісного охолодження при кристалізації заготовки характеризуються більш високою дисперсністю структурних складових і дендритної будови – у 2,0–2,5 рази порівняно з показниками сталей нормального тепловідбору.

Після операцій гарячої деформації у структурі сталей спостерігається закономірне підвищення однорідності розподілу структурних складових і зменшення їх розмірів відповідно зростанню ступеня обтискування. Закладені при кристалізації спадкові ознаки швидкоохолоджених сталей зберігаються і проявляються у значному подрібненні структур у процесі деформації.

Оцінка трансформації структур за коефіцієнтом пророблюваності $K_{\text{пр}}$ показала більш високі значення цієї характеристики для швидкоохолоджених сталей: для сталі 45Л – 0,126, сталі 45ХГСТФЛ – 0,165 і сталі 25ХГСТФЛ – 0,064 при ступені деформації 0,68. Для нормально охолоджених сталей коефіцієнт пророблюваності становить відповідно 0,056; 0,068 та 0,042. Значення $K_{\text{пр}}$ підвищується відповідно до зростання ступеня обтискування. При цьому розмір зерна після деформаційної обробки швидкоохолоджених заготовок сталей зменшується в середньому на 2–3 номери.

Закладені при кристалізації спадкові ознаки швидкоохолоджених сталей зберігаються також на рівні тонкої кристалічної будови, про що свідчить значне фізичне розширення рентгенівських ліній (110)

та (220) порівняно зі сталями нормального охолодження. Це вказує на зменшення розмірів елементів субструктури, зростання густоти дислокацій та рівня мікронапружень кристалічної ґратки. Виходячи з цього слід очікувати закономірного підвищення характеристик механічних властивостей швидкоохолоджених сталей після деформації і стандартної термічної обробки. Встановлено, що механічні властивості сталей з швидкоохолоджених литих заготовок перевищують властивості цих сталей із заготовок нормального охолодження в середньому: для порогу міцності – на 11–13 %, для порогу текучості 10–13 % і ударної в'язкості 14–17 %.

Встановлені закономірності закладення та збереження позитивних спадкових ознак в литих структурах сталей відкривають додаткові резерви і перспективи підвищення властивостей виробів машинобудування, створення нових ливарних технологій і матеріалів з підготовленою і нерівноважною структурою.

ТЕПЛОСОДЕРЖАНИЕ КОЛОШНИКОВЫХ ГАЗОВ ПРИ ПЛАВКЕ ЧУГУНА В ВАГРАНКЕ

Конончук С. В., Сабирзянов Т. Г.
(КНТУ, г. Кировоград, Украина)

Более 70 % по массе отливок изготавливается из чугуна. Для плавки чугуна широко применяется вагранка как наиболее распространенный чугуноплавильный агрегат литейных цехов.

При проектировании новых и улучшении работы существующих вагранок необходимо точно рассчитать статьи материального и теплового балансов плавки. Важной составляющей теплового баланса является теплота, выносимая колошниковыми газами.

В настоящий момент теплота, выносимая колошниковыми газами, определяется по формуле:

$$Q_{к.г} = V_{к.г} \cdot C_{к.г} \cdot t_{к.г}, \text{ кДж/м}^2 \cdot \text{мин}, \quad (1)$$

где $V_{к.г}$ – расход колошникового газа, $\text{м}^3/\text{м}^2 \cdot \text{мин}$;

$C_{к.г}$ – теплоемкость колошникового газа, $\text{кДж}/\text{м}^3 \cdot \text{К}$;

$t_{к.г}$ – температура колошникового газа, $^{\circ}\text{С}$.

Следует отметить, что теплоемкость колошникового газа зависит от его температуры. Кроме того температура колошникового газа также существенно изменяется в зависимости от входных параметров – относительного расхода кокса m_c и удельного расхода дутья L_a . Поэтому расчет теплоты, выносимой колошниковыми газами по формуле (1) для точных расчетов неприемлем ввиду большой погрешности. Эту статью теплового баланса целесообразно отыскивать в виде статистической зависимости от входных параметров – относительного расхода кокса

и удельного расхода дутья путем обработки надежных экспериментальных данных.

Используя статистические данные [1–3] по температуре чугуна на выпуске для различных значений L'_α и m_C , из уравнения теплового баланса были определены значения теплосодержания колошниковых газов – $Q_{к.г}$ для соответствующих значений L'_α и m_C . По методике, описанной в [4], построив соответствующий композиционный план для 13-ти точек, была найдена зависимость $Q_{к.г} = f(L'_\alpha, m_C)$ в виде квадратики:

$$Q_{к.г} = 84356 + 296L'_\alpha + 75m_C + 1,25L'^2_\alpha + 188,6m^2_C + 4L'_\alpha m_C. \quad (2)$$

Используя данную формулу при определении температур чугуна по изложенной методике, получены расчетные значения, которые удовлетворительно согласуются с заданными вначале экспериментальными данными. Таким образом, полученная математическая модель зависимости $Q_{к.г} = f(L'_\alpha, m_C)$ является адекватной и может быть использована в расчетах тепловых балансов плавки при проектировании новых и улучшении работы существующих вагранок.

ЛИТЕРАТУРА

1. Мариенбах Л. М. *Механизация и автоматизация процессов плавки чугуна в вагранке* / Л. М. Мариенбах, А. М. Шапиро. – М. : Машиностроение, 1968. – 104 с.
2. Patterson W. *Gesetzmässigkeiten des Schmelzens im Kupolofen* / W. Patterson, F. Neumann // *Giesserei Techn.* – 1961. – № 3. – S. 13–24.
3. Patterson W. *Die Stoffbilanz und Wärmebilanz das Kaltwindkupolofens* / W. Patterson, F. Neumann // *Giesserei Techn.* – 1961. – № 4. – S. 10–30.
4. Рафалес-Ламарка Э. Э. *Некоторые методы планирования и математического анализа биологических экспериментов* / Э. Э. Рафалес-Ламарка, В. Г. Николаев. – Киев : Наукова думка, 1971. – 119 с.

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЛАВОВ В ОБЛАСТИ Co–ZrCo₂–Zr₂Ni₇–Ni ТРОЙНОЙ СИСТЕМЫ Co–Ni–Zr

Косорукова Т. А.

(ИМФ им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, г. Киев, Украина)

Сплавы системы Co–Ni–Zr в области частичной системы Zr₂Ni₇ – ZrCo₂–Co–Ni исследовались методами оптической и сканирующее электронной микроскопии, рентгенофазового (РФА), локального рентгеноспектрального (ЛРСА) и дифференциально-термического (ДТА) анализов.

В качестве исходных компонентов сплавов использовались: электролитический Ni марки Н1 (99,8 %), кобальт К1 (99,8 %), цирконий йодидный (99,95 %). Выплавка слитков весом 15–30 г производилась в лабораторной

электродуговой печи с нерасходуемым вольфрамовым электродом на медном водоохлаждаемом поду в атмосфере очищенного аргона. Контроль состава сплавов осуществлялся методом флуоресцентного рентгеноспектрального анализа на спектрометре VRA 30.

Исследовались сплавы на луче $Zr_2Ni_7-ZrCo_2$ и изоконцентрате циркония 8,8 ат. %, а также двойные для уточнения диаграмм состояния $Zr-Co$ и $Zr-Ni$. Результаты РФА вдоль сечения $Zr_2Ni_7-ZrCo_2$ показали наличие трех фазовых областей: однофазной – существования твердого раствора на основе соединения $ZrCo_2$, двухфазной от 17,8 до 35,5 ат. % Co , где наблюдались спектры $ZrCo_2$ и $ZrNi_5$, области существования твердого раствора на основе $ZrNi_5$, Zr_2Ni_7 , концентрационная зависимость параметров соответствующих структур построена. Данные ДТА и металлографического анализа указывают на эвтектический характер фазовых равновесий в данной системе.

Данные РФА литых сплавов на изоконцентрате циркония 8,8 ат. % показывают наличие рефлексов твердого раствора (Co , Ni) и твердого раствора на основе соединения Ni_5Zr с кристаллической решеткой $AuBe_5$ вдоль всей области концентраций. Следует отметить, что в работе [1] при исследовании сплавов на разрезе $Ni_{5-x}Co_xZr$ ($x = 0, 1, 2, 3$), отожженных при $600\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 300 часов, однофазная область со структурой $AuBe_5$ наблюдалось только в пределах концентраций $0 \leq x \leq 2$, в то время как сплав Ni_2Co_3Zr является двухфазным, что может свидетельствовать о нестабильности соединения Co_5Zr в равновесных условиях. Поскольку, по литературным данным [2], на диаграмме состояния $Co-Zr$ соединения Co_5Zr не указано, однако заявлено о существовании соединения с неизвестной структурой $Co_{11}Zr_2$, для уточнения наличия этих соединений были исследованы сплавы этой системы. По данным ДТА сплавов на изоконцентрате 8,8 ат. % Zr была построена диаграмма плавкости. Методом ЛРСА литых сплавов определен состав образующихся фаз.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Hydrogen absorption properties of $ZrNi_{5-x}Co_x$ alloys* / K. Giza, W. Iwasieczko, H. Drulis, V. V. Pavlyuk, H. Bala // *Mat. Science.* – 2001. – A 303. – P. 158–162.
2. *The Phase Diagram of Cobalt-Zirconium System* / S. K. Bataleva, V. V. Kuprina, V. V. Burnasheva, V. Y. Markiv, G. N. Ronami, S. M. Kuznetsova // *Moscow Univ. Chem. Bull. (Engl. Transl.)*. – 1970. – V. 25. – N. 5. – P. 33–36.

ТЕХНОЛОГИЯ ПРЯМОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ЧУГУНА И СТАЛИ ИЗ ОКСИДНЫХ РАСПЛАВОВ

Костяков В. Н., Филозоф В. Н.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Одной из перспективных технологий, обеспечивающей уменьшение энерго- и материалоемкости и минимальное загрязнение окружающей среды, является технология прямого легирования стали из оксидных материалов (руды, концентраты, шламы, шлаки, окалина и другие отходы производства, содержащие легирующие металлы).

В основу технологии прямого легирования стали из оксидных материалов положены следующие принципы.

Температура плавления оксидов, зависящая от их ионности, характеризует энергию связи Me–O и активность оксидов по отношению к восстановителю. Температура начала и скорость восстановления металлов, степень полезного использования восстановителя и полнота извлечения металлов зависят от температуры плавления смеси оксидов. Если система гетерогенна с большим интервалом $t_{лик} - t_{сол}$, по мере восстановления металлов происходит изменение их валентности параллельно с взаимодействием с атмосферой и поверхностным окислением, т. е. происходит рост химического потенциала кислорода шлака (O^{2-}).

Низкая скорость реакции восстановления и взаимодействия с кислородом атмосферы снижает степень полезного использования восстановителя и степени извлечения металлов в гомогенном расплаве эвтектического типа с высокой начальной концентрацией O^{2-} .

Основываясь на научных предпосылках, в ФТИМС НАН Украины проведены исследования прямого легирования стали Ст. 3 из оксидов металлов, содержащихся в гальваношламах.

Химический состав выплавленных сплавов показан в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав сплавов

№ п/п	Сплав	Содержание элементов, мас. %										
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb	W	Cu	S	P
1	Ni13Cr2MoCu	0,6	1,3	0,2	2,0	13,0	0,5	0,1	0,3	0,7	–	–
2	Ni8CuS2P2	2,16	0,87	0,20	–	7,84	–	–	–	0,3	1,99	1,56
3	NiCu2Cr2SP	0,14	0,91	0,23	0,18	1,03	–	–	–	2,4	0,45	0,82

Выплавленные сплавы характеризуются наличием в их составе Cr, Ni, Cu, S, P. Повышенное содержание серы и фосфора объясняется тем, что их соединения являются составной частью электролитов и в результате протекания химических реакций выпадают в шлак.

Выполненные исследования позволили разработать технологию получения легированных чугуна и стали элементами, содержащимися в рудном сырье и образующихся отходах при производстве металлопродукции.

ЭКСПЛУАТАЦИОННАЯ НАДЕЖНОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА В ЛИТЫХ ДЕТАЛЯХ АВТОМОБИЛЕЙ

Косячков В. А.¹, Нестеренко Ю. В.¹, Фесенко М. А.²
(¹НТУУ «КПИ», г. Киев, Украина; ²ДГМА г. Краматорск, Украина)

Ответственные литые детали большегрузных автомобилей (коленчатый и кулачковый валы, элементы сцепки, кронштейны амортизаторов и т. п.) в процессе эксплуатации в условиях некачественного дорожного покрытия и отрицательных температур испытывают значительные перегрузки. Их эксплуатационная надежность определяется ударной и циклической вязкостью, а также температурой перехода материала детали от вязкого механизма разрушения к хрупкому (т. н. «хладноломкостью»). При выборе сплава для подобных изделий конструкторы традиционно отдавали предпочтение низкоуглеродистой стали, ударная вязкость и «хладнотойкость» которой находится в обратной зависимости от содержания фосфора.

Во второй половине прошлого века в автомобилестроительном литье углеродистую сталь практически полностью вытеснил высокопрочный чугун с шаровидным графитом. По комплексу эксплуатационных, технологических и экономических показателей новый сплав существенно превосходит стальное литье и поковки. Достаточно напомнить, что замена кованой стали литым высокопрочным чугуном повысила гарантированный мотопробег коленчатых валов мотоциклов серии К-750 «Днепр» в четыре раза. Однако недооценка особенностей чугуна с шаровидным графитом в отечественных условиях эксплуатации импортных большегрузных автомобилей «тропического» исполнения сопровождается их периодическими аварийными поломками.

Основным способом производства высокопрочного чугуна с шаровидным графитом является обязательная операция технологического процесса литья – внепечное сфероидизирующее и графитизирующее модифицирование жидкого металла магнием и кремнием. Чаще всего такое модифицирование осуществляют комплексным железо-кремний-магниевым ферросплавом, содержащим 6–8 % магния и 40–50 % кремния. Для гарантированной сфероидизации графита и предупреждения возможной кристаллизации чугуна по метастабильной системе с хрупкой ледебуритной эвтектикой на некоторых предприятиях, производящих автомобильное литье, расход комплексного модификатора повышают до 2,0–2,5% от массы исходного расплава. В итоге существенно повышается содержание кремния в чугуне годных отливок.

Известно, что с повышением содержания кремния от 2,0 до 3,5 % ударная вязкость стандартных образцов из высокопрочного чугуна без надреза снижается в 5–7 раз: с 1400 (а образцов с U-образным надрезом Шарпи – с 1000) до 200 кДж/м². Также известно, что при испытаниях на ударную вязкость при повышении содержания кремния от 1,0 до 3,0 %

температура перехода вязкого механизма распространения трещины в хрупкий механизм разрушения образцов из чугуна с шаровидным графитом повышается от 0 до + 50 °С. Не случайно технологической инструкцией Минавтопрома СССР максимально допустимое содержание кремния в отливках из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом ограничено 2,3 %.

Научно-исследовательской лабораторией инженерно-физического факультета НТУУ «КПИ» установлено, что в одной из аварийно разрушенных деталей из высокопрочного чугуна импортного большегрузного автомобиля содержание кремния составляет 3,1 %. Методом электронной микроскопии в микроструктуре анализируемого чугуна обнаружена неизвестная ранее силицидная фаза, обогащенная кремнием до 9–11 %. Твердая хрупкая силицидная фаза в виде хаотично расположенных в металлической матрице тонких двусторонне острых иголок служит концентратором пиковых напряжений. В процессе форсированного режима эксплуатации, особенно при отрицательных температурах, подобная фаза является наиболее вероятным потенциальным транзитным маршрутом распространения аварийной трещины. Поэтому украинским грузоперевозчикам рекомендуется приобретать большегрузные автомобили преимущественно в «северном» исполнении с содержанием кремния в высокопрочном чугуне ответственных литых деталей не более 2,3 % либо заменять эти детали качественными деталями отечественного производства.

ОЦЕНКА ГАЗОНАСЫЩЕННОСТИ ЖИДКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Котлярский Ф. М., Белик В. И., Дука В. М.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Многочисленные разновидности пробы для оценки газосодержания алюминиевых сплавов имеют существенные недостатки. Так, использование в качестве показателя газосодержания следов выделяющихся пузырьков ненадежно тем, что эти следы, хорошо заметные при небольшом количестве пузырьков, сливаются при повышенном газосодержании, а с образованием в поверхностном слое расплава сплошного кристаллического каркаса всплывание пузырьков прекращается. Главным же недостатком является неконтролируемое удаление выделяющихся из пробы газов через свободную поверхность в окружающее пространство, из-за чего фиксируемая на макрошлифах пористость и выпуклость поверхности определяются оставшимся в пробе газом, количество которого также неизвестно, как неизвестно и соотношение между оставшимся газом и его общим содержанием. Поэтому нет оснований утверждать, что фиксируемая в таких пробах пористость отражает реальное газосодержание сплава.

Тем не менее, технологические пробы привлекают простотой конструкции и необходимого вспомогательного оборудования, и могут быть за короткий срок и с минимальными финансовыми расходами реализованы на любом литейном участке, в отличие от дорогостоящих анализаторов водорода.

Сохраняя эти достоинства технологических проб, можно избежать их недостатков, для чего следует исключить возможность бесконтрольного удаления газа из пробы в процессе ее затвердевания. В таком случае весь выделившийся газ будет зафиксирован в виде пор, и величина пористости пробы будет коррелировать с газосодержанием расплава. Предлагаемая проба представляет собой отливку в виде клина (что обеспечивает хорошее питание), поставленного на ребро, с прибылью в толстой части. Сравнением плотностей образцов, приготовленных из верхней, средней и нижней частей пробы можно оценить не только общее газосодержание расплава, но и соотношение количеств газа, выделившегося в отливке до и после образования сплошного кристаллического каркаса.

На рис. 1 представлена зависимость пористости верхней части такой пробы от содержания водорода в сплаве АК7, определенном на анализаторе водорода RHEN-602 фирмы LECO. При наличии достаточной статистики для данного типа сплава по величине пористости верхней части пробы можно определить содержание водорода в расплаве.

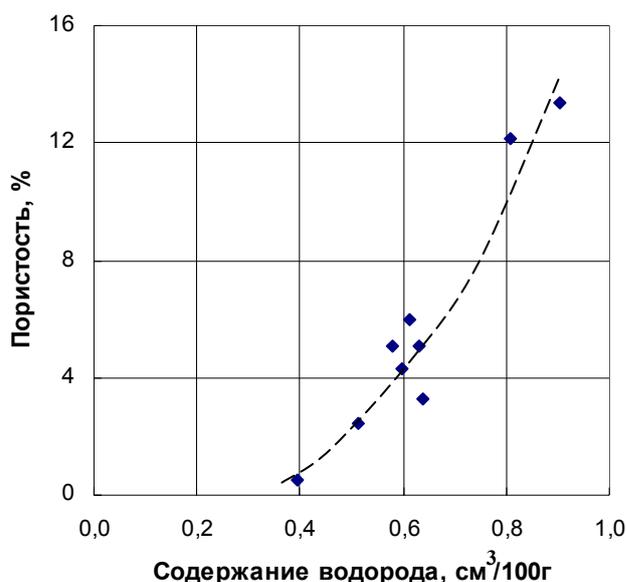


Рис. 1. Зависимость пористости в верхней части пробы от содержания водорода в расплаве

Еще более простым и менее металлоемким вариантом пробы является проба в виде цилиндра, получаемая погружением формы в расплав или всасыванием, когда роль питающего узла выполняет ванна расплава. Поскольку оценка газонасыщенности сплава проводится сравнением плотностей различных частей пробы, в качестве образца с малой пористостью используется проливаемое в верхней части цилиндра тонкостенное кольцо с уклоном, обеспечивающим нормальное питание при затвердевании.

Следует признать, что необходимость порезки и гидростатического взвешивания образцов предлагаемых проб с кристаллизующейся верхней поверхностью снижает оперативность получения результатов, продолжительность анализа может занять до 30 минут. Существует, однако, возможность проведения и экспресс анализа, длительностью несколько минут, для чего цилиндрическая форма заполняется вакуумным всасыванием из специального ковша, установленного на электронные весы, фиксирующие изменение веса залитого в него расплава в процессе заполнения формы и питания отливки. Вычислив вес питающего расплава и разделив его на вес отливки, получим часть усадки, скомпенсированную питающим расплавом, а сравнив эту часть с общей усадкой затвердевания данного сплава, определим, какая часть усадки оказалась скомпенсированной выделившимся газом, что и является показателем оценки газосодержания расплава.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ Me–B–C

Кудин В. Г., Макара В. А., Судацова В. С., Лагодюк Ю. В., Шевченко М. А.
(КНУ им. Тараса Шевченко, г. Киев, Украина)

Определение термодинамических свойств расплавов трехкомпонентных систем при высоких температурах является сложной экспериментальной задачей. В связи с этим разрабатываются математические модели, позволяющие прогнозировать термодинамические свойства трехкомпонентных систем в широком концентрационном интервале, исходя из данных для граничных двойных систем, так как последние хорошо изучены. Наиболее подходящими для расчета термодинамических свойств тройных расплавов, образованных двумя граничными системами, в которых наблюдается сильное межчастичное взаимодействие между разнородными атомами, а третья – близка к регулярным растворам, являются модели Тупа и Бонье-Кабо.

Сплавы, содержащие бор, углерод и переходной металл, характеризуются уникальными свойствами. Поэтому экспериментально были определены энтальпии смешения расплавов с высокой концентрацией переходного металла (рис. 1). Из рис. 1 видно, что энтальпии смешения расплавов тройных систем Co (Ni)–B–C, исследованные и рассчитанные по уравнению Тупа в пределах экспериментальных ошибок, коррелируют между собой.

Термодинамические свойства расплавов других борокарбидных систем с 3d-металлами практически не исследованы, а известны лишь свойства бор- и углеродсодержащих двойных систем в ограниченном интервале составов и энтальпии образования боридов, карбидов. Используя последние, мы предсказали энтальпии смешения расплавов двойных систем Me–B(C) во всем интервале концентраций. Это позволило нам рассчитать термодинамические свойства ранее не изученных тройных расплавов Me–B–C во всем интервале составов. Установлено, что все они образуются с выделением теплоты. Это коррелирует с их поведением в твердом состоянии.

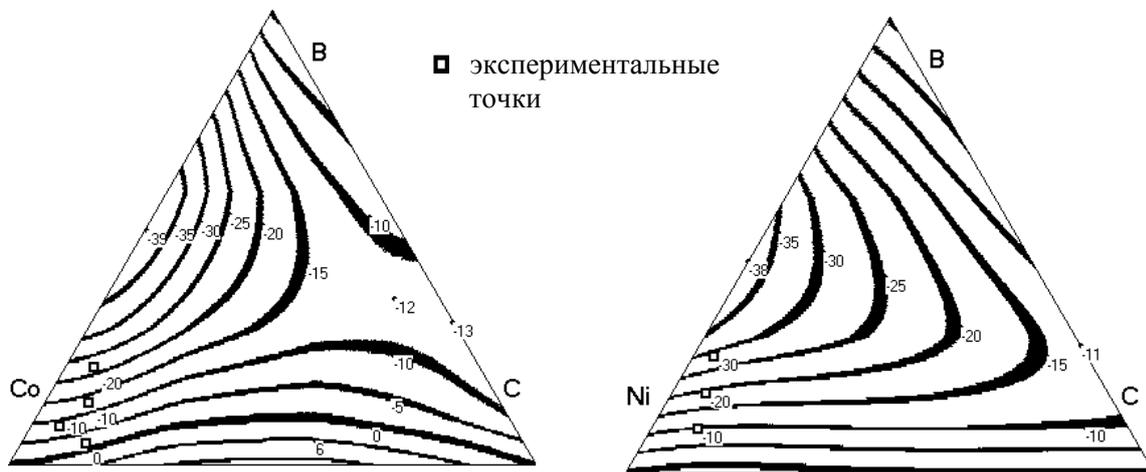


Рис. 1. Изоэнтальпии смешения расплавов тройных систем Co (Ni)-B-C

ОЦІНКА СХИЛЬНОСТІ СПЛАВІВ ДО АМОРФІЗАЦІЇ

Кудін В. Г., Шевченко М. О., Судавцова В. С., Лагодюк Ю. В.
(КНУ ім. Тараса Шевченка, м. Київ, Україна)

Тепер схильність до склоутворення (аморфізації) розглядається, виходячи з вірогідності зародження в розплаві центрів кристалізації, швидкості їх росту, а також структури рідини. Відомо, що в рідких сплавах частина атомів об'єднана в асоційовані групи A_mB_n , а інші розподілені випадково. Коли склад рідини відповідає складу кластера (а той, в свою чергу, складу тугоплавкої сполуки), то при швидкому гартуванні з рідкого стану буде утворюватися переважно ця сполука. Тому в цьому випадку схильність до аморфізації буде низькою. Коли ентальпія утворення рідкого сплаву приймає невеликі значення, коефіцієнт взаємодифузії різносортих атомів буде малим, то при швидкому охолодженні може утворитися аморфна фаза.

Зелінський П. та Матія Г. розглянули тенденцію до склоутворення (GFT – glass forming tendency) як десятковий логарифм часу, необхідного для утворення помітної кількості зародків кристалічної фази в переохолодженій рідині. У результаті виконаного аналізу процесу зародкоутворення було отримано рівняння:

$$GFT = -\lg\left(1 - 2\frac{\Delta H(x)}{RT}\right) - 0,434 \left[\frac{\Delta H(x)}{RT} + \frac{1}{3} \cdot \left(\frac{c}{c_m}\right)^{m+n} \cdot \lg\left(\frac{N}{m+n}\right) \right], \quad (1)$$

де $\Delta H(x)$ – ентальпія змішування розплавів як функція складу;

T – температура, до якої може бути переохолоджена рідка фаза;

c, c_m – концентрації компоненту в розплаві і кластерах A_mB_n , відповідно;

Ясно, що GFT залежить від природи компонентів рідини та складу кластерів, що утворюються. Причому, склоутворення полегшується

при зменшенні $|\Delta H|$ та при зниженні температури переохолодження. Наприклад, проведені розрахунки показують, що рідкі сплави системи Ni–B–C мають підвищену схильність до аморфізації в багатій на нікель області концентрацій, про що свідчать додатні значення розрахованої функції GFT (рис. 1). GFT і експериментальні області аморфізації розплавів Ni–B–C узгоджуються.

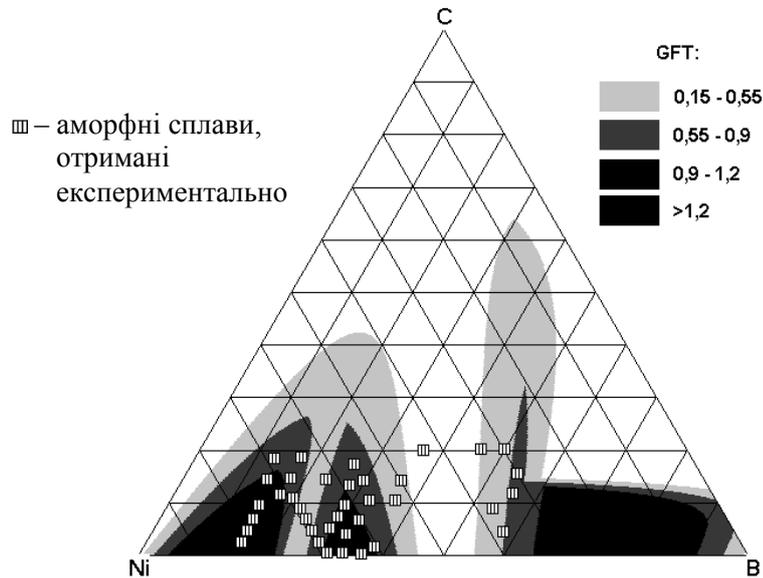


Рис. 1. Ізолінії здатності до аморфізації (GFT) розплавів Ni–B–C

О ВОЗМОЖНОСТИ МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ, ПРОИСХОДЯЩИХ НА ГРАНИЦЕ РАЗДЕЛА РАСПЛАВ – ПРОТИВОПРИГАРНОЕ ПОКРЫТИЕ – ФОРМА

Кукуй Д. М.¹, Николайчик Ю. А.¹, Судник Л. В.²

¹БНТУ, г. Минск, Республика Беларусь;

²Государственное научно-производственное объединение порошковой металлургии, г. Минск, Республика Беларусь)

В настоящее время существенный прогресс в литейном производстве может быть обеспечен высокими темпами автоматизации и внедрения новейших технологий, включая информационные: системы автоматизированного проектирования (САД), системы инженерного анализа (САЕ).

В настоящей работе показана возможность качественной и количественной оценки вероятности образования и предотвращения поверхностных дефектов отливок с использованием средств моделирования физических процессов на границе раздела расплав – форма («р-ф») и расплав – противопригарное покрытие – форма («р-п-ф»). В качестве инструмента позволяющего выполнить расчеты и получить визуальную картину процессов протекающих на границе раздела «р-ф» и «р-п-ф» использована система компьютерного моделирования литейных процессов (СКМ ЛП) «ПолигонСофт».

Анализ процессов на границе раздела «р-ф» и «р-п-ф» выполнен для ступенчатой технологической пробы (рис. 1). Толщина стенки отливки изменяется от 10 до 50 мм. Для сопоставления результатов в одной литейной форме предполагается изготовление двух отливок (одна часть формы окрашена, вторая без покрытия). Трехмерная модель литейной формы в сборе и отливки построена в среде SolidWorks. Генерация конечно-элементной сетки выполнена в «COSMOS Design STAR».

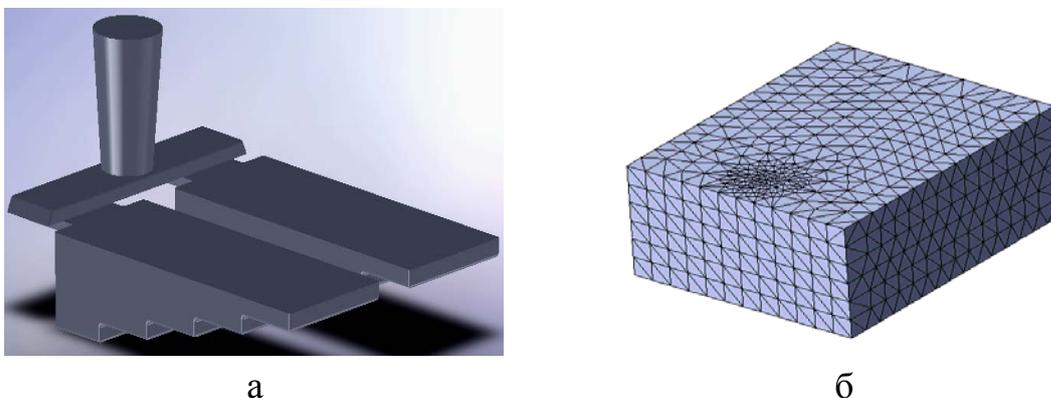


Рис. 1. Технологическая ступенчатая проба для изучения процессов пригарообразования:

- а – 3D-модель отливки с литниково-питающей системой;
- б – литейная форма в сборе с конечно-элементной сеткой

Работа с системой компьютерного моделирования литейных процессов (СКМ ЛП) «ПолигонСофт» построена по модульному принципу. Подготовка к расчету включает в себя подготовку сеточной модели расчетной области в предпроцессоре «Мастер-3D». Этот модуль позволяет проанализировать качество конечно-элементной сетки, сориентировать модель относительно вектора силы тяжести, присвоить отдельным элементам тип отливка/форма и задать индексы объемов и границ. В нашем случае одной из границ форма-отливка (окрашенная часть формы) присваивается отдельный индекс отличный от индекса неокрашенной части формы.

Определение граничных (ГУ) и начальных (НУ) условий выполняется в предпроцессоре «Сплав». Индексам границ и объемов присваиваются соответствующие теплофизические свойства. Так для противопопригарных покрытий на различных огнеупорных наполнителях существует возможность учесть коэффициент теплопроводности, толщину покрытия, теплоемкость, теплоаккумулирующую способность и степень черноты.

По известному химическому составу материала отливки (табл. 1) синтезированы тепловые свойства сплава.

Таблица 1

Химический состав чугуна

C	Si	Mn	S	P
3,40	1,60	0,80	0,08	0,12

Расчет процессов гидродинамики заполнения формы и кристаллизации расплава выполнен в модулях «Эйлер» и «Фурье-3D» соответственно.

Визуализировать картину расчетов и получить численные значения распределения скоростей движения расплава, температур, давлений и усадочных дефектов позволяет модуль «Мираж-3D».

Динамика изменения температуры в процессе кристаллизации отслеживалась в контрольных точках на ступенях технологической пробы (толщина стенки изменяется от 10 до 50 мм), как в отливке, так и в форме (рис. 2).

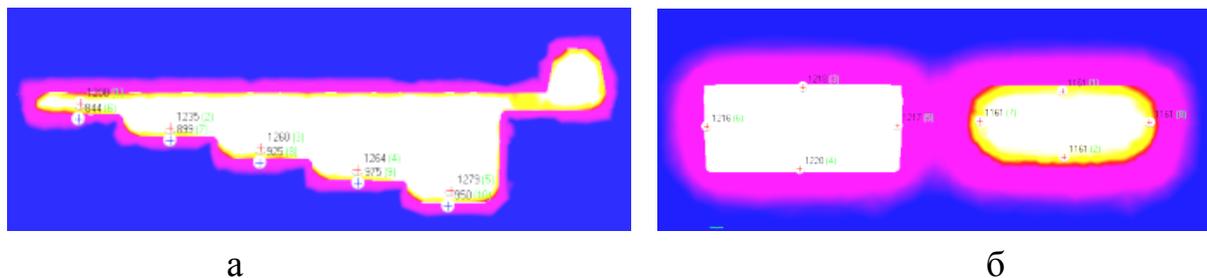


Рис. 2. Распределение температуры в отливке и форме в процессе кристаллизации:

- а – продольное сечение окрашенной части формы;
- б – поперечное сечение формы

Выполненные расчеты процессов гидродинамики заполнения формы и кристаллизации позволяют проследить динамику изменения температуры (рис. 3, 4) и давлений на границе раздела «р-ф» и «р-п-ф». На основании полученных физических данных правильно подобрать защитное противпригарное покрытие и спрогнозировать будущее качество поверхности отливки.

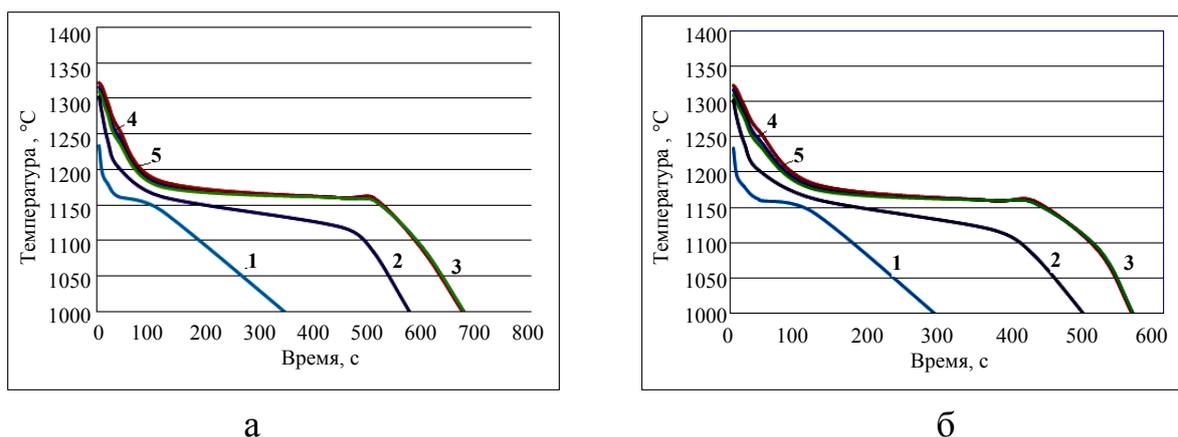


Рис. 3. Динамика изменения температуры в отливке:
 а – неокрашенная форма; б – окрашенная форма;
 1, 2, 3, 4, 5 – изменение температуры в контрольных точках с толщиной стенки отливки 10, 20, 30, 40, 50 мм соответственно

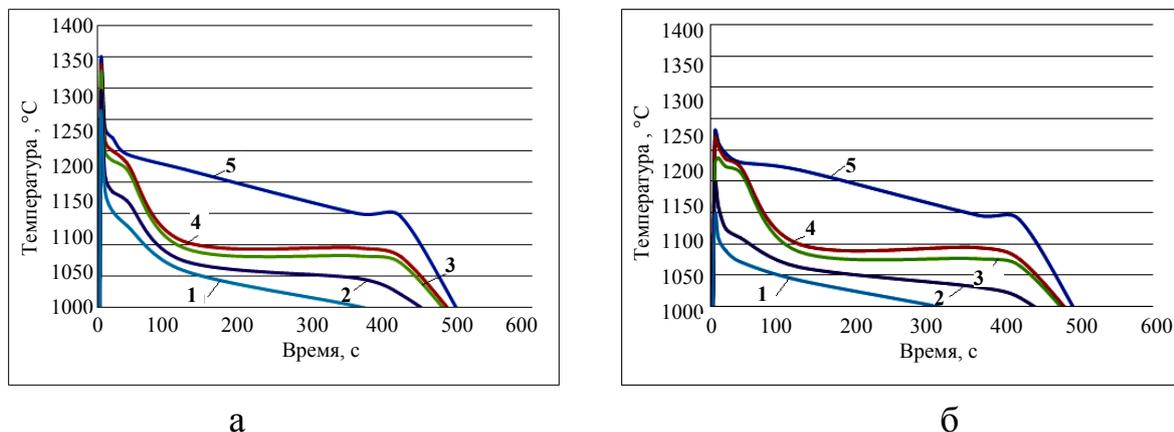


Рис. 4. Динамика изменения температуры в форме:
 а – неокрашенная форма; б – окрашенная форма;
 1, 2, 3, 4, 5 – изменение температуры в контрольных точках с толщиной стенки отливки 10, 20, 30, 40, 50 мм соответственно

РЕГЕНЕРАЦИЯ ФОРМОВОЧНЫХ ПЕСКОВ ИЗ ОБОРОТНЫХ ПЕСЧАНО-ГЛИНИСТЫХ СМЕСЕЙ

Кукуй Д. М.¹, Одиночко В. Ф.¹, Кирилов И. В.¹,
 Воробьёв В. В.², Коренюк Г. С.³,

(¹БНТУ, г. Минск, Республика Беларусь; ²УП «НПО «Центр», г. Минск, Республика Беларусь; ³РУП МТЗ, г. Минск, Республика Беларусь)

В связи с широким применением технологии производства стержней по колд-бокс-амин процессу, значительное количество оборотных формовочных песчано-глинистых смесей (ОФС) приходится отправлять в отвал. Это в первую очередь связано с тем, что стержневые смеси, обладая хорошей выбиваемостью, практически полностью после выбивной решетки перемешиваются с ОФС, что приводит как к их засорению, так и резкому увеличению их количества.

На практике предприятия для уменьшения количества отвальных смесей отказываются от освежения ОФС, следствием этого, является ухудшение их технологических свойств.

Традиционно ОФС используется многократно и регенерации не подвергается. Но, в связи с выше изложенным, в настоящее время проблема регенерации формовочных песков из отвальных смесей приобретает актуальность.

На кафедре «Машины и технология литейного производства» Белорусского национального технического университета совместно с УП «НПО «Центр» была проведена серия экспериментальных исследований процесса сухой механической регенерации формовочного песка из отвальных смесей РУП МТЗ. При этом было использовано лабораторное оборудование НПО «Центр», предназначенное для измельчения минеральных материалов и классификации их по крупности.

Процесс очистки зёрен наполнителя ОФС от включений глины и угля носил ударно-оттирочный характер: к разрушению адгезионных связей между кварцевым песком и связующим материалом приводил удар разогнанных частиц смеси об отбойный элемент, а также взаимодействие частиц в динамическом слое регенерируемого материала. Сопутствующая воздушная сепарация отделяла пылевидную фракцию, предотвращая засорение регенерата мелкодисперсным материалом.

Регенерированный песок подвергался химическому и оптическому микроскопическому анализу, определялся гранулометрический состав и содержание глинистой составляющей, а также проводились испытания технологических свойств стержневых и формовочных смесей с добавкой регенерированного песка взамен свежего.

Оптический микроскопический анализ показал, что ОФС имеет черный матовый цвет, а поверхность зерен песка покрыта чешуйками налипших посторонних включений, которые плотно сгруппированы на поверхности наполнителя. На поверхности же зерен регенерированного песка отсутствуют скопления примесных чешуек. Остатки углеродистых включений в микронеровностях зерен песка обуславливают его светло-серый цвет.

Отходы процесса регенерации представляют собой пылевидную фракцию, состоящую из кварцевых частиц, глины и угля. Наличие углеродистых соединений в ней, а также в ОФС и в регенерате подтверждается результатами химического анализа и определением потерь при прокаливании (п. п. п.). По результатам химического анализа в ОФС массовая доля углерода находилась на уровне 2 %, в то время как в регенерированном материале количество углерода уменьшалось до 0,6 %, в пылевидной фракции было сосредоточено 8 % углеродистых включений.

На рис. 1 представлены интегральные кривые распределения частиц по размерам для песка формовочного, отработанной формовочной смеси и регенерированного песка.

Анализ интегрального распределения показывает, что кривые для свежей смеси и для регенерированной смеси практически не отличаются. По гранулометрическому составу регенерированный песок не уступает свежему, а по коэффициенту однородности – даже превосходит.

Результаты исследования свойств холодно-твердеющих смесей (ХТС) с использованием карбамидо-фурановой силанизированной смолы КФ-65С (2 % от массы наполнителя) и катализатора отверждения – ортофосфорной кислоты (1 % от массы наполнителя) показали, что использование 15 % регенерата практически не влияет на конечную прочность смеси. Но следует отметить, что использование регенерата существенно уменьшает скорость отверждения ХТС.

В тоже время увеличение содержания смолы до 3 % и катализатора до 1,5% позволяет повысить количество регенерированного песка в смеси до 30 % и повысить прочность на разрыв через 24 часа отверждения до 2,3–2,5 МПа.

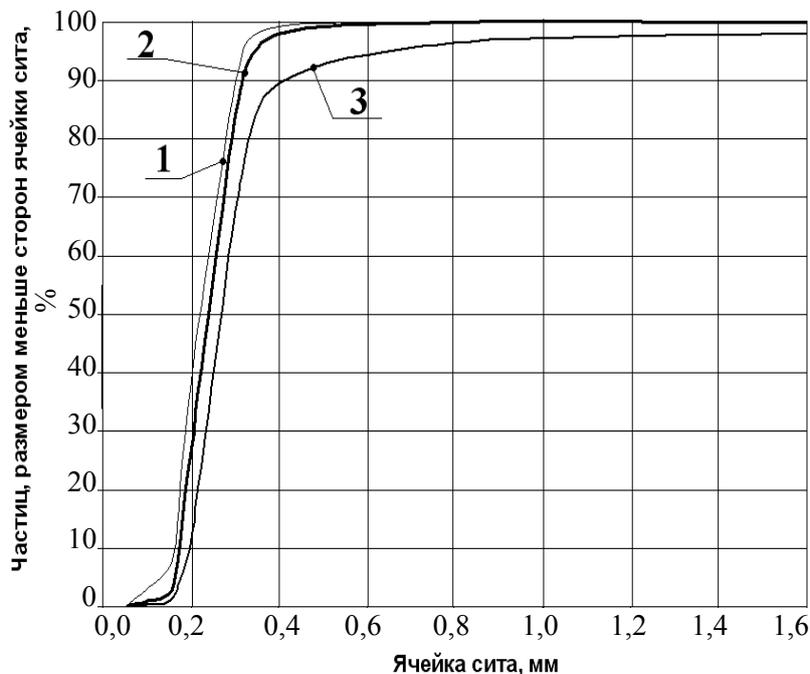


Рис. 1. Интегральное распределение частиц по размерам:
 1 – регенерированный песок; 2 – формовочный песок ($2K_1O_2O_{25}$); 3 – ОФС

Технологические испытания песчано-глинистых смесей, составы которых изменялись до 10 % по количеству свежего и регенерированного песков в качестве освежающей добавки, проводили в лаборатории РУП МТЗ. Замесы проводились с использованием лабораторного каткового смесителя. Время перемешивания сухих компонентов – 1 мин и затем ещё 1,5 мин при добавлении воды.

Как показали результаты экспериментов, технологические свойства образцов с освежающей добавкой (регенератом) практически не отличается от свойств образцов с добавкой свежего песка при всех других прочих равных условиях. Прочность на сжатие находилась в пределах 1,04–1,27 МПа, текучесть 35–41 %, уплотняемость 41–56 %, газопроницаемость 102–121 ед. При одновременном незначительном изменении остальных параметров, это говорит о том, что данная регенерированная смесь может вполне успешно применяться в качестве освежающей добавки.

Весьма интересным отходом процесса регенерации является пылевидная фракция (своеобразный компаунд), состоящий из трёх основных компонентов: кварц, глина и уголь (см. табл. 1). Учитывая химический состав этого отхода, исследовалась возможность частичной замены им (от 2 до 6 %) в составах песчано-глинистых смесей бентонита и молотого угля.

Эксперименты показали, что добавление в смесь 2–4 % пылевидной фракции (отхода регенерации) при соответствующем сокращении бентонита в пределах 0,3–0,5 % и угольной добавки 0,2–0,3 % существенно на технологические свойства не повлияло и позволило сэкономить бентонит и молотый уголь. При этом прочность на сжатие находилась в пределах 1,05–1,21 МПа, текучесть 42–45 %, уплотняемость 37–41 %, газопроницаемость 85–104 ед.

Таким образом, результаты экспериментов позволяют сделать выводы о том, что внедрение процесса сухой механической регенерации оборотных смесей может сократить на 30–40 % расход формовочных песков в литейном производстве, исключить затраты на вывоз и захоронение смеси. Пропорционально количеству регенерированного песка, сократить расходы на приобретение свежего песка и его доставку. Одновременно со всем вышеперечисленным, использование регенерата, позволяет сохранить свойства единой формовочной смеси на необходимом уровне.

МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ЭФФЕКТИВНОСТИ ТЕПЛООВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ ЭКЗОТЕРМИЧЕСКОЙ СМЕСИ

Кукуй Д. М.¹, Фасевич Ю. Н.¹, Турок А. И.²
¹БНТУ, г. Минск, Республика Беларусь;
²РУП МТЗ, г. Минск, Республика Беларусь)

Повышение эффективности производства и конкурентоспособности выпускаемой продукции определяется улучшением ее качеством при снижении себестоимости. В современном литейном производстве эффективным способом сокращения металлоемкости прибыли, и повышения плотности отливки является использование вместо традиционных прибылей стальных и чугунных отливок экзотермических элементов литниковых систем.

Оценка эффективности их теплового воздействия определяется физико-механическими и специальными свойствами (теплопроводность, температура воспламенения, температура и скорость горения) в широком интервале температур в период заливки формы расплавом и кристаллизации отливки. Составы экзотермических смесей выбираются, исходя из следующих требований: реакция горения должна начинаться после контакта смеси с расплавом и происходить постепенно; экзотермическая смесь должна выделять тепло в течение всего периода затвердевания отливки.

Реальная эффективность действия экзотермических элементов оценивалась при помощи замеров времени затвердевания отливки в литейной форме. Для этого изготавливались отливки диаметром – 50 мм и высотой – 150 мм (рис. 1). Через литниковую систему при температуре 1560 °С одновременно заливали образцы с предварительно установленными экзотермическим и песчаным элементом вставки. Продолжительность их затвердевания фиксировали по результатам изучения температурных кривых, полученных с помощью платинородий-платиновых термопар, подключенных к программируемому электронному потенциометру с портом для считывания и визуализации текущих значений. Термопары устанавливали в осевых зонах прибылей.

Результаты экспериментов показывают, что в случае применения экзотермических элементов расход жидкого сплава на питание отливок осуществлялся в течение более длительного периода времени, путем опускания уровня металла в полости экспериментальной прибыли. В тоже время

в процессе кристаллизации прибыли с песчаным элементом вставки формирование усадочной раковины начиналось сразу же после прекращения заливки формы и формировалось в виде сужающейся воронки.

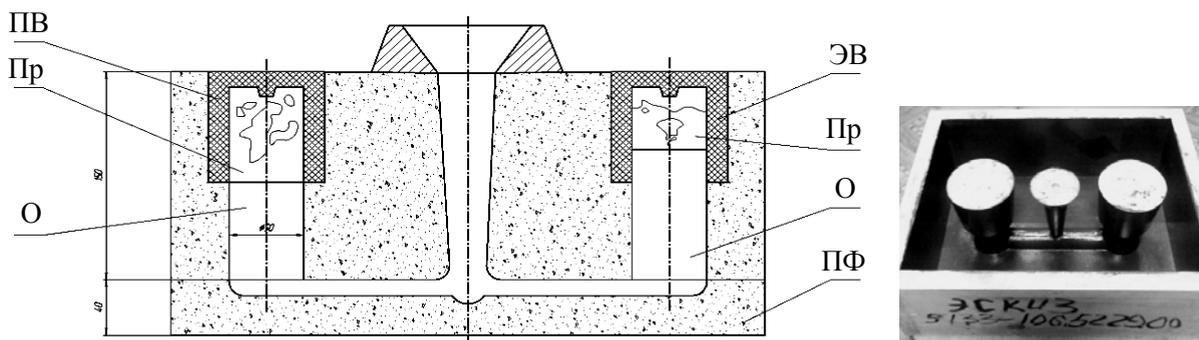


Рис. 1. Схема эксперимента по определению эффективности действия экзотермических элементов вставок:

ПВ – песчаная вставка; Пр – прибыль; О – отливка; ЭВ – экзотермическая вставка; ПФ – песчаная форма

Исследования изменения сравнимых условий питания отливок показало, что в осевой зоне в части формы с предварительно установленным экзотермическим элементом вставки наблюдалось снижение содержания жидкой фазы. Улучшению условий питания отливок способствует то, что в течение необходимого времени большая часть поперечного сечения прибыли сохраняется в жидко-твердом состоянии, при котором жидкая фаза перемещается в тело отливки, компенсируя при этом усадку металла (рис. 2).

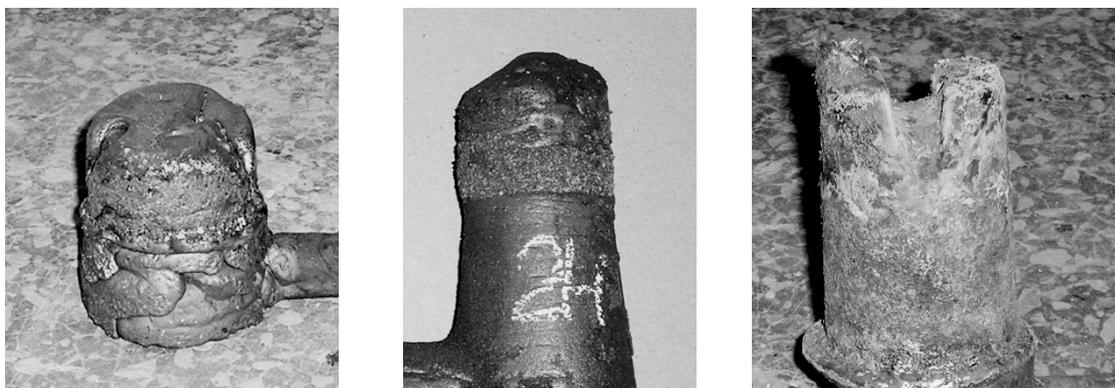


Рис. 2. Вид прибыли в части формы с предварительно установленным экзотермическим элементом вставки

После извлечения отливок из форм было исследовано качество поверхности и состояние экзотермических оболочек по их сечению. Форма и характер расположения усадочных раковин и пористости, отсутствие дефектов в отливке наглядно иллюстрируют, что подобная прибыль по своей эффективности превосходит обычную прибыль даже вдвое большей массой. Судя по темплетам, вырезанным из осевой зоны прибылей, усадка имеет более концентрированный вид и сосредоточена в верхней части прибыли.

Визуальный осмотр отработанного элемента вставки показал, что экзотермическая реакция в отрезок времени, сопоставимый со временем затвердевания отливки, происходила последовательно по всему объему.

С целью проверки экспериментальных данных были изготовлены промышленные отливки по новой технологии с применением прибылей, обогреваемых экзотермическими элементами. Судя по уровню достигнутого технологического выхода годных отливок, а также проведенных сопоставлений расчетных контуров отливки, проведенной при помощи системы компьютерного моделирования литейных процессов ProCAST, применение новой технологии весьма эффективно (рис. 3). Подобная тепловая работа прибыли дает ощутимую экономию металла и обеспечивает повышение надежности отливок.



Рис. 3. Отливка «Водило», полученная по технологии с применением экзотермического элемента, и литейный блок отливки, выполненной при помощи СКМ ЛП ProCAST

ЛИТЬЕ ЗАГОТОВОК ДЛЯ ФОРМООБРАЗУЮЩЕЙ ОСНАСТКИ

Лысенко Т. В., Ясюков В. В., Капацिला Т. И.
(ОНПУ, г. Одесса, Украина)

Для литья под давлением отливок из сплавов на основе меди, алюминия, цинка используют оснастку, изготовленную механическим способом из проката хромовольфрамомолибденовых и других легированных сталей. Этот метод является дорогостоящим, значительный объем металла идет в стружку. Представляется целесообразным получать вставки прессформ литым способом путем переплава лома легированных сталей – отходов инструментального производства.

Для получения отливок с физико-механическими свойствами, сопоставимыми со свойствами кованных сталей, необходимо проведение следующих мероприятий:

- снижение в расплаве количества неметаллических включений и газов;
- оптимизация параметров литниково-питающей системы;
- кристаллизация металла под давлением;

- предотвращение обезуглероживания поверхности отливки при контакте металла с керамической формой;
- создание направленного затвердевания и другие меры.

Плавка стали проводилась методом переплава в индукционной печи с кислой футеровкой. Загрязнение шихты вредными примесями при переплавах ограничивается постоянным притоком свежей шихты и отходов со стороны. Экспериментально определена допустимая кратность переплава для получения качественных отливок; количество отходов должно в среднем составлять: впервые переплавляющихся около 70 %, вторично переплавляющихся 21 %.

Исследовано изменение химического состава сталей 4X5МФСЛ, 3X2В8Ф, 4X2В5МФ при плавке с продувкой кислородом ванны жидкого металла, определены параметры осаждающего раскисления расплава с расчетами констант равновесия реакций. Учтены также возможности присутствия экзогенных включений, являющихся следствием разрушения поверхности литейной формы при заливке жидкого металла.

С целью повышения выхода годного предусматривается использование легкоотделяемых прибылей с керамическими перегородками, полость которых заполнена экзотермической смесью.

Для уменьшения количества эндогенных включений, кроме продувки расплава аргоном, литниковая система устроена с фильтрующими элементами в виде кварцевой тканой сетки, позволяющей осуществлять тонкую фильтрацию расплава.

Предотвращение обезуглероживания и окисления поверхностного слоя отливки достигается повышением скорости охлаждения при заливке в керамизированный кокиль.

Термообработка отливок заключается в отжиге при 830–870 °С со скоростью охлаждения не более 30 °С/час. При этом исправляется литая структура, улучшается обрабатываемость резанием присоединительных поверхностей. Для ускорения процесса и уменьшения окисления поверхности пресс-форм предпочтителен изотермический отжиг. Ступенчатая закалка проводится при 1100 °С с отпуском до HRC 45–49.

Предлагаемая технология позволяет получить качественные вставки пресс-форм литья под давлением, которые по стойкости находятся на уровне кованных, а по стоимости и ресурсосбережению значительно экономичней.

ЛИТЕРАТУРА

1. Оболенцев Ф. Д. *Технологические методы повышения эксплуатационной надежности отливок* / Ф. Д. Оболенцев // *Новые высокопроизводительные технологические процессы, машины и оборудование в литейном производстве.* – Киев, 1983. – С. 82–86.

КАМНЕЛИТЫЕ ФТОРФЛОГОПИТОВЫЕ ИЗДЕЛИЯ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ И ЦВЕТНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Малявин А. Г.
(ФТИМС НАН Украины г. Киев, Украина)

Материал камнелитых изделий, основная кристаллическая фаза которого образована минералом фторфлогопитом ($\text{KMg}_3[\text{Si}_3\text{AlO}_{10}]\text{F}_2$) обладает уникальным сочетанием и уровнем физико-химических свойств, которых не имеют огнеупорные материалы, применяемые в производстве цветных металлов, табл. 1 [1].

Таблица 1

Характеристика материала

Свойства	Единица измерения	Температура, °С		
		20	600	900
Плотность	Кг/м ³	2640–2700	–	–
Предел прочности при сжатии	МПа	60–110	–	–
Предел прочности при изгибе	МПа	20–35	–	–
Коэффициент линейного термического расширения	Град ⁻¹ ·10 ⁻⁶	7,6	6,2	6,4
Термическая стойкость	Кол. циклов	–	> 500	> 300
Объемное электросопротивление	МОм·см	3,9·10 ¹³ – 4·10 ¹⁴	5,9·10 ⁷	–
Электрическая прочность	КВТ/мм	135–140	85	

Благодаря высокой технологичности и уникальному комплексу физико-химических свойств камнелитой фторфлогопитовый материал находит широкое применение в цветной металлургии и литейном производстве для изготовления тиглей и металлопроводов машин литья под низким давлением алюминиевых сплавов, магнитодинамических дозаторов, электромагнитных насосов, футеровки перемешивателей жидкого металла и плавильных печей, при плавке, разливке, дозировании, технологической обработке алюминия, цинка, латуни; коррозионностойкой футеровки и узлов хлораторов и электролизеров в производстве магния и титана.

Фасонные фторфлогопитовые изделия получают по литейной технологии, расплавляя шихту заданного состава, приготовленную из технических и природных материалов, в электродуговой печи. Силикатный расплав заливают в литейную форму. Технологические свойства силикатного расплава позволяют получать сложные по конфигурации и геометрии отливки с толщиной стенки от 5–10 до 200–250 мм, массой до 400 кг.

Эксплуатация фторфлогопитовых каналов в магнитодинамических дозаторах алюминиевых и цинковых сплавов (МДН) в течение 30 лет показала их высокую надежность, конструкционную прочность и коррозионную стойкость материала в движущихся цинковых и алюминиевых сплавах,

а также латуни. При этом улучшается качество отливок, вследствие уменьшения количества плен в металле и исключения примесей железа и кремния. Срок службы каналов, в зависимости от чистоты алюминиевых сплавов и количества прошедшего через них металла, составляет до 6 месяцев, для цинковых – до 15. Магнитодинамические дозаторы с фторфлогопитовыми каналами успешно работали на ряде заводов Украины, России, Беларуси, экспортировались в Нидерланды, Германию, Францию, Венгрию, Болгарию.

Применение камнелитых металлопроводов и тиглей на машинах литья под низким давлением алюминиевых сплавов позволило осуществить 45–50 тысяч заливок в непрерывном режиме и решило проблему получения сложных отливок. Ресурс работы фторфлогопитовых тиглей и металлопроводов при 3-х сменной работе составил до 1,5–2 месяцев при стабильном и неизменном химическом составе алюминиевого сплава. В этих условиях титановый металлопровод и графитошамотный тигель работали не более недели.

При производстве деформируемых сложнолегированных алюминиевых сплавов на индукционных канальных печах ИАК-16 применение камнелитой футеровки обеспечило стабильную, безаварийную работу печей и требуемые технические характеристики продукции. Эксплуатационный ресурс печей увеличился на 30–35 %, время ремонтных работ сократилось на 50 %, что увеличило их производительность.

На Усть-Каменогорском титаномагниеком комбинате применение фторфлогопитовых изделий позволило создать новую конструкцию бездиафрагменного электролизера, после испытания которого, цех электролиза магния был полностью ими оснащен. Срок службы электролизеров увеличился более чем в 2 раза по сравнению с диафрагменными. Выпуск магния увеличился на 11 % при снижении удельного расхода электроэнергии. В 10 раз сократились потери хлора с отходящими газами, что уменьшило расходы на их нейтрализацию, улучшило условия труда и экологию окружающей среды. Срок окупаемости затрат на реконструкцию цеха составил около 1 года, экономический эффект более 2 млн. долл. США в год.

Использование камнелитых фторфлогопитовых изделий в промышленности позволяет создавать новые установки, повышать срок службы и сокращать материальные и эксплуатационные затраты на содержание и ремонт оборудования, дает существенный экономический эффект.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Малявин А. Г. Плавнелитой Фторфлогопитовый материал : свойства, перспективы, применение / А. Г. Малявин, С. С. Затуловский // Цветная металлургия. – 2002. – № 2. – С. 37–40.*

О РЕОТЕРМИЧЕСКИХ ПРИНЦИПАХ ГЕТЕРОЛИТЬЯ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА ОТЛИВОК И СЛИТКОВ

Мамишев В. А.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Для получения слитков и массивных отливок применяются технологии суспензионной разливки и направленного затвердевания [1–3]. В прогрессивных технологиях суспензионного литья кристаллическая структура стали и сплавов формируется по схемам объемной или объемно-последовательной кристаллизации, а в технологиях литья с направленным затвердеванием дендритная структура литых заготовок формируется по схемам последовательной или последовательно-объемной кристаллизации.

В технологиях суспензионного литья и направленного затвердевания перегрев расплава и температурные градиенты в жидком ядре и двухфазной зоне кристаллизации разные. При суспензионной разливке перегрев расплава и градиенты температуры по сечению литой заготовки минимальны, а жидкий металл кристаллизуется быстрее. При направленном затвердевании перегрев расплава и градиенты температуры перед фронтом кристаллизации поддерживаются максимальными, и поэтому жидкий металл кристаллизуется медленнее. В результате производительность процесса суспензионного литья выше по сравнению с процессом литья с направленным затвердеванием.

Чтобы получить высокое качество литого металла, не снижая производительность процесса литья, можно совместить схемы суспензионной разливки и направленного затвердевания в одну литейную технологию, используя принципы осадочной кристаллизации и рафинирующей подпитки [4]. Для реализации режима осадочной кристаллизации полезны два реотермических эффекта: 1) эффект расслоения жидко-твердой зоны и 2) эффект разрушения твердожидкой зоны затвердевания при наложении внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся металл. Режим рафинирующей подпитки способствует повышению физико-механических свойств гетерогенного слоя затвердевшего металла, полученного при осаждении кристаллов, обломков дендритов и нерасплавившихся теплоаккумулирующих добавок.

Таким образом, при совмещении технологических схем суспензионной разливки в режиме осадочной кристаллизации узко- и широкоинтервальных сплавов с технологическими схемами направленного затвердевания в режиме рафинирующей подпитки кристаллической структуры слитков и отливок можно создавать эффективные технологии гетеролитья с целью повышения качества литого металла и его служебных характеристик.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ефимов В. А. Разливка и кристаллизация стали / В. А. Ефимов. – М. : Металлургия, 1976. – 552 с.
2. Затуловский С. С. Суспензионная розливка / С. С. Затуловский . – К. : Наукова думка, 1981. – 260 с.
3. Вейник А. И. Теория затвердевания отливки / А. И. Вейник. – М. : Машигиз, 1960. – 436 с.
4. Мамишев В. А. Реотермическая концепция управления кристаллическим строением литых изделий / В. А. Мамишев // Процессы литья. – 2004. – № 3. – С. 43–48.

ТЕРМИЧЕСКОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ЗАТВЕРДЕВАЮЩЕЙ ОТЛИВКИ С ТЕПЛОАККУМУЛИРУЮЩЕЙ ФОРМОЙ

Мамишев В. А., Шинский О. И., Соколовская Л. А.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Основные дефекты литой структуры: газовая пористость, усадочная рыхлость, дендритная ликвация и кристаллизационные трещины образуются в процессе затвердевания отливки в полости литейной формы. Для управления температурным состоянием системы отливка-форма с целью повышения качества литых заготовок необходима разработка новых технологий литья.

Системный анализ показал, что при затвердевании отливки в форме структура литого металла формируется в двухфазной зоне кристаллизации, а процесс образования кристаллической структуры зависит от теплофизических условий взаимодействия затвердевающего расплава с теплоаккумулирующими стенками литейных форм и стержней разной конфигурации.

Для компьютерного расчета температурных полей в затвердевающей отливке и литейной форме получена система дифференциальных уравнений теплопереноса с начальными и граничными условиями теплообмена [1, 2]:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a_3 \left(\frac{\partial^2 T}{\partial r^2} - k_F G_T - K_{\lambda_3} G_T^2 \right), \quad 0 < r < R_0^-; \quad (1)$$

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a_\Phi \left(\frac{\partial^2 T}{\partial r^2} - k_F G_T - K_{\lambda_\Phi} G_T^2 \right), \quad R_0^+ < r < R_\Phi; \quad (2)$$

$$T_M(r)|_{t=0} = T_P; \quad (3)$$

$$T_\Phi(r)|_{t=0} = T_H; \quad (4)$$

$$G_T(t)|_{r=0} = 0; \quad (5)$$

$$\lambda_3 G_T(t)|_{r=R_-} = \alpha_1 \Delta T_K; \quad (6)$$

$$\lambda_\Phi G_T(t)|_{r=R_+} = \alpha_1 \Delta T_K; \quad (7)$$

$$\lambda_\Phi G_T(t)|_{R_H} = \alpha_2 \Delta T_C, \quad (8)$$

где t – время, с; R_0 , R_+ , R_H – координаты поверхностей отливки и формы, м; k_F – кривизна профиля отливки (для плоской $k_1 = 0$, для цилиндрической $k_2 = 1/r$, для шаровой $k_3 = 2/r$); T_P, T_Φ, T_C – температура расплава, формы и окружающей среды, °С; G_T – градиенты температуры в отливке и форме, °С/м; $\Delta T_K, \Delta T_C$ – температурный напор в контактной зоне и на границе формы, °С; α_1, α_2 – коэффициенты теплообмена, Дж/м²·К; a_3, a_Φ – эффективная температуропроводность отливки и формы, м²/с; $\lambda_3 = \epsilon_H \lambda_T$ – эффективная теплопроводность расплава, Вт/м·К; ϵ_H – степень перемешивания расплава; λ_Φ – коэффициент теплопроводности стенок формы, Вт/м·К; $K_{\lambda_3}, K_{\lambda_\Phi}$ – температурный коэффициент прироста теплопроводности отливки и формы, К⁻¹.

Тепловой поток от затвердевающей отливки направлен в окружающую среду через теплоаккумулирующие стенки литейной формы, которые являются внешними холодильниками по отношению к жидкому металлу. Форма и стержни аккумулируют теплоту перегрева расплава, теплоту кристаллизации сплава в двухфазной зоне и физическую теплоту охлаждения твердой корочки, что увеличивает время затвердевания отливки. Теплота, отданная затвердевающей отливкой, расходуется на нагрев стенок формы и стержней и теряется в окружающую среду излучением и конвекцией.

Интенсивность теплообмена в системе отливка-форма зависит от температурного напора $\Delta T_k = T_o - T_\phi$ между теплоотдающими поверхностями отливки и тепловоспринимающими рабочими поверхностями формы. В начальный период теплового взаимодействия затвердевающего расплава со стенками формы температурный напор ΔT_k максимален и изменяется наиболее сильно.

При выборе материала литейной формы учитывается его температуропроводность и теплоаккумулирующая способность, которые влияют на процесс формирования кристаллической структуры отливок. Чтобы повысить эффективность теплового воздействия формы на структуру отливки, следует регулировать температурный напор ΔT_k , температуру поверхности отливки T_o и температуру рабочей поверхности формы T_ϕ . Снижая температуру контактной зоны расплав-форма и уменьшая температурный напор ΔT_k , можно увеличить скорость охлаждения затвердевающего расплава, что способствует измельчению структуры литого металла в поверхностных слоях отливки.

Величину температурного напора ΔT_k можно регулировать, повышая охлаждающую способность стенок песчаной формы ее замораживанием. Теплообмен между отливкой и замороженной формой интенсифицируется при фазовых превращениях в стенках формы за счет поглощения скрытых теплот плавления прослоек льда и испарения образовавшихся пленок воды.

Следовательно, тепловая работа форм и стержней при затвердевании отливок разной геометрии зависит от интенсивности внешнего теплоотвода в системах: отливка-форма-окружающая среда и отливка-стержень. От начала заливки расплава в полость формы и до момента выбивки отливки из формы интенсивность теплообмена сильно изменяется. Регулируя температурный напор ΔT_k в контактной зоне расплав-форма, можно ужесточить или смягчить режим охлаждения отливки как в процессе, так и после ее затвердевания для повышения прочностных и пластических свойств литого металла за счет термической обработки поверхностных слоев отливки в литейной форме.

ЛИТЕРАТУРА

1. Мамишев В. А. Методика расчета термовременных параметров затвердевания литых заготовок разной конфигурации / В. А. Мамишев // *Процессы литья*. – 2008. – № 5. – С. 43–49.
2. Мамишев В. А. Обобщенный алгоритм расчета нестационарных температурных полей при затвердевании слитков и отливок разной геометрии / В. А. Мамишев // *Процессы литья*. – 2008. – № 6. – С. 38–44.

СОВРЕМЕННЫЕ ТЕНДЕНЦИИ РАЗВИТИЯ ТЕХНОЛОГИЙ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Мельников А. П.

(ОАО «БЕЛНИИЛИТ», г. Минск, Республика Беларусь)

Отливки составляют значительную долю по массе и трудоемкости изготовления любого вида продукции машиностроения. На литые заготовки в общем объеме производства автомобилестроения приходится 8...10 %, тракторостроения – 15...18 %, сельхозмашиностроения - 15...20 %, двигателей и станкостроения – 70...80 %. От качества отливок, их точности и экономичности в итоге зависит и качество конечной продукции – двигателей, станков, автомобилей. Как показывает мировой опыт, совершенствование изделий машиностроения невозможно без существенного повышения сложности, качества, эксплуатационных свойств, точности и уменьшения толщины стенок литых заготовок.

В общем случае производство отливок можно представить как ряд последовательных технологических процессов:

- изготовление модельной и стержневой оснастки;
- приготовление формовочных и стержневых смесей;
- изготовление литейных форм и стержней, их сборка;
- приготовление расплава;
- заливка форм расплавом;
- выбивка и зачистка отливок
- термическая обработка.

На современном этапе развития машиностроения перед литейным производством стоит ряд первоочередных задач, которые можно укрупненно сформулировать следующим образом:

1. Комплексное технологическое переоснащение стержневого производства с переходом на энергосберегающие процессы отверждения стержней.
2. Переоснащение формовочных отделений литейных цехов с переходом на высокопроизводительное и энергосберегающее формовочное оборудование.
3. Использование автоматизации процесса смесеприготовления при приготовлении формовочных и стержневых смесей.
4. Приготовление качественных сплавов в процессе шихтовки, плавки, внепечной обработки и заливки в формы.
5. Использование современных технологий специальных методов литья при производстве высококачественных отливок.
6. Применение цифровых процессов при разработке отливки, моделировании процессов литья создании литейного оборудования и оснастки.

Рассмотрим некоторые аспекты развития технологии литейного производства в настоящее время.

Важнейшим элементом в технологии получения отливки являются песчаные стержни. На их долю приходится более 30 % трудоемкости изготовления отливок. Стержни определяют точность геометрии и качество внутренних поверхностей литых деталей.

В последние годы в мире произошли значительные изменения в технологии изготовления стержней. Известно несколько новых методов изготовления стержней, наиболее распространенными из которых являются: Cold-box-amin-процесс, MF-процесс (Betaset), Эпокси-SO₂-процесс. Их общий признак – отверждение уплотненной в «холодной» оснастке смеси продувкой газовым отвердителем (ГО).

Принципиальные преимущества этих новых «холодных» процессов отверждения стержней по сравнению с тепловым отверждением следующие:

- значительное снижение затрат энергоресурсов;
- повышение размерной и массовой точности стержней и отливок;
- короткий цикл производства;
- качественное уплотнение стержней в оснастке за счет высокой текучести стержневых смесей;
- применение более дешевой стержневой оснастки из дерева, пластмасс и других неметаллических материалов;
- значительное снижение брака стержней.

С учетом этих задач и в результате проведенных комплексных исследований в ОАО «БЕЛНИИЛИТ» создана гамма стержневых машин, которые позволяют производить стержни массой от нескольких граммов до 150 кг.

Работы, проводимые институтом на ОАО «Азовмаш» (г. Мариуполь, Украина), позволили впервые в странах СНГ применить технологию Cold-box-amin для изготовления особо ответственного литья железнодорожной группы (балка надрессорная и рама боковая). Применение трехмерного компьютерного проектирования позволило оптимизировать количество стержней и объединить их в целые блоки.

Приготовление стержневой смеси является ключевым звеном всей технологической цепочки процесса изготовления литейных песчаных стержней.

Для приготовления маложивучих холоднотвердеющих смесей используются шнековые смесители непрерывного действия. В институте разработаны – двушнековый смеситель с вихревой головкой мод. С2Ш-1 и высокоскоростные одношнековые смесители мод. С1Ш-3 и С1Ш-6.

Кроме того созданы лопастные смесители периодического действия серии С1С, принцип работы которых основан на перемешивании компонентов смеси специальным смешивающим элементом, включающим S-образную лопасть, рыхлитель и скребок, получающим вращательное движение от привода мотор-редуктора. В зависимости от модели смесителя максимальная масса замеса может составлять от 50 до 1200 кг.

Форма, как элемент, отвечающий за формирование внешних поверхностей отливки, выполняет чрезвычайно важную роль в технологии литья.

Существенную роль в современном литейном производстве в настоящее время играют компьютерные технологии. Причем они нашли широкое применение на всех стадиях технологического процесса получения отливки – от проектирования детали и отливки до моделирования процессов литья и анализа качества, в том числе оценки соответствия геометрии, полученных отливок.

МОДИФІКУВАННЯ ЗАЕВТЕКТИЧНИХ СИЛУМІНІВ ДЛЯ ВІДЛИВОК ПОРШНІВ

Могилатенко В. Г.¹, Власюк І. А.¹, Євтушенко Н. С.²
(¹НТУУ «КПІ», м. Київ, Україна; НТУ «ХПІ», м. Харків, Україна)

Поршень – одна з найбільш відповідальних деталей двигунів внутрішнього згорання. Він працює з великими механічними і тепловими навантаженнями. Матеріал поршнів повинен бути жаростійким, мати низький коефіцієнт лінійного розширення, високу зносостійкість, підвищену міцність, високу теплопровідність, достатню твердість при нормальних і підвищених температурах. Вказаному комплексу властивостей відповідають заевтектичні сплави алюмінію з кремнієм.

Одержання якісних конкурентоспроможних виливків з заевтектичних силумінів неможливе без модифікування їх мікроструктури [1, 2]. Одним із перспективних напрямків отримання литого металу з заданою структурою є модифікування сплавів добавками дисперсних порошків тугоплавких сполук.

Метою даної роботи є дослідження впливу фторцирконату калію та дисперсних частинок нітриду титану на кристалізацію розплаву та структуру виливків.

Розплав готували в муфельній печі типу СНОЛ. В якості шихти використовували заевтектичний силумін марки КС740, що містить 16,5–19,0 % Si, 1,8–2,4 % Cu, 0,7–1,2 % Mg, 0,6–1,0 % Mn, 1,1–1,7 % Ni, 0,5 % Fe і залишок – Al. Отримували вихідний сплав і сплави, що модифіковані K_2ZrF_6 та сумішшю K_2ZrF_6 з TiN. Модифікування проводили при температурі розплаву 700...750 °С. Фторцирконат калію (K_2ZrF_6) в кількості 3 % від маси металу або суміш K_2ZrF_6 + TiN (кількість нітриду титану – 7 % від маси флюсу) наносили на поверхню розплаву і витримували протягом 15 хв.

Термічний аналіз заевтектичного силуміну марки КС740 проводили при нагріванні і охолодженні. Слід зауважити, що тривалість регулярного режиму охолодження зменшується з 5 с до 3,5 с та 2,2 с при модифікуванні фторцирконатом калію і сумішшю його з нітридами, відповідно. Це може бути пов'язано з інкубаційним періодом утворення первинних центрів кристалізації, який зменшується при модифікуванні.

При кристалізації заевтектичних силумінів першим починає виділятися первинний кремній. У вихідному сплаві це відбувається при температурі ~ 660 °С, у сплаві, модифікованому фторцирконатом калію при ~ 680 °С і у сплаві, модифікованому сумішшю фторцирконату і нітриду титану при ~ 690 °С. Тобто, при додаванні модифікаторів сплав починає кристалізуватися при більш високих температурах.

При модифікуванні нітридами ці передкристалізаційні ефекти, які ініціюються модифікаторами, виявляються чітко. Можна вважати, що процес кристалізації в цілому починається тоді, коли на термограмах

проявляються теплові ефекти передкристалізації первинної фази. Велика кількість тугоплавких частинок в цьому випадку нібито стабілізує розплав, заважає дифузійному перерозподілу атомів і сприяє утворенню первинної фази більшої дисперсності, ніж у вихідному сплаві.

При модифікуванні фторцирконатом калію та сумішшю фторцирконату з нітридами відбувається підвищення температури початку формування подвійної евтектики порівняно з вихідним сплавом на 5 та 10 °С, відповідно, при майже незмінній евтектичній температурі. Тобто евтектична точка зсувається у бік меншого вмісту кремнію.

При температурі 550 °С починає кристалізуватись потрійна евтектика. Можна припустити, що це евтектика системи Al–Mg–Si (за участю M-фази – Mg₂Si), оскільки теоретична температура її кристалізації становить 555 °С. При температурі 530 °С можливо кристалізується потрійна евтектика системи Al–Cu–Si за участю Θ-фази (Al₂Cu), теоретична температура кристалізації якої становить 525 °С, а температура ~ 500 °С може бути температурою початку кристалізації найбільш легкоплавкої чотирикомпонентної евтектики системи Al–Cu–Mg–Si за участю Θ, M і Q (Al₅Cu₂Mg₈Si₆) фаз, теоретична температура кристалізації якої складає 503...507 °С.

Виходячи з одержаних результатів при застосуванні модифікаторів:

- збільшується температурний інтервал кристалізації сплаву КС740 від 181 °С до 197 °С і 203 °С;
- кристалізація модифікованих сплавів за рахунок ефектів передкристалізації починається при більш високих температурах;
- модифікування приводить до зсуву евтектичної точки у бік меншого вмісту кремнію.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Управление структурой и свойствами заэвтектических силуминов при помощи микродобавок* / В. П. Гаврилюк, В. В. Ласковец, К. В. Гаврилюк, К. Ю. Гзовский // *Процессы литья*. – 2005. – № 2. – С. 55–60.
2. *Получение плотных отливок из модифицированных силуминов* / Б. М. Немененок, С. П. Задруцкий, А. М. Галушко, А. П. Бежок, И. И. Баешко // *Литейное производство*. – 2006. – № 3. – С. 17–20.

ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ З ПІНОАЛЮМІНІЮ

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

На даний час відомо чимало технологій виготовлення пінометалів [1, 2]. Проте, не дивлячись на покращення якості, за останні 10 років металева піна не позбавлена таких недоліків як неоднорідність, неконтрольованість процесу спінення та ін. Для того, щоб покращити пористу структуру матеріалів, а також зробити виробничі технології надійнішими і відновлюваними, необхідно стабілізувати піну рідких металів, а також краще контролювати процес піноутворення [3].

Металевий розплав може бути спінений шляхом утворення бульбашок в рідині при умові, що розплав буде мати достатню в'язкість, щоб забезпечити стабілізацію утвореної піни. Це можна зробити за допомогою додавання керамічних порошків малої фракції або легуючих елементів в розплав, що стабілізує форму частинок. На даний момент відомо три шляхи спінювання металевих розплавів:

- шляхом вдування газу у рідкий метал;
- при замішуванні пороутворювача, що виділяє газ, у розплавлений метал;

- шляхом виділення газу, який був попередньо розчинений у розплаві.

Таким чином, за допомогою даних способів можливо виготовити металеву піну.

Метою нашої роботи є отримання готового вилівка з пінометалу шляхом замішування порофору у розплав. У якості досліджуваних зразків використовувалися вилівки:

- 1) циліндричної форми для вивчення пористості, стабільності та рівномірності порового простору;

- 2) готова деталь, що призначена гасити енергію удару.

Для проведення дослідів використовували сплав АК9, АЛ2 та пороутворювач CaCO_3 , який попередньо було розділено по фракціям. Для дослідів було обрано фракцію 0,4 мм. Для забезпечення стабілізації процесу піноутворення в розплав вводили керамічні часточки Al_2O_3 та SiO_2 .

Замішування проводилось за допомогою механічної мішалки у два підходи які, в свою чергу, складаються з двох стадій: замішування порошку в розплав і розповсюдження частинок пороутворювача в об'ємі металу. Заливання здійснювалося в нагріту форму, температура якої була на 100 – 150 °С вище від температури самого розплаву.

В результаті проведення серії дослідів отримано циліндричні вилівки-зразки з піноалюмінію висотою 72 мм, діаметром 52 мм, та відносною густиною 0,9...0,4 г/см³ (рис. 1).

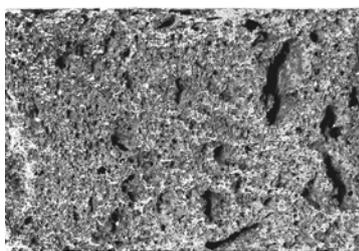


Рис. 1. Розріз вилівка з пористого алюмінію

Оскільки карбонат кальцію досить погано замішується в рідкий алюмінієвий розплав, то значний його відсоток залишається на дні та під стінками тигля. Це пояснюється поганим змочуванням часточок CaCO_3 розплавом (кут змочування більше 90 °).

Також виготовлено вилівок-зразок готової деталі. На зразку видно, що, не зважаючи на дуже погану рідкотекучість сплаву перед заливанням, форма заповнилась повністю. Заповнення відбувається за рахунок розширення піни і створення тиску на стінки форми.

Розповсюдження пор по об'єму вилівка є відносно рівномірним, а зовнішня поверхня вилівка є закритою. Проте присутні і деякі недоліки, такі як: наявність декількох зон, де пори об'єдналися. Це свідчить про нерівномірне розподілення порофору в об'ємі рідкого металу, що потребує подальшого вдосконалення технології замішування пороутворювача в розплав.

ЛІТЕРАТУРА

1. [Электронный ресурс]. – Режим доступа : www.metalfoam.net.
2. J. Banhart, N. A. Fleck, A. Mortensen, eds. *Cellular Metals and Metal Foaming Technology 2003*. – MIT-Verlag ; Berlin, 2003.
3. N. Babcsán, J. Banhart, D. Leitmeier. *Metal Foams – Manufacture And Physics Of Foaming. Int. Conf. Advanced Metallic Materials, 5–7.11.2003*. – Smolenice, Slovakia. – P. 5–15.

МЕТОДИКА ВЫБОРА ВАРИАНТОВ ПЛАНИРОВАНИЯ ВЫПУСКА ОТЛИВОК

Могилевцев О. А., Шолохова Я. А.
(ДГТУ, г. Днепропетровск, Украина)

Технико-экономические показатели работы литейного цеха зависят от оптимальности текущего планирования выпуска отливок на конкретный период, например, рабочую смену. Планируя текущую работу цеха, выбирают из всей номенклатуры определенный перечень наименований отливок для изготовления на протяжении планового периода. Выбор, как правило, производят интуитивно и не всегда оптимально. Опубликованные методики, позволяющие анализировать и сопоставлять различные перечни отливок, авторам не известны.

Используя графоаналитический метод [1], можно проанализировать каждый вариант и сравнить их между собой по определенным объективным критериям. Кроме того, этот метод позволяет разработать график согласованной работы формовочного и плавильно-заливочного оборудования на плановый период. Такими критериями могут быть, например:

- ожидаемый выпуск годных отливок за плановый период;
- ожидаемый коэффициент загрузки оборудования (поточных линий, плавильных печей и др.);
- ожидаемые дополнительные затраты энергии, связанные с переплавом металла, который сливается из ковшей, хранением готового жидкого металла в печи или ковше, пока формы будут готовы к заливке и т. д.;
- обеспечение соблюдения заданной температуры заливки форм;
- обеспечение ритмичной, бесперебойной, согласованной работы формовочного и плавильно-заливочного оборудования и др.

Для объективного количественного сравнения выбранных перечней оливок (точнее, форм) можно использовать функцию желательности, например, в виде многочлена:

$$\Phi = a_1 \cdot k_1 + a_2 \cdot k_2 + \dots + a_r \cdot k_r,$$

где k – величина критерия; a – весовой коэффициент.

Весовой коэффициент определяет важность данного критерия в условиях конкретного цеха. Для условий определенного цеха должен быть разработан алгоритм расчета критериев и функция желательности.

Для каждого из выбранных перечней форм анализ начинают с работы заливочной зоны поточной линии, для чего рассчитывают и строят график Половинкина. Затем строят циклограмму плавки и заливки металла и график изменения его температуры с учетом того, что из разных ковшей будут заливаться, возможно, разные комбинации форм, имеющих различную металлоемкость и продолжительность заливки.

Важным является вопрос об использовании металла, который остается в ковше после заливки форм. Возможные варианты: а) слить остаток и использовать его в шихте; б) не сливать металл, а пополнить ковш жидким металлом; в) слить остаток обратно в печь (если позволяют условия); г) выпускать в каждый ковш разное количество металла в зависимости от суммарной металлоемкости форм.

Применение предложенной методики к условиям конкретного (виртуального) цеха показало ее эффективность как с точки зрения улучшения показателей работы цеха, так и с точки зрения устойчивой согласованной работы оборудования с оптимальной его загрузкой.

ЛИТЕРАТУРА

1. Могилевцев О. А. Проектирование согласованной работы формовочного и плавильного оборудования литейного цеха / О. А. Могилевцев // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії. – 2009. – № 1 (15). – С. 225–231.

ВКЛАД ФТИМС В ИННОВАЦИОННОЕ РАЗВИТИЕ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА УКРАИНЫ

Найдек В. Л.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

В сентябре 2008 года коллектив Физико-технологического института металлов и сплавов отметил знаменательное событие – 50-летие в составе Национальной академии наук Украины. Это был хороший повод, чтобы подвести некоторые итоги нашей научной деятельности.

В период 2004-2008 годов научные исследования в ФТИМС НАН Украины выполнялись главным образом в соответствии с утвержденным основным научным направлением: «Исследование гидродинамических,

теплообменных и кристаллизационных процессов при приготовлении, обработке и затвердевании сплавов с применением физических и химических воздействий и создание технологических основ получения новых материалов и изготовления высококачественной металлопродукции».

В отчетном периоде в области «чугунной» тематики рассмотрены новые технологические особенности процессов модифицирования чугунов. Так, изучены механизм межфазного взаимодействия и кинетика растворения ферросилиция в жидком чугуне, предложены высокопластичный высокопрочный чугун с оптимальным сочетанием физико-механических свойств и комплекснолегированный медью и серой износостойкий чугун.

При рассмотрении способов производства литейных чугунов отмечено, что сегодня среди научно-технических специалистов Украины ваграночной тематикой никто не занимается, и сотни высокоэкономичных правильных агрегатов простаивают или уничтожаются. Это вызывает беспокойство, поскольку в зарубежной практике идут более рациональным путем, занимаясь разработкой бескоксовых технологий, применением обогащенного дутья и др.

Научно-технические разработки, касающиеся сталей, учитывая их актуальность, занимают относительно высокое место в тематике института. С целью расширения технологических возможностей сталеплавильных агрегатов поставлена задача организации в Украине промышленного изготовления и внедрения в литейное производство плазменно-индукционных печей, а также увеличения масштабов использования электродуговых печей постоянного тока.

Кроме того, разработаны системы легирования сталей хромом, марганцем и азотом, которые обеспечивают возможность использования для дисперсионного упрочнения термодинамически более устойчивых нитридов алюминия вместо нитридов ванадия, а также созданы условия для повышения уровня эксплуатационных и технологических свойств поверхностноцементированных и азотированных сталей. Необходимо только отметить определенное отставание наших специалистов в технологических разработках, которые активно проводятся, в частности, в России под девизами: «нанофазное упрочнение стали карбонитридами» и «азотирование расплава стали путем высокотемпературной плазменной обработки».

Сотрудники института уделяют много внимания также исследованиям особенностей формирования металлоизделий из цветных сплавов. В результате созданы научные и технологические основы процессов глубокой обработки расплавов плазмореагентными средами в обычных условиях и в вакууме. На базе электромагнитных воздействий предложен новый способ управления процессом создания тиксотропных структур частично закристаллизованных сплавов.

Процесс недендритной непрерывной кристаллизации алюминиевых слитков может быть обеспечен путем приготовления сплава в вакуумном магнитодинамическом миксере с последующей подачей расплава под электромагнитным давлением в кристаллизатор. В других работах теоретически

обосновано и экспериментально показано, что полезная рассредоточенная междендритная пористость в отливках из алюминиевых сплавов формируется за счет диффузионного массопереноса водорода, который содержится в твердогазокластерных комплексах затвердевающего расплава.

Анализ направленности тематики института показал, что еще мало внимания уделяется магниевым и титановым сплавам, применение которых особенно на транспорте становится все более актуальной задачей. Относительно сплавов на основе магния это касается не только литья под давлением, кокильного литья в горячих камерах, но и новых вариантов реолитья и тиксолитья. Литейные титановые сплавы активно применяются в авиастроении, судостроении, транспортном и химическом машиностроении промышленно развитых стран. К сожалению, среди них Украины еще нет.

В последние годы в институте существенно расширилась тематика исследований, нацеленная на разработку новых композиционных материалов, используемых как для изделий в целом, так и для поверхностных слоев. Так, впервые изучены закономерности контактного взаимодействия фаз при твердожидком совмещении ингредиентов на основе пластичных медных сплавов, армированных твердыми высокомодульными наполнителями, и разработан технологический комплекс оборудования для изготовления спецотливок методом литья по газифицируемым моделям с имплантированными в них ингредиентами, дает возможность получать высокоточные, сложнолегированные, композиционные и армированные металлоизделия.

С применением лазерного излучения установлены способы формирования композиционных покрытий с заданной структурой, а также литых композиционных материалов. В эти же годы разработана технология изготовления аморфной и микрокристаллической фибры путем быстрого охлаждения расплава при разливке на вращающийся диск с целью дальнейшего использования ее в составе фибробетона.

В тематике института определенное место занимают научно-исследовательские работы по разработке новых литейных материалов и технологий. В результате предложен и внедрен новый способ модифицированной огнеупорной керамики с повышенными служебными характеристиками для изготовления литейных форм и стержней при производстве деталей из жаропрочных сплавов. Интересный результат получен при разработке способа утилизации отходов пенополистирола путем их растворения в скипидаре с последующим эффективным использованием в качестве связующего в литейном производстве и при получении пластмассовых изделий.

Необходимо отметить выполненные в институте разработки в области многоцветовой спектральнокомпенсационной термометрии с определением температур различных расплавов, а также приборов оперативного неразрушающегося контроля физико-механических свойств чугуна, стали и цветных сплавов.

В ФТИМС традиционно уделяется большое внимание практической реализации своих разработок. За последние пять лет внедрено более 60 разработок института (в Украине, России и дальнем зарубежье). К сожалению, в сфере инновационного развития экономики Украины далеко не всё делается с пользой для страны, хозяева металлургических, машиностроительных и литейных предприятий предпочитают применять зарубежные разработки.

Чтобы обеспечить инновационное развитие литейного производства Украины, необходимо решить ключевые вопросы законодательства страны:

- определить приоритетные направления, по которым достигнут или превышен мировой уровень, и обеспечить максимальную концентрацию на них финансовых средств и материальных ресурсов;

- создать полигоны для ускоренной доводки прорывных разработок до промышленного использования;

- изменить существующие схемы формирования и управления научными программами на такие, которые многократно были проверены при реализации крупных проектов в атомной, ракетной, других областях оборонного комплекса;

- разработать систему реальной защиты созданной интеллектуальной собственности и обеспечить права непосредственных ее разработчиков на реальное и весомое, а не мифическое вознаграждение.

На наш взгляд, стремясь выполнить ключевые условия развития науки для литейного производства Украины, полезно использовать зарубежный опыт по предоставлению финансовых преференций исполнителям научно-исследовательских работ.

Среди таких преференций:

- исключение из базовой суммы налогообложения затрат на НИР и ОКР;

- предоставление специальных льготных кредитов;

- предоставление субсидий и дотаций малым и средним предприятиям на проведение НИР и ОКР;

- ускоренная амортизация основных средств.

От имени научно-технической общественности такие перечни преференций были направлены в Верховную Раду Украины двух последних созывов, однако эти вопросы не решаются.

ТЕХНОЛОГИИ ВАКУУМНО-ПЛАЗМЕННОГО РАФИНИРОВАНИЯ ЦВЕТНЫХ СПЛАВОВ

Найдек В. Л., Наривский А. В.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Представлены экологически чистые технологии вакуумно-плазменного рафинирования (модифицирования) цветных сплавов при дозированной и непрерывной разливке металла. Отличительной особенностью таких процессов является герметизация вакуумных камер жидким металлом, который обрабатывают. Такое техническое решение позволяет упростить оборудование для реализации разработанных технологий в производстве.

Рассмотрены особенности удаления водорода из сплавов при воздействии плазмой на расплав. Показано, что после глубинной обработки алюминиевого сплава АК7 плазменной струей степень его дегазации составляет $\geq 80\%$, а при продувке холодным аргоном – не превышает 45% . Создание вакуума (остаточное давление 8 КПа) над расплавом позволяет повысить степень удаления водорода из него на $19\text{--}22\%$ по сравнению с обработкой сплавов в атмосферных условиях. Высокая эффективность плазменного рафинирования достигается за счет развитой межфазной поверхности в зоне внедрения высокотемпературной струи в расплав, а также повышенных скоростей массопереноса водорода в перегретом металле и в газовые пузыри через пограничный слой за счет быстрого его обновления.

Показано, что при вакуумно-плазменной обработке сплавов, наряду с эффективным рафинированием, возможно разрушение интерметаллидов и оксидных включений под воздействием высокотемпературной струи. При этом уменьшаются в $2\text{--}2,5$ раза размеры микрогруппировок в расплаве, снижается или исключается негативное влияние железа и наследственности шихтовых материалов на структуру и свойства отливок. После плазменного рафинирования предел прочности на разрыв литого металла увеличивается на $16\text{--}18\%$, относительное удлинение – на $35\text{--}45\%$.

ПРОБЛЕМЫ ЭКОЛОГИИ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ОТЛИВОК ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Неменёнок Б. М., Румянцева Г. А., Задруцкий С. П.
(БНТУ, г. Минск, Республика Беларусь)

Важное место в развитии современного промышленного комплекса принадлежит литейному производству, которое характеризуется большим количеством технологических процессов, сопровождаемых выбросами газа и пыли. Пыль в больших количествах выделяется при приготовлении формовочных и стержневых смесей, изготовлении литейных форм и стержней, плавке металла, во время заливки форм, при их выбивке и т. д. Известно,

что при производстве 1 тонны отливок из стали и чугуна выделяется ~ 50 кг пыли, 250 кг оксида углерода, 1,5–2,0 кг оксида серы и 1 кг углеводов.

Основными задачами, стоящими в настоящее время перед литейным производством, являются экономия материальных и энергетических ресурсов, улучшение санитарно-гигиенических условий труда и защита окружающей среды от вредных выбросов. Если проблеме энерго-и ресурсосбережения постоянно уделяется достаточно большое внимание, то вопросы защиты окружающей среды нуждаются в серьёзной проработке, так как экологические проблемы литейного производства в большинстве случаев определяют экологическую ситуацию в машиностроении.

Литейные цеха, расположенные, как правило, вблизи жилых массивов, существенно ухудшают состав атмосферы, а наличие большого числа источников вредных выбросов, их рассредоточение по территории цеха (делокализация) затрудняет сбор выбросов в единую систему очистки. Одним из главных и наиболее опасных источников вредных выбросов являются плавильные агрегаты. Это определяется тем, что в указанных печах сплавы подвергаются воздействию высоких температур, при этом технологические процессы плавки связаны с использованием большого числа вспомогательных материалов, выделяющих при нагреве целую гамму вредных газов и пыли.

Всё возрастающие требования к качеству литья уже не обеспечиваются простым переплавом шихты, и назрела необходимость усложнения технологий с введением дополнительных процессов улучшения качества расплава – глубокого рафинирования и модифицирования. При изготовлении отливок из сплавов на основе алюминия используются вещества и реагенты, которые уже в исходном состоянии обладают токсичными свойствами по отношению к человеку и окружающей среде. Наиболее часто встречающимися токсичными выделениями при производстве алюминиевого литья являются пары металлов, газы и мелкодисперсная пыль. Для приготовления сплавов, особенно сложнелегированных, используются легкоокисляемые металлы, такие как Mg, Ti, Zn и другие. Во время плавления шихтовых материалов происходят интенсивное капельное окисление, испарение и унос с потоком отходящих газов оксидов металла. Для получения расплава требуемого качества применяются различные рафинирующие препараты, которые при взаимодействии с металлами образуют вещества, легко уносимые дымовыми газами. Особенно осложняется ситуация при расположении цветнолитейных цехов непосредственно в городской черте, так как требования к допустимому содержанию вредных веществ в воздухе населенных пунктов постоянно ужесточаются и для их соблюдения существующие способы очистки становятся экономически неоправданными.

При плавке многих сплавов цветных металлов применяют хлорсодержащие вещества. Хлор является токсичным газом и его содержание в атмосфере цеха ограничивают $0,1 \text{ мг/м}^3$. Образующийся при рафинировании алюминиевых сплавов хлорид алюминия оказывает раздражающее

действие на кожу, глаза, дыхательные пути человека. При реакции хлорида с влагой образуются капельки соляной кислоты, вредно действующие на зеленые насаждения и на стальные конструкции. Концентрация хлористого алюминия в воздухе рабочей зоны не должна превышать 30 мг/м^3 . Не менее вредны и фториды, их концентрация не должна превышать 20 мг/м^3 , а соединений газообразного фтора – 5 мг/м^3 . Наиболее опасными считаются кислые фториды, так как они разлагаются при низкой температуре с выделением фтористого водорода.

Следовательно, при разработке технологических процессов необходимо обязательно учитывать санитарно-гигиенические условия труда. Вместе с тем, в современной технической литературе отсутствуют систематизированные данные по количеству и составу выделений, образующихся при плавке, рафинировании и модифицировании литейных алюминиевых сплавов, что затрудняет не только их оценку, но и разработку методов очистки и сокращения их объемов путем изменения технологических процессов.

Решение проблемы оздоровления экологической ситуации в цветнолитейном производстве может быть реализовано по нескольким направлениям за счет:

- использования низкотоксичных или экологически чистых препаратов для рафинирования и модифицирования алюминиевых литейных сплавов;
- оптимизации существующих технологий внепечной обработки, повышения степени усвоения рафинирующих препаратов и сокращения их расхода, что обеспечит снижение вредных выбросов;
- применения эффективных систем пыле- и газоулавливания.

Все эти направления могут быть реализованы только при наличии данных по вредным выбросам для конкретных технологий плавки и рафинирующе-модифицирующей обработки.

СОЗДАНИЕ УСЛОВИЙ НАПРАВЛЕННОГО ЗАТВЕРДЕВАНИЯ МЕТАЛЛА В НЕТЕХНОЛОГИЧНЫХ ОТЛИВКАХ «КОРПУС РАБОЧЕГО КОЛЕСА»

Онипко Г. В., Дараган В. И., Назаренко К. А.
(ОАО «ЭМСС», г. Краматорск, Украина)

ОАО «Энергомашспецсталь» – современное предприятие, специализирующееся на выпуске тяжелого литья в условиях индивидуального и мелкосерийного производства. Масса отливок 1,0–200,0 т. Технологический отдел литейного производства занимается разработкой и внедрением технологий производства отливок. В 2009 г. на ОАО «Энергомашспецсталь» поступил заказ на изготовление отливок «Корпус рабочего колеса» для ОАО «Турбоатом». Габаритные размеры – $\text{Ø } 3250 \times 2780$, масса отливки 83000 кг, марка материала – 08ГДНФЛ. Литое изделие подвергается ультразвуковому контролю, магнитопорошковой дефектоскопии.



Рис. 1. Отливка «корпус рабочего колеса»

Отливка является нетехнологичной, имеет массивные узлы в нижней части, в центре, соединенные тонкими переходами, тогда как верхняя часть относительно тонкая. Наружный нижний массив подвергается вышеупомянутым испытаниям, а значит должен быть плотным и без каких-либо дефектов.

Как известно, качество стальных отливок в части плотности металла обеспечивается направленным затвердеванием.

Большое влияние на направленность затвердевания оказывает литниковая система. Поэтому, нежелательные явления при заполнении формы металлом должна устранить конструкция литниковой системы. Для этого литниковая система должна обеспечивать равномерное заполнение всего объема формы, не вызывая ее перегрева, а также правильно распределять температуру заливаемого металла по высоте формы.

Создание условий направленного затвердевания достигается за счет изменения объема металла от низа до верха формы (метод выкатывания шара). Но чрезмерное увеличение объема на крупногабаритных и крупнотоннажных отливках ведет к перерасходу металла и снижению выхода годного.

Поэтому условия направленного затвердевания достигается совместным использованием вышеуказанного метода и наружных холодильников.

После получения первой отливки, вскрылись горячие трещины на переходе от сферической части к цилиндрической. Они образовались в результате усадочных напряжений между затвердевшей нижней частью и недостаточно затвердевшей верхней частью.

После тщательного анализа и проведения компьютерного моделирования пакетом программ LVMFlow процесса затвердевания были введены изменения, которые заключались в следующем: установлен дополнительный ярус к трех ярусной литниковой системе, изменена конструкция перехода от сферической части к цилиндрической, применены наружные холодильники в местах образования трещин. Были оптимизированы размеры наружных холодильников и определены места их установки.

Пакет программ выполняет компьютерное моделирование процессов затвердевания отливок. Все составляющие условия по обеспечению направленного затвердевания LVMFlow позволяет применить согласованно и оптимально.

Данные мероприятия привели качество отливок в соответствие с требованиями заказчика. Достигнутый уровень качества удовлетворял требованиям заказчика. Оценив это, заказчик предложил ОАО «ЭМСС» освоение новой номенклатуры и значительное увеличение объемов производства отливок.

Проведенная работа показала, применение только комплексных мер по созданию условий направленного затвердевания металла в нетехнологичных отливках приводит к наилучшему результату.

РАЗРАБОТКА И ВНЕДРЕНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ОТЛИВОК С ВЫСОКИМИ СВОЙСТВАМИ ДЛЯ ГИДРОЭЛЕКТРОСТАНЦИЙ

Онипко Г. В., Дараган В. И., Плотниченко А. В.
(ОАО «ЭМСС», г. Краматорск, Украина)

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

Очень мало предприятий, которые бы могли изготавливать очень сложные, уникальные и крупные отливки ответственного назначения.

На сегодняшний день ОАО «Энергомашспецсталь» является современным предприятием, имеющим производственные возможности и опыт по производству 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.

Характерными отливками являются: «Корпуса рабочих колес», «Лопасты», «Лопатки», «Ступицы», «Обода», «Сегменты» из нержавеющей и легирующих марок стали.

Одной из таких отливок, производимых на ОАО «Энергомашспецсталь», является «Сектор» из стали марки 08ГДНФЛ, с габаритными размерами – $6900 \times 2000 \times 1650$ и массой отливки – 22700 кг. К отливке предъявляются высокие механические свойства: $\sigma_{0,2} \geq 343$ МПа, $\sigma_B \geq 441$ МПа, $\sigma_5 \geq 18\%$, $\Psi \geq 18\%$, $KCU \geq 491$ кДж/м², $KV_{-20} \geq 30$ Дж.

Отливка имеет очень сложную нетехнологическую конструкцию, с переходами от массивной части к более тонкой с труднопропитываемым жидким металлом тепловым узлом (рис. 1).



Рис. 1. Отливка «Сектор» для гидроэлектростанций

В готовом изделии конструкция представляет собой сборку четырех «Секторов» в один цельный обод. К массивным частям привариваются «Лопатки». Перед сваркой производится контроль зоны приварки «Лопатки» и любой дефект, носящий характер трещины или раковины, не допускается. Места приварки «Лопаток» подвергаются УЗК (ультразвуковому контролю).

Для получения качественного литья и создания направленного затвердевания необходимо расположить массивную часть отливки вверху и питать прибылями.

Однако, такая технология, для данной отливки неприемлема, из-за трудности обеспечения размерной точности рабочей части отливки и требует дополнительных затрат на механическую обработку.

После проработки литейной технологии и компьютерного моделирования отливки с помощью пакета программ LVMFlow, было принято решение о расположении массивной части в нижней части формы. При этом для создания направленного затвердевания, предусмотрены подприбыльные напуски, утепление прибылей теплоизолирующими вставками PROFAX и теплоизолирующие присыпки FERRUX 707G компании «FOSECO».

Анализ качества первой отливки показал, что предусмотренные нами наружные холодильники и подприбыльные напуски, дали положительный эффект.

Дефектов усадочного происхождения зафиксировано не было.

Отливка имела хорошее качество, усадки и трещин, в местах приварки «Лопаток» не наблюдалось, что было одним из главных условий технических требований.

Применение теплоизолирующих вставок, утепление зеркала металла прибылей, использование наружных холодильников, а также компьютерное моделирование технологии с помощью пакета программ LVMFlow, позволило создать направленное затвердевание металла в отливке, получить качественное литье и добиться высокого технологического выхода годного на такой сложной отливке – 64 %.

ДОСЛІДЖЕННЯ ФАЗОВИХ РІВНОВАГ МІЖ СИЛІЦИДАМИ ТА БОРИДАМИ ТИТАНУ

Пашенко В. Ю.¹, Бондар А. А.², Соколов В. Б.³, Білобров Ю. М.⁴,
Трачевський В. В.³, Артюх Л. В.², Петюх В. М.²,
Фомічов О. С.², Великанова Т. Я.²

¹Житомирський держ. ун-т імені Івана Франка, м. Житомир, Україна;

²ІІМ ім. І. М. Францевича НАН України, м. Київ, Україна;

³Наук. центр НАН України, м. Київ, Україна;

⁴ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України, м. Київ, Україна)

З літератури відомі результати експериментальних досліджень системи В–Si–Ti в області, багатій на титан, у якій знайдено тернарну фазу Ti₆Si₂B [1]. Нами були досліджені фазові рівноваги в цій системі у всьому концентраційному інтервалі при температурах солідуса та визначені реакції, що відбуваються при плавленні/кристалізації сплавів. Дослідження литих, виплавлених дуговою плавкою, та відпалених сплавів проводилися

методами скануючої електронної мікроскопії і ЛРСА (WDS), трансмісійної електронної мікроскопії, рентгенівського фазового аналізу (РФА), диференційного термічного аналізу (ДТА), ядерного магнітного резонансу ізотопів ^{11}B (ЯМР) та ін.

Нами підтверджено існування тернарної фази $\text{Ti}_6\text{Si}_2\text{B}$, яка утворюється за перитектичною реакцією $L + \text{TiB} + (\text{Ti}_5\text{Si}_3) \leftrightarrow \text{Ti}_6\text{Si}_2\text{B}$ при температурі $1365\text{ }^\circ\text{C}$. Дані РФА та ЛРСА показали, що ця сполука на солідусі має область гомогенності шириною $0,5\text{--}1,0$ ат. %, зміщену від стехіометричного складу в сторону збагачення кремнієм. Тернарна фаза $\text{Ti}_6\text{Si}_2\text{B}$ на солідусі утворює двофазні рівноваги з (Ti) , TiB та (Ti_5Si_3) і відповідні трифазні.

В області $\text{Ti}\text{--}\text{TiB}\text{--}\text{Ti}_5\text{Si}_3$ потрійної системи при температурі $1320\text{ }^\circ\text{C}$ реалізується нонваріантна чотирифазна рівновага евтектичного типу:



Склад цієї евтектики $\text{Ti}_{84,5}\text{Si}_{12,0}\text{B}_{3,5}$.

Диборид титану, що має найбільшу термодинамічну стабільність відносно інших фаз системи, утворює рівноваги з усіма силіцидами титану, які існують на солідусі. Із двома силіцидами Ti_5Si_3 та TiSi_2 , що плавляться конгруентно, TiB_2 утворює квазібінарні системи евтектичного типу. За даними ЛРСА та ЯМР розчинність бору в фазі Ti_5Si_3 знаходиться на рівні $6\text{--}7$ ат. %. Це узгоджується із зростанням періодів її ґратки. В інших силіцидах суттєва розчинність бору не зафіксована. Знайдено, що в подвійній і потрійній системах при субсолідусних температурах силіцид Ti_5Si_4 має ромбічну структуру типу Sm_5Ge_4 ($a = 650,0$, $b = 1267$, $c = 663,5$ пм).

В області $\text{TiB}_2\text{--}\text{Si}\text{--}\text{Ti}_5\text{Si}_3$ на солідусі існують 4 площини трифазних рівноваг:



Двом першим відповідають чотирифазні нонваріантні рівноваги перехідного типу (U), двом останнім – евтектичного типу (E).

ЛІТЕРАТУРА

1. $\text{Ti}_6\text{Si}_2\text{B}$, a new ternary phase in the $\text{Ti}\text{--}\text{Si}\text{--}\text{B}$ system / A. S. Ramos, C. A. Nunes, G. Rodrigues, P. A. Suzuki etc. // *Intermetallics*. – 2004. – V. 12. – No. 5. – P. 487–491.

«ЛИТЬЕ В СТЕРЖНЯХ» НА ПРИМЕРАХ МИРОВОГО ОПЫТА «LAEMPE»

Попов А. М.

(*Laempe&Mössner GmbH, г. Шонфхайм, Германия*)

В условиях глобальной конкуренции и финансового кризиса еще больше возрастают требования к сложности отливок, к воспроизводимости их технических характеристик, усугубляется соревнование между различными способами производства машиностроительных деталей и т. д.

Литейные технологии могут сохранить свою конкурентную способность только тогда, если они гарантируют производство сложнейших конструктивных элементов при самой низкой себестоимости продукта. За последние 10 лет резко повысились требования законодательства к экологии литейных технологий. Это привело к дополнительному увеличению напряженности среди производителей отливок.

Исходя из этих сложных условий, фирма «LAEMPE» разработала метод LCM («Laempе Core Moulding») изготовления стержней и стержневых форм, который предоставляет литейщикам прекрасную возможность уменьшить материальные и энергетические расходы, увеличить гибкость процесса изготовления стержней и безопочных форм, создавая, таким образом, предпосылки для лучшего приспособления к постоянно изменяющимся условиям рынка.

Формовочно-стержневой комплекс «LAEMPE LCM» служит основой мини-завода по производству широкой номенклатуры металлических отливок, как например, зубов для экскаваторов, погружных насосов, корпусов арматур, корпусов клапанов, отливок с применением в автомобильной промышленности и т. д. Приоритетное значение имеет факт, что формы и стержни изготавливаются из единой смеси. Контроль и управление материальных потоков, и их комплексного влияния на качества отливки становится более надежным при максимальной воспроизводимости результатов производственного процесса.

Приводится сравнение технологической основы метода LCM с классическими методами изготовления стержней и форм из холоднотвердевающих смесей. На примерах из литейной практики фирмы Laempе доказываются преимущества метода LCM литья в «стержнях» для получения мелко- и крупносерийной продукции для общего машиностроения, автомобильного и авиационно-ракетного комплекса.

РАЗРАБОТКА ПРЕСС-ФОРМЫ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПЕНОПОЛИСТИРОЛОВЫХ МОДЕЛЕЙ

Порохня С. В.

(ДГМА, г. Краматорск, Украина)

Исследовали способы и методы изготовления пенополистироловых моделей. Для изготовления пенополистироловых моделей применяют пресс-формы из алюминиевых сплавов и из стали. Металлические пресс-формы выполняют как литыми, так и механической обработкой из проката, кованых или штампованных заготовок. Особое значение в процессе получения пенополистироловых моделей приобретает перфорация стенок пресс-формы, так как необходимо обеспечить достаточный доступ пара к гранулам пенополистирола для их нагрева и спекания. Для каждой новой модели необходимо делать свою пресс-форму, что затрудняет быструю

переналадку производства из-за дороговизны изготовления пресс-формы, поэтому выпуск небольших партий отливок при литье по газифицируемым моделям становится экономически нецелесообразным, что сокращает область применения данного способа литья.

Цель работы – разработать пресс-форму для изготовления пенополистироловых моделей, с меняющейся конфигурацией ее внутренних стенок.

Разработана игольчатая пресс-форма, обеспечивающая высокую газопроницаемость и позволяющая быстро менять конфигурацию стенок. Пресс-форма состоит из двух полуформ, заполненных вертикальными игольчатыми элементами. В свободном состоянии игольчатые элементы имеют возможность вертикального перемещения. В сжатом состоянии игольчатые элементы жестко фиксируются корпусом полуформ.

Изготовление пенополистироловой модели осуществляется следующим образом. На лежащую на вибростолу подмодельную плиту устанавливается модель детали. Полуформу с иголками накладывают на модель. Затем включается вибростол и под действием вибрации иголки приходят в соприкосновение с поверхностью модели, в это время вставляется трубка, служащая для вдувания гранул полистирола. После придания внутренней поверхности полуформы необходимых очертаний, иголки сжимаются путем стягивания половинок корпуса полуформы при помощи болтовых соединений, в результате чего иголки фиксируются от перемещений. Аналогично изготавливают другую полуформу. Затем обе полуформы собирают и стягивают при помощи болтовых соединений. Через трубку осуществляется задув подвспененных гранул пенополистирола в пространство, образованное полуформами при помощи дутьевой головки сжатым воздухом под давлением 0,2–0,25 МПа. Кажущаяся плотность подвспененных гранул пенополистирола составляет 20–25 кг/м³. Собранные полуформы с гранулами пенополистирола помещаются в паровую камеру, и подается сухой перегретый пар под давлением 0,25 МПа. Под действием пара, температура которого составит 403–408 К, происходит спекание гранул пенополистирола. Процесс длится 60 с, после чего собранные полуформы извлекают из паровой камеры и охлаждают в воде, рассоединяют. Для изготовления пенополистироловой модели другой конфигурации приведенные выше операции повторяются. Стальные иголки выбирают диаметром 0,4–0,5 мм, длина выбирается в зависимости от габаритов модели.

Таким образом, разработанная игольчатая пресс-форма позволяет осуществлять быстрое изменение конфигурации внутренней ее полости и при этом обеспечивается высокая газопроницаемость стенок полуформ. Это позволяет осуществлять быструю переналадку пресс-форм для производства, поэтому выпуск небольших партий отливок при литье по газифицируемым моделям становится экономически целесообразным.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПРОИЗВОДСТВА НАПОЛНЕННЫХ МОДЕЛЬНЫХ СОСТАВОВ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ГАЗОТУРБИННЫХ ЛОПАТОК

Постиженко В. К., Береговая О. С.
(НТУУ «КПИ», г. Киев, Украина)

При изготовлении отливок ответственного назначения типа лопаток ГТД, которые производятся методом литья по вытапливаемым моделям, предъявляются повышенные требования к формовочным материалам, в частности к модельным составам.

Разработка новых модельных материалов а также способов их изготовления является важным вопросом литейного производства, актуальность которого определяется значительными материальными и временными затратами на изготовление отливок из дорогих жаропрочных и жаростойких методом литья по вытапливаемым моделям.

Изготовление модельных составов представляет собой расплавление исходных свежих продуктов в четко определенной последовательности и при постоянном перемешивании с последующим охлаждением до необходимой температуры.

Операция приготовления модельного состава, безусловно, является одной из самых ответственных, так как качество модельного состава в значительной мере определяет точность геометрических размеров и чистоту поверхности отливок.

Многокомпонентные композиции на основе низкотемпературных полимерных материалов являются основными материалами, которые используются для изготовления модельных составов.

Для расплавления воскообразных синтетических веществ применяются в основном термостаты разной мощности либо специальные баки, которые оборудованы специальными лопастными мешалками и находятся в масляной либо водяной рубашке для поддержания постоянной температуры.

Технология изготовления модельных составов известна, композиция представляет собой гомогенизированную смесь парафина и церезина, а также других полимеров, которые добавляются для изменения физических и механических свойств смеси (вязкость, твердость, усадку, теплостойкость и т. п.).

В данном случае мы добавляем в модельный состав тугоплавкие вещества в качестве наполнителя, что требует изменения классической технологической схемы, а именно после расплавления парафина, церезина и полиэтиленового воска, состав необходимо нагреть свыше 150 °С и добавить полистирол при строго определенной скорости перемешивания.

Таким образом решается задача улучшения эксплуатационных свойств модельного состава для изготовления моделей особо сложной конфигурации за счет обеспечения заполнения пресс-формы, уменьшения усадки, повышения прочности и теплостойкости за счет введения в состав

модельной композиции пенополистирола в качестве наполнителя, определенной последовательности введения компонентов при определенной температуре и обеспечения необходимого времени и скорости перемешивания.

Дальнейшее хранение готового модельного состава осуществляется в виде блоков, пластин, гранул или чешуек.

В большинстве случаев расплавленный модельный состав разливается по формам, где застывает в виде блоков или пластин; в таком виде его удобно хранить и транспортировать, но это также вызывает определенные трудности в дальнейшем измельчении, загрузке в плавильные агрегаты и т. д.

Самым оптимальным способом считается хранение и использование термопластичных воскообразных веществ на разных стадиях производства в виде гранул.

Предлагаемый нами технологический процесс является оптимальным для изготовления наполненных модельных составов и может быть реализован на существующем оборудовании без дополнительных финансовых вложений.

ПРИМЕНЕНИЕ ДИАФРАГМИРОВАННЫХ ПРИБЫЛЕЙ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ КРУПНЫХ СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК

Примак И. Н., Щеглов В. М.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Ужесточение требований по экологии и экономии энергетических ресурсов существенно повышают актуальность исследований и разработки надежных способов изготовления крупных стальных отливок с диафрагмированными прибылями.

Опыт применения отбивных прибылей на мелком литье не обеспечивает получения качественных крупных отливок, а, например, используемый ранее способ изготовления крупных отливок лопастей из нержавеющей сталей поворотно-лопастных гидротурбин, при котором отрыв прибылей производился до полного затвердевания питающего перешейка, не может быть рекомендован, так как при раннем снятии прибыли не обеспечивается надежное питание отливок, а при запоздалом существует большая вероятность перегруза мостового крана, поскольку форма, залитая в массивные опоки, как правило, превышает грузоподъемность кранового оборудования.

В случае установки диафрагмированных прибылей на сложных стальных отливках, где обеспечить совпадение термической оси питаемого узла и прибыли практически невозможно даже с учетом современных компьютерных расчетов, для надежного питания отливок требуется определенное превышение расчетных размеров питающего перешейка прибыли. В этом случае неизбежно отделение прибыли от отливки по питающему перешейку огневой отрезкой или с помощью специальных отрывных

устройств. Одна из главных проблем применения таких прибылей – свободный доступ к перешейку прибыли, решена за счет использования специальных легкоудаляемых термостойких стержневых смесей, исключая спекание смеси и образование пригара в зоне отливки – прибыли.

Во всех случаях применения отрезаемых по перешейку прибылей обеспечивается сокращение площадей отрезки прибылей в 4 и более раз, что многократно снижает образование вредных выбросов в атмосферу. При этом также обеспечивается возможность отрезки прибылей даже на сложнолегированных марках сталей без подогрева и до первичной термообработки, что позволяет повысить полезную загрузку термических печей и сократить режимы термообработки при значительной экономии энергоресурсов.

Проведенный комплекс исследований процессов заливки и питания отливок с применением диафрагмированных прибылей показал существенное влияние разделительных диафрагм на интенсивность развития гидродинамических и тепловых процессов в литейной форме, правильное использование которых может обеспечить экономию металла на прибыли, технологические напуски и литниковые системы, снижение уровня ликвационных процессов в подприбыльных зонах, управлять, в определенных пределах, процессами кристаллизации металла в залитых формах.

ИССЛЕДОВАНИЕ РАБОТЫ ЛИТНИКОВЫХ СИСТЕМ МЕТОДОМ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Примак И. Н.¹, Щеглов В. М.¹, Шумаков В. Ф.²,
Городчиков В. Н.², Дудченко А. В.²

(¹ФТИМС НАН Украины, г. Киев; ²ЗАО «НКМЗ», г. Краматорск, Украина)

Роль литниковых систем в формировании качества отливок, трудоемкости и экономичности их изготовления, особенно при изготовлении крупных стальных отливок, исключительно велика.

Конструкция литниковых систем и режимы заливки литейных форм существенно влияют на формирование потоков металла в процессе заливки и при кристаллизации металла. Они во многом определяют условия формирования неметаллических включений, способствуют их удалению из жидкого металла или, наоборот, являются главным источником формирования дефектных зон, существенно снижающих служебные свойства отливок при повышении производственных затрат на исправление и контроль отливок.

На процессы кристаллизации металла в отливках существенное влияние оказывает формирование при заливке неравномерных температурных зон. С этим связано и формирование таких дефектов как изолированные усадочные раковины и пористость.

Из практики изготовления крупных стальных отливок, особенно сложной геометрической формы, известно существенное влияние конструкции литниковых систем на формирование затрудненной усадки отливок и, как следствие, образование трещин и надрывов в отливках.

Что касается поверхностных дефектов, то в большинстве они также формируются при контакте заливаемого металла с поверхностью и газовой средой литейной формы.

При скоростной заливке форм эрозия литниковых каналов и литейных форм являются также важными факторами и требуют специальных мер по минимизации их последствий.

Сложность решения перечисленных проблем заключается не только в их многообразии, но и, особенно, в тесной их взаимосвязи. Поэтому при решении каждой из них непременно необходимо исследовать, какое при этом будет влияние на другие факторы.

Традиционные методы исследований литниковых систем и режимов заливки позволяют устанавливать связи между отдельными составляющими процессов при допущении неизменности или несущественного влияния других факторов. Если для отливок небольших габаритов и веса это вполне допустимо, то при производстве крупных и сложных стальных отливок, требующих ускоренной заливки, такие упрощения при исследованиях приводят к большим сложностям при получении качественных отливок, особенно подвергаемых современным методам контроля.

Вот почему современное компьютерное моделирование режимов скоростной заливки крупных форм, как по исследованию влияния отдельных факторов, так и во взаимосвязи их между собой с ориентацией на достижение требуемых показателей качества отливок и экономичности их изготовления имеет исключительно важное значение.

На первом этапе компьютерного моделирования исследовались режимы заливки отливок-представителей номенклатуры ЗАО «НКМЗ» с использованием применяемых в настоящее время для этих отливок литниковых систем. Были установлены факты неравномерности скоростей и давлений в различных питателях при сифонной заливке, преждевременного подключения питателей верхних ярусов при этажной литниковой системе и др.

При исследовании литниковых систем со специальными питателями (щелевыми, центробежно-щелевыми с горизонтальным и вертикальным выходным каналом) выявилась необходимость оптимизации конструкции таких питателей, особенно с учетом необходимости снижения скоростей на выходе при скоростной заливке форм.

По результатам исследования работы литниковых систем с диафрагмами для выравнивания расхода металла по последовательно расположенным питателям, выявлена необходимость совершенствования конструкции таких литниковых систем с целью снижения величин давления на отдельных участках литникового хода.

С целью исключения влияния сложных геометрических форм отливок при проведении комплексных сравнимых исследований работы трех наиболее часто применяемых типов литниковых систем (сифонных,

этажных с прямым стояком, а также этажных с прямым и обратным стояками) исследования проводились при заливке отливок, имеющих форму плиты с вертикальным расположением при заливке.

Комплексные исследования методом компьютерного моделирования работы литниковых систем и их влияния на формирование качества отливок позволяют более обоснованно совершенствовать существующие типы литниковых систем и их элементов, а также создавать новые типы литниковых систем столь необходимых для скоростной заливки крупных литейных форм.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА АЛЮМИНИЙ-СКАНДИЕВЫХ ЛИГАТУР

Пужайло Л. П., Поливода С. Л.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Высокопрочные алюминиевые сплавы находят все более широкое применение в таких отраслях промышленности, как автомобиле-, авиа-, судостроение, атомная энергетика, оборонная промышленность. В связи с этим проблема повышения эксплуатационных характеристик и улучшения качества этих сплавов приобретает особую актуальность [1]. Одним из путей решения этой проблемы является введение в высокопрочные алюминиевые сплавы скандия, который является наиболее эффективным из известных в настоящее время модификаторов литой зеренной структуры алюминиевых сплавов [2]. Введение скандия позволяет получать дендритную структуру слитков из высокопрочных сплавов [3]. Скандий в алюминиевые сплавы вводят в виде лигатур [4] и из его соединений [5].

Целью работы являлось исследование структуры и химического состава лигатуры Al–2% Sc в состоянии поставки предприятием ВостГОК (г. Желтые Воды). Химический состав лигатуры в соответствии с сертификатом: Sc – 2,0+0,3 % мас., сумма примесей не более 0,15 % мас., остальное – Al.

Образцы для изучения микроструктуры вырезали из лигатурной чушки в продольном и высотном направлениях. Металлографический анализ проводили на полированных нетравленных и травленных (1 %-раствор HF) шлифах в отраженном свете.

Микроструктура лигатуры представляет собой матрицу α -твердого раствора скандия в алюминии с неравномерно распределенными в ней первичными интерметаллидами Al_3Sc , пористостью и оксидами сложного состава. Интерметаллиды Al_3Sc имеют кубическую огранку, средний их размер составляет 10 мкм. Встречаются отдельные интерметаллиды размером до 25 мкм. Наиболее типичная микроструктура лигатуры Al–2 % Sc приведена на рис. 1.



Рис. 1. Типичная микроструктура лигатуры Al–2 % Sc

Изучение распределения интерметаллидов по высоте чушки лигатуры показало, что в донной ее части количество интерметаллидов, выраженное в объемных процентах, на 15–20 % выше, чем в средней и верхней части. Разброс данных по количеству интерметаллидов в продольном направлении составляет 20–30 % в зависимости от удаленности места вырезки образца от литниковой системы.

Результаты, свидетельствующие о неоднородности фазового состава, полученные металлографическим исследованием, были подтверждены химическим анализом. Также методом химического анализа была обнаружена сегрегация скандия, а также кислорода, азота и других элементов непосредственно под усадочной раковинной лигатурной чушки. Фактическое содержание скандия в этом месте составило 3,2 % мас., а суммарное содержание примесей в 1,5 раза превысило заявленное в сертификате. Минимальное содержание скандия, полученное методом химического анализа в чушке лигатуры, составило 1,5 % мас.

Такая неоднородность лигатурной чушки объясняется совокупностью процессов, одновременно протекающих при заполнении формы и затвердевании металла, а именно: гидродинамикой заполнения формы, скоростью роста и осаждением более крупных интерметаллидов, всплыванием пузырьков водорода, увлекающих за собой мелкие интерметаллиды, оксиды и другие неметаллические включения, а также температурными режимами заливки металла и скоростями затвердевания чушки.

Как известно, скандий в алюминиевые сплавы вводят в малых количествах (0,15–0,30 %) и для каждого сплава и строго регламентированной технологии его плавки и литья существует конкретный концентрационный порог, ниже которого скандий практически не проявляет своего модифицирующего действия [2, 3]. В связи с этим, неоднородность фазового и химического состава лигатурной чушки затрудняет ее практическое применение, а в некоторых случаях может практически сивелировать положительный эффект от использования дорогостоящей лигатуры Al–Sc.

Для достижения максимально возможного модифицирующего действия, лигатура алюминий-скандий требует переплава и комплекса дополнительных технологических операций по рафинированию, перемешиванию, подбору температур литья и скоростей охлаждения лигатуры в кокиле.

ЛИТЕРАТУРА

1. Перспективные высокопрочные материалы на алюминиевой основе / Фридландер И. Н., Добромислов А. В., Ткаченко Е. А., Сенаторова О. Г. // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2005. – № 7. – С. 17–23.

2. Захаров В. В. Влияние скандия на структуру и свойства алюминиевых сплавов / В. В. Захаров // *Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов.* – 2003. – № 7. – С. 7–15.

3. Давыдов В. Г. Модифицирование зеренной структуры слитков алюминиевых сплавов / В. Г. Давыдов, В. В. Захаров, Т. Д. Ростова // *Цветные металлы.* – 2001. – № 9–10. – С. 95–98.

4. Лигатуры для производства алюминиевых и магниевых сплавов / В. И. Напалков, Б. И. Бондарев, В. И. Тарарышкин, М. В. Чухров. – М. : *Металлургия,* 1983. – 160 с.

5. Чернега Д. Ф. Материалы международной научно-технической конференции «Производство стали в XXI веке. Прогноз, процессы, технологии, экология» / Д. Ф. Чернега, П. Д. Кудь, С. В. Тарасюк. – Киев, 2000. – С. 564–569.

ИССЛЕДОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЙ СИСТЕМЫ ВАКУУМНОЙ МГД-УСТАНОВКИ ДЛЯ ПРИГОТОВЛЕНИЯ И РАЗЛИВКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Пужайло Л. П., Серый А. В.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

В настоящее время вакуумные МГД-установки находят применение для приготовления высокопрочных алюминиевых деформируемых сплавов и полунепрерывного литья из них слитков [1]. Установка (рис. 1) состоит из тигля 1, горизонтального канала 2, индуктора 3, электромагнита 4 и вакуумной камеры 5.

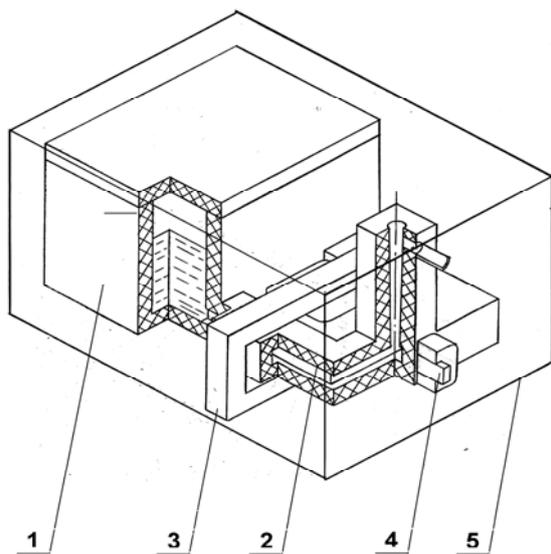


Рис. 1. Схема вакуумной МГД-установки

Одним из узлов, определяющим эксплуатационную надежность установки, является канал. Надежность установки в значительной мере зависит от термостойкости футеровки, а также от ее толщины в верхней части рабочей зоны. Толщина футеровки в рабочей зоне, прежде всего, зависит от конструкции магнитопровода электромагнита. Кроме того в верхней части рабочей зоны электромагнита создаются условия повышенного износа футеровки, т. к. в этой области электромагнитное давление достигает максимальных значений.

Целью работы являлось исследование электромагнитных характеристик электромагнитов различной конфигурации и проведение их сравнительного анализа для выбора конфигурации электромагнита, обеспечивающего высокую эксплуатационную надежность установки.

Для проведения экспериментальных исследований были разработаны и изготовлены магнитопроводы 1 и катушки 2, позволяющие собирать и исследовать различные типы электромагнитов (рис. 2), используя одни и те же конструктивные элементы.

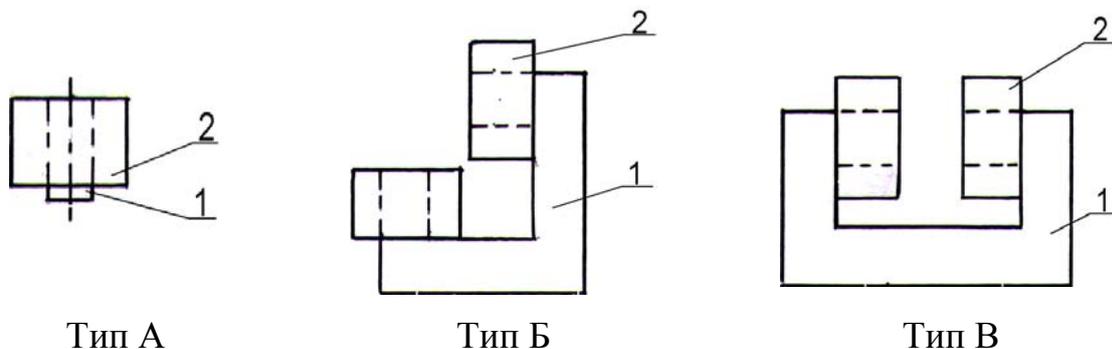


Рис. 2. Типы электромагнитов

Были исследованы электромагнитные характеристики (напряжение, ток, активная мощность) электромагнитов и рассчитаны их полные мощности и $\cos \varphi$. Исследовалась также индукция магнитного поля и направление силовых линий в рабочей зоне и полях рассеяния. При исследованиях основное внимание было уделено изучению двухполюсного электромагнита с полюсами расположенными под прямым углом друг к другу (тип Б), т. к. такая конфигурация магнитопровода изучена недостаточно, в отличие от электромагнитов типа А и В [2, 3]. Исследования проводились при одной и той же активной мощности, потребляемой электромагнитами в режиме холостого хода, что позволило корректно сравнивать полученные результаты.

Анализ данных, полученных в результате исследований, показывает что:

- направление силовых линий и линий равной индукции магнитного поля, проходящих через рабочую зону, а также в полях рассеяния зависит от конфигурации магнитопровода. Исходя из конфигурации магнитного поля можно определить оптимальное место расположения рабочей зоны;

- на основании исследованных электромагнитных характеристик электромагнитов был произведен выбор оптимальных режимов их работы, позволяющих при минимальных затратах мощности получать максимальные интегральные значения магнитного поля в рабочей зоне;

- интегральная магнитная индукция в рабочей зоне при равных условиях составила в электромагните: типа А – 0,045 Тл, типа Б – 0,058 Тл, типа В – 0,07 Тл;

- электромагнит типа Б в случае расположения рабочей зоны под углом $40\text{--}50^\circ$ к торцовым плоскостям полюсов позволяет увеличить толщину футеровки в верхней части рабочей зоны в 2–3 раза;

– эксплуатация установок с различной конфигурацией электромагнитов показала, что установки с электромагнитом типа Б имеют надежность в 4–5 раз выше по сравнению с установками, снабженными электромагнитами типа А и В.

ЛИТЕРАТУРА

1. Пужайло Л. П. Комплекс оборудования для получения слитков из алюминиевых сплавов / Л. П. Пужайло, С. Л. Поливода, А. Н. Гордыня // *Материалы III международной научно-практической конференции «Литье – 2007»* : Запорожье, 2007. – 88 с.
2. *Магнитодинамические насосы для жидких металлов* / Полищук В. П., Цин М. Р., Горн Р. К. и др. ; под ред. Ефимова В. А. – К. : Наукова думка, 1989. – 256 с.
3. Горшков А. О. Экспериментальное исследование однополюсного электромагнита магнитодинамического насоса / А. О. Горшков, И. М. Новиков // *XII МГДРича*. – 1987. – С. 135–138.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЗАТВЕРДЕВАНИЯ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ДАННЫХ КОМПЬЮТЕРНОГО ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

Рафальский И. В., Арабей А. В., Лущик П. Е.
(БНТУ, г. Минск, Республика Беларусь)

Компьютерные технологии получили широкое распространение при решении задач, связанных с разработкой прогрессивных технологических процессов литейного производства. Использование методов компьютерного моделирования с целью получения данных о процессах заполнения, затвердевания и образования дефектов в отливках сложной геометрии обеспечивает существенное снижение трудоемкости и материальных затрат, связанных с разработкой конкретного технологического процесса. Однако трудности учета геометрии отливки и определения теплофизических свойств многокомпонентных сплавов во многих случаях приводят к усложнению процесса моделирования и снижению адекватности получаемых результатов.

Процесс построения компьютерных моделей отливок включает следующие основные этапы: проектирование трехмерных моделей отливки; построение конечно-элементной сетки на основе созданной трехмерной модели; задание свойств материалов, начальных и граничных условий; расчет заполнения, затвердевания отливки и анализ полученных результатов.

Третий этап наиболее важен для получения адекватных моделей. На практике, как правило, используемые для моделирования литейных процессов данные вводятся с помощью встроенных в программы баз данных. Эти данные в большинстве случаев характеризуют свойства сплавов в равновесном состоянии без связи с реальной технологией. Однако затвердевание реальных сплавов представляет собой сложный процесс, протекающий при неравновесных условиях, которые значительно влияют на результаты

моделирования. В работе предлагается использовать данные компьютерного термического анализа (КТА) для получения адекватных компьютерных моделей затвердевания многокомпонентных сплавов.

Основой расчета процесса затвердевания служит уравнение теплопроводности с внутренними источниками тепла, которое включает такой важный параметр, как количество твердой фракции, выделившейся при затвердевании сплава в интервале кристаллизации (ликвидус-солидус):

$$\rho_S(T)c_S(T)\frac{\partial T}{\partial t} + \rho_L(T)c_L(T)\frac{\partial T}{\partial t} - q\rho_S(T)\frac{\partial f_S}{\partial t} = \text{div}(\lambda(T)\nabla T), \quad (1)$$

где $c_S(T), c_L(T)$ – теплоемкость твердой и жидкой фаз как функция от температуры T ; $\rho_S(T), \rho_L(T)$ – плотность твердой и жидкой фаз; $\lambda(T)$ – коэффициент теплопроводности сплава; q – теплота кристаллизации сплава; f_S – функция выделения твердой фракции; t – время.

Главное предположение теории двухфазной зоны состоит в том, что состояние затвердевающего сплава может быть описано функциями распределения твердой и жидкой фракции в объеме кристаллизующегося расплава. Корректный расчет температур начала и конца кристаллизации сплава является критически важным для компьютерного моделирования процесса кристаллизации. Решение задачи затвердевания может быть получено, если для сплава известна зависимость твердой фазы, выделяющейся при кристаллизации, от температуры и / или времени. Такие расчеты являются основой получения адекватной компьютерной модели затвердевания литых изделий и реализуются в программах моделирования литейных процессов. Совершенно очевидно, что от точности и достоверности вычисления функции выделения твердой фракции в интервале кристаллизации зависит то, насколько адекватными будут результаты компьютерного моделирования процесса затвердевания.

В настоящее время для таких вычислений применяются расчетные методы с использованием равновесных фазовых диаграмм бинарных сплавов, например, известное «правило рычага» и так называемое уравнение Шейла.

Такие расчеты выделения твердой фракции в настоящее время используются в коммерческих продуктах для компьютерного моделирования процессов затвердевания, например, в программе ProCAST и др. Однако уравнения, связывающих количество твердой фазы с равновесными диаграммами состояния, в действительности не отражают реальный характер затвердевания сплавов для неравновесных условий. Помимо этого, важнейшей проблемой, требующей адекватного решения, является расчет функции выделения твердой фазы в многокомпонентных системах. Использование для этих целей так называемых «модифицированных базовых диаграмм», получаемых различными подгоночными методами, малоэффективно и не позволяет получить адекватные компьютерные модели затвердевания.

Решение указанных проблем может быть получено при использовании методов КТА охлаждающейся пробы расплава. Расчет зависимости выделения твердой фазы при использовании методов КТА проводится на основе полученных экспериментальных данных (кривых охлаждения сплава) с использованием математических моделей, являющихся решениями уравнений теплового баланса системы «расплав-форма» (уравнения Ньютона-Рихмана, Фурье, Гиршовича). Однако необходимость использования в большинстве случаев в таких моделях различных подгоночных параметров («базовой линии», «нулевой кривой») и справочных данных (теплоемкости, теплоты кристаллизации сплава) значительно снижают информативность и практическую ценность полученных результатов.

В результате проведенного анализа существующих методов расчета твердой фазы была установлена возможность использования моделей, обеспечивающих моделирование выделения твердой фракции при затвердевании сплава на основе данных КТА без привлечения в расчеты справочных и подгоночных параметров из встроенных в программы компьютерного моделирования баз данных. На основе разработанных алгоритмов получены прикладные программные модули, обеспечивающие полностью автоматизированный расчет выделяющейся твердой фракции многокомпонентных сплавов и экспорт полученных данных с систему ProCAST для адекватного моделирования литейных процессов.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ В СПЛАВАХ Al-Ni-ПЬ-МЕТАЛЛ

Романова Л. А.¹, Судавацова В. С.², Котова Н. В.²
(¹ИПМ им. И. Н. Францевича НАН Украины, г. Киев, Украина;
²КНУ им. Тараса Шевченко, г. Киев, Украина)

Алюминий и сплавы на его основе широко используются в авиа- и ракетостроении. Исследование термодинамических свойств Al-содержащих сплавов позволит совершенствовать методы их получения. Методом калориметрии при 1770 ± 5 К нами определены энтальпии смешения ($\Delta_m H$) расплавов тройной системы Al-Ni-Y. Полученные изоэнтальпии смешения приведены ниже на рис. 1, а. Видно, что минимум $\Delta_m H$ (-50 кДж/моль) приходится на область составов, расположенную вблизи двойной системы Ni-Al.

Установлено, что тепловые эффекты сплавообразования в расплавах системы Al-Ni-Y определяются энергетикой межчастичного взаимодействия между разноименными атомами в граничных двойных системах Al-Ni та Al-Y.

Мы также рассчитали $\Delta_m H$ жидких сплавов Al-Ni-Y по уравнению Бонье-Кабо, Тупа, Колера из аналогичных данных для граничных двойных систем. Наилучшая корреляция между расчетом и экспериментом наблюдается в случае использования уравнения Бонье-Кабо.

Термохимические свойства сплавов системы Al–Ni–Sc до настоящего времени не изучены из-за сложности проведения эксперимента, поэтому мы рассчитали значения интегральной энтальпии смешения ее расплавов по уравнению Бонье-Кабо (рис. 1, б). Видно, что эти величины подобны по форме изолиний и их значения примерно одинаковы. Поверхность энтальпии смешения этих расплавов характеризуется минимумом (–56 кДж/моль), приходящимся на тройные сплавы с $x_{Al} = 0,5$ и $x_{Sc} = 0,2$. Это свидетельствует о возможном образовании тройных соединений, плавящихся при достаточно высокой температуре.

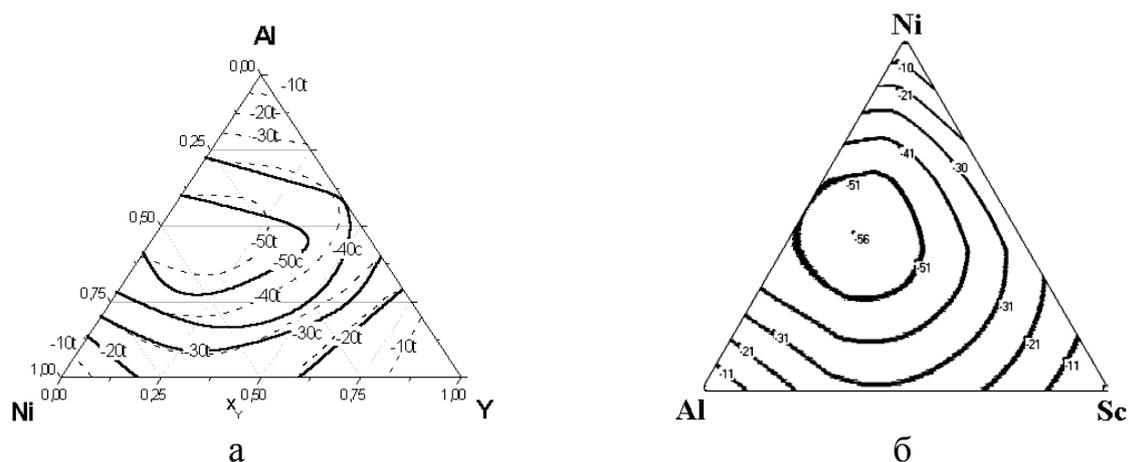


Рис. 1. Изоэнтальпии смешения расплавов систем Al–Ni–Y (а) (эксперимент — и модельный расчет - - -) и Al–Ni–Sc (б) (модельный расчет)

ТЕРМОДИНАМИКА ФОРМИРОВАНИЯ ДВУХФАЗНОЙ ОБЛАСТИ РАСПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu–Fe–Cr–C

Руденко М. А., Христенко В. В., Кириевский Б. А.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

В настоящее время актуальной является разработка сплавов на медной основе способных сохранять высокие показатели эксплуатационных свойств (твердость, прочность, тепло- и электропроводность) при температурах превышающих $0,6 T_{пл.}$ меди. Во ФТИМС НАН Украины разработан ряд дисперсно-упрочненных сплавов монотектического типа на основе системы Cu–(Fe–Cr–C). Образование упрочняющих включений в новых сплавах на основе меди происходит при интенсивном перемешивании их двухфазного расплава, с последующим быстрым затвердеванием образовавшейся эмульсии. Поскольку формирование в разработанных сплавах упрочняющей фазы связано с образованием двухфазного жидкого состояния, то выяснение вопроса о возможности двухфазного состояния расплавов системы Cu–(Fe–Cr–C) представляет практический интерес.

Для определения условий образования в расплавах системы Cu–(Fe–Cr–C) двухфазного состояния в проведен расчет термодинамических свойств жидкой фазы ее базовой системы Cu–Fe. Результаты расчета указывают на возможность двухфазного состояния ее расплавов. Кроме того, представлен анализ строения наружных электронных оболочек ионов расплава: Cu¹⁺ и Fe²⁺.

Анализ строения оболочек ионов установил, что ионы Cu¹⁺ с перекрывающимися 3d¹⁰ наружными электронными оболочками образуют в расплаве области локального порядка со строением, характеризующимся координационным числом 12, а ионы Fe²⁺, с перекрывающимися 3d⁶ наружными ортогональными шестерками электронов образуют области локального порядка, строение которых характеризуется координационным числом 8, поэтому на диаграмме состояния системы Cu–Fe должна присутствовать область двухфазного жидкого состояния.

Дополнительным подтверждением возможности существования расплавов системы Cu–Fe в двухфазном состоянии является анализ результатов совместного расчета термодинамических свойств расплавов и твердых фаз системы Cu–Fe. Расчет термодинамических свойств фаз производился с помощью локально-конфигурационной модели растворов, применение которой позволяет идентифицировать различия в строениях фаз по различиям в значениях их конфигурационных энтропий.

В результате расчета выяснено, что разница в значениях расчетных конфигурационных энтропий жидких фаз, составы которых примыкают к «медному» и «железному» углам диаграммы состояния составляет 3,2203 Дж/моль К, что в 6,5 раз больше чем изменение конфигурационной энтропии при фазовом переходе $\gamma\text{Fe}^{(\text{тв.})} \leftrightarrow \delta\text{Fe}^{(\text{тв.})}$. Результаты расчетов термодинамических свойств расплавов системы Cu–Fe указывают на то, что область двухфазного жидкого состояния на ее диаграмме состояния вырождена в точку, лежащую на кривой ликвидус. Следовательно, сами по себе расплавы системы Cu–Fe не могут обеспечить образования достаточно широкой области двухфазного состояния расплавов на диаграмме состояния Cu–(Fe–Cr–C). Для расширения двухфазной области жидкого состояния на диаграмме состояния указанной системы, в ее состав необходимо вводить С.

Поэтому, для оптимизации эксплуатационных свойств разработанных медных сплавов монотектического типа необходимо проводить дальнейшие исследования влияния С на образование в их расплавах двухфазной области, а также влияния содержания С на растворимость компонентов упрочняющей фазы в медной матрице твердого сплава.

АВТОМАТИЗИРОВАННАЯ ЛИТЕЙНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ СИСТЕМА ДЛЯ БЕЗДЕФЕКТНОГО ЛИТЬЯ ВЫПЛАВЛЯЕМЫХ МОДЕЛЕЙ

Русаков П. В.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Программно-аппаратный комплекс для точного литья выплавляемых моделей обеспечивает автоматизацию всех основных операций: распознавания форм, назначения режимов литья и управления процессом формообразования выплавляемых моделей.

Основными технологическими операциями в работе системы являются:

- присвоение литейным формам уникальных цифровых кодов;
- маркировка литейных форм;
- инвентаризация форм с использованием мобильного терминала и портативных компьютеров;
- создание и последующее пополнение компьютерной базы данных «Ювелирные изделия – литейные формы – технические характеристики восковых моделей, режимы и параметры литья – материалы и нормы расхода»;
- реализация технологического процесса литья – АСУ ТП.

Варианты системно-аппаратной компоновки

В зависимости от достигнутого уровня производства заказчиком может быть выбран один из трех нижеприведенных вариантов системно-аппаратной компоновки:

1. Легкий вариант компоновки, предусматривающий минимальное количество аппаратных средств.

2. Система средней сложности, позволяющая автоматически распознавать литейную форму и выдавать оператору на экране дисплея технологическую карту для оперативного назначения основных технологических режимов.

3. Литейный аппаратный комплекс с полностью автоматическим управлением режимами литья восковых изделий.

Процесс внедрения и рекомендуемое оборудование.

Внедрение программно-аппаратного комплекса для точного литья выплавляемых моделей осуществляется без остановки действующего производства с использованием уже имеющейся накопленной документации по технологическим режимам литья выплавляемых моделей.

В состав стандартного комплекса (рис. 1) входят:

- принтер для печати кодов форм;
- сканер цифровых кодов;
- терминал сбора данных;
- персональный компьютер;
- литейная машина (инжектор впрыска модельного состава в форму);
- программное обеспечение.

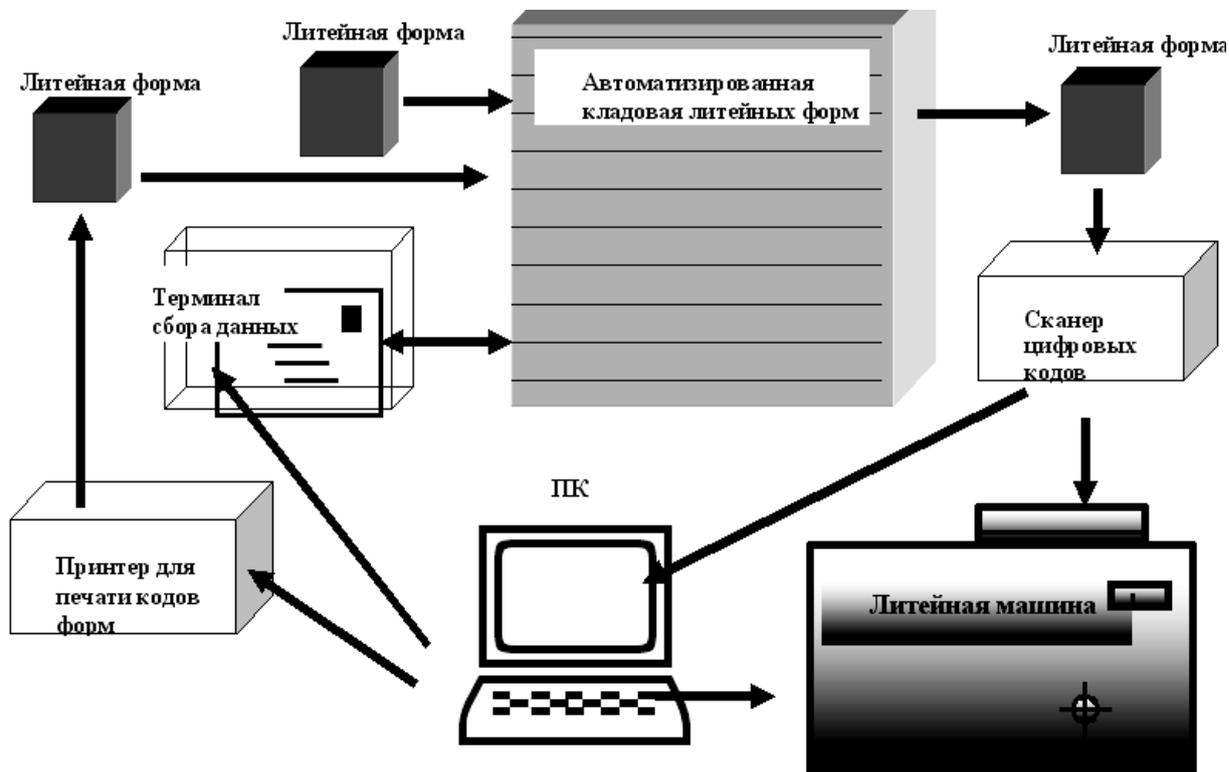


Рис. 1. Автоматизированная литейно-технологическая система для литья выплавляемых моделей

Возможности литейно-технологической системы

В память может заноситься 10 различных установок давления и 10 параметров фиксации. Из 100 комбинаций впрыскивания модельного состава легко можно выбрать оптимальный вариант. Точно настраиваемые параметры давления, температуры и усилия зажатия гарантируют постоянство массы и качества для каждой новой модели.

ЛИТЕРАТУРА

1. Русаков П. В. Управление процессом формообразования при точном литье по методу многопараметрической инжекции / П. В. Русаков, О. И. Шинский // Международный научно-технический конгресс «Литейное производство на рубеже столетий». – Киев, 2003. – С. 125–126.

ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНОСТЬ ПРОИЗВОДСТВА ОТЛИВОК ИЗ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

Садоха М. А.

(ОАО «БЕЛНИИЛИТ», г. Минск, Республика Беларусь)

Процесс получения литой детали в общем случае может быть представлен, как ряд технологических переделов (металлургический, литейный, финишный), подразделяющихся на отдельные операции.

Выполнение каждой из представленных операций связано с определенными затратами, прежде всего затратами энергии, материалов, труда. Все переделы могут выполняться независимо друг от друга, как по времени, так и по месту проведения. В рамках одного передела операции, как правило, выполняются последовательно без разрыва по времени и в пределах одного производства.

Для оценки резервов обеспечения экономической эффективности процесса получения литой детали подробнее рассмотрим все переделы и отдельные операции в их рамках с точки зрения ресурсосбережения.

С увеличением веса литниково-питающей системы по отношению к чистому весу отливки происходит существенное увеличение затрат на изготовление отливки. Это обусловлено существенным ростом затрат на формирование литниково-питающей системы и возрастанием затрат на угар металла и финишные операции (обрезка, зачистка отливок и т. п.).

Одной из основных статей затрат на производство отливок является энергопотребление. Например, при изготовлении отливок из алюминиевых сплавов в металлургическом переделе на подготовку исходных материалов (шихты) в среднем требуется от 50 до 200 кВт·ч на тонну шихты в зависимости от ее вида, состояния и требований плавильного агрегата. На плавку алюминия требуется от 750 до 1300 кВт·ч на тонну сплава в зависимости от вида плавильного агрегата и технологии доведения сплава до заданных требований. Процесс получения чушки не столь энергоемок – на него расходуется до 250 кВт·ч на тонну сплава.

Литейный передел при производстве отливок из алюминиевых сплавов не менее энергоемкий – на тонну сплава расходуется: при плавке сплава – от 750 до 1300 кВт·ч, при металлургической обработке расплава – 100...150 кВт·ч, при литье – 200...250 кВт·ч.

Финишный передел в общей сложности требует расхода от 150 до 300 кВт·ч на тонну алюминиевых отливок.

Важнейшим путем повышения эффективности производства отливок является снижение удельного энергопотребления из расчета на единицу веса годной отливки.

Анализ схемы технологии получения литой детали и структуры затрат при производстве отливок позволяет наметить ряд перспективных путей ресурсосбережения при производстве отливок:

1. Использование при осуществлении плавки в ходе выполнения металлургического и литейного переделов современных экономичных плавильных агрегатов и технологии плавки (таким образом может быть достигнуто снижение затрат на чистый вес отливки и другие статьи).

2. Объединение металлургического и литейного переделов с исключением тем самым этапа получения чушкового сплава и последующей его плавки (проводить плавку в один этап). Данное мероприятие, прежде всего, возможно для сплавов на основе алюминия.

3. Повышение физико-механические свойства сплавов путем выполнения металлургической обработки расплава и обеспечение таким образом возможности уменьшения толщины стенок и чистого веса отливок.

4. Применение при литье технологий, позволяющих уменьшить литниково-питающую систему и снизить брак отливок, сместив тем самым отношение веса отливки с литниково-питающей системой к чистому весу отливки максимально в сторону меньших значений.

Выполнение первого условия возможно путем применения в качестве плавильного агрегата среднечастотных индукционных печей взамен печей промышленной частоты.

Второй путь, наиболее реальный при производстве отливок из алюминиевых сплавов, позволяет обеспечить экономию до 1300 кВт·ч на одной тонне жидкого металла. Он может быть реализован путем организации транспортировки расплава от производителя сплавов к производителю отливок.

Использование интенсивных технологических процессов металлургической обработки расплава позволяет обеспечить существенное повышение качества сплавов и рост их физико-механических свойств. В этом случае возможна переработка конструкции отливок в сторону уменьшения толщин стенок, массивных узлов и снижения в целом веса отливок.

Повышение выхода годного при литье и снижение брака отливок является весьма существенным фактором экономии. Это особенно существенно при производстве отливок из стали, высокопрочного чугуна и алюминиевых сплавов, когда вес литниково-питающих систем в некоторых случаях равен чистому весу годной отливки.

Значительным ресурсом сокращения расхода энергии на одну тонну годного литья можно считать технологию получения отливок. Сокращение массы литниково-питающей системы уменьшает потребность в дополнительном расплаве, что при прочих равных условиях пропорционально сокращает расход энергии на одну тонну годного литья.

Среди других специальные методы литья обладают расширенным спектром возможностей обеспечения ресурсосбережения при производстве отливок.

При производстве отливок методом литья в кокиль существенный эффект возможен при использовании метода самозаполнения.

АВТОМАТИЗИРОВАННОЕ УПРАВЛЕНИЕ ПОДГОТОВКОЙ ПРОИЗВОДСТВА ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОТЛИВОК

Святов С. В.

(ДГМА, г. Краматорск, Украина)

В управлении подготовкой производства изготовления отливок целесообразно применение графиков загруженности (использования) ресурсов. Для этого в производственно-экономической модели реализована схема: выбор данных ежедневной потребности в изделиях, количества рабочих и их выработке; вычитание из ежедневной потребности в изделиях нормы

выработки 1-го, 2-го рабочего и т. д. (с учетом полной загруженности предыдущих), до полного выполнения задания; построение графика ресурсов (рис. 1) с указанием реальной производительности исполнителей. Использование графика ресурсов автоматически связанного с календарным графиком цеховой производственной программы позволяет визуально контролировать процесс управления. Изменения сроков проекта, недельного значения выработки, количества рабочих, их ежедневной выработки и уровня механизации рабочего места наглядно отображаются на экране монитора АРМ цехового экономиста или менеджера. Условное форматирование существенно улучшает интерфейс программы.

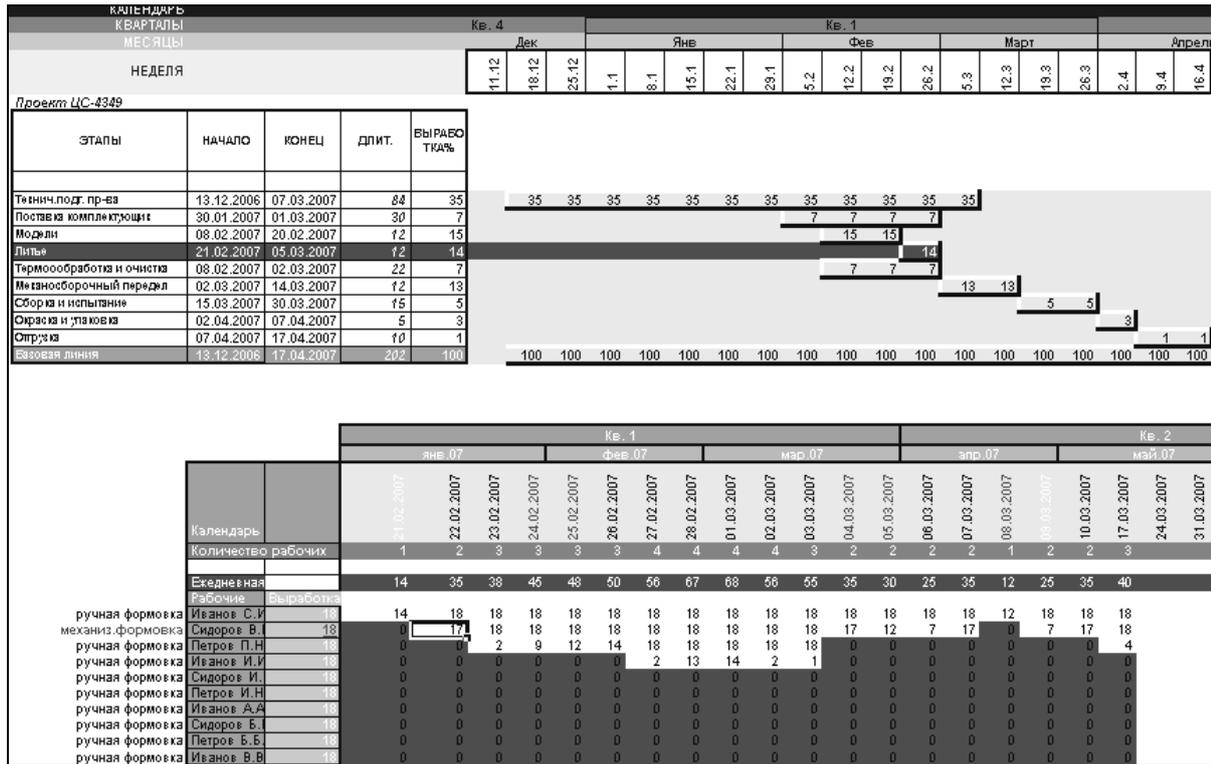


Рис. 1. Использование графика ресурсов с календарным графиком

Для менеджера любого уровня особенно важно управление событиями – ключевыми датами проекта. Модель учитывает управление контрольными событиями для одного и нескольких проектов (рис. 2).

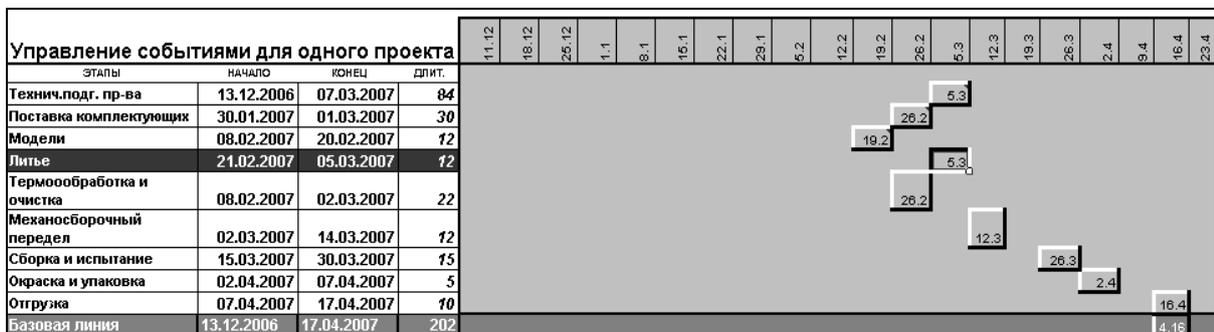


Рис. 2. Моделирование контрольных событий для одного проекта

Временные данные контролируемых событий при их экспорте в MS Project определяются как вехи в производственном календарном графике, реализованном в виде диаграммы Ганта. В среде MS Outlook – это контрольные точки для планирования производственных совещаний в управлении изготовления отливок.

Путем реализации технологии экспорта / импорта данных MS Project с использованием MS Excel, также решались задачи проектирования и управления производственной системы: прогнозирование будущей стоимости; сопоставление фактической стоимости с запланированной; прогнозирование производственного плана; сопоставление текущего объема производства с запланированным его значением; прогнозирование зависимости количества работающего персонала от загруженности производственных мощностей; моделирование загруженности ресурсов для достижения максимальной эффективности производства.

Таким образом, можно сделать следующие выводы.

1. В моделировании планово-экономических систем целесообразно применять метод сетевого планирования проектов в среде MS Project с использованием MS Excel для решения оптимизационных задач.

2. Реализованные в среде MS Excel производственные модели на базе статических и динамических диаграмм Ганта позволяют автоматизировать рабочие места цеховых и других планово-экономических служб на уровне автономных АРМ и локальных производственных подсистем обработки корпоративной информации.

3. Изучено автоматизированное управление динамическими производственными системами среде MS Excel. Получены модели Графика ресурсов, Календарного графика и Управления событиями. В среде специальных возможностей MS Excel, могут быть решены задачи прогнозирования производственного плана, затрат и состава персонала, стоимостной анализ проекта и оперативный контроль объем производства отливок для достижения максимальной эффективности бизнеса.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Использование Microsoft Project 2002. Специальное издание ; пер. с англ. – М. : Вильямс, 2003. – 1184 с. : ил.*

2. *Мармел Элейн. Microsoft Project 2002. Библия пользователя ; пер. с англ. – М. : Вильямс, 2003. – 624 с. : ил.*

3. *Блатнер Патрик. Использование Microsoft Excel 2002. Специальное издание ; пер. с англ. – М. : Вильямс, 2002. – 864 с. : ил.*

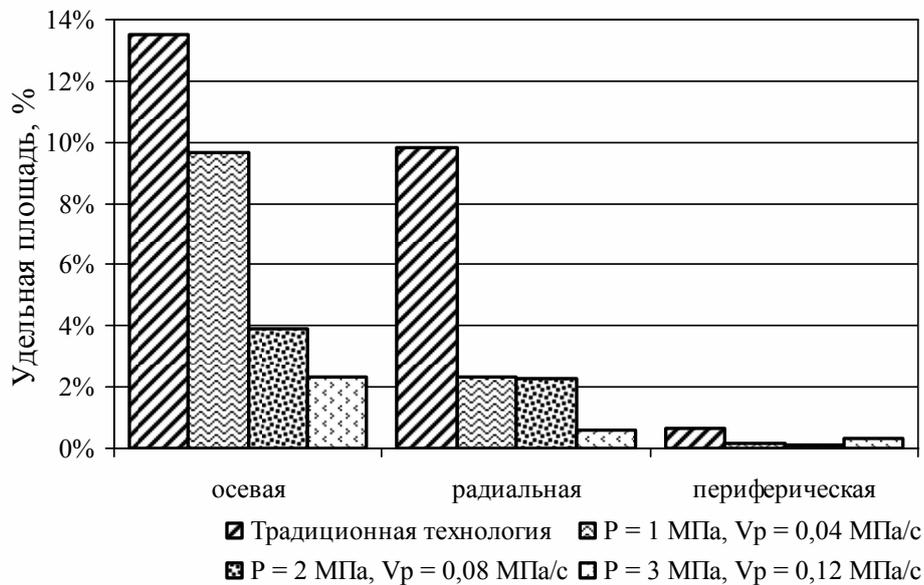
ОСОБЕННОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ СУЛЬФИДНЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ В УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ, ЗАТВЕРДЕВАЮЩЕЙ В КОКИЛЕ ПРИ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Селиверстов В. Ю., Доценко Ю. В., Калинин В. Т.
(НМетАУ, г. Днепрпетровск, Украина)

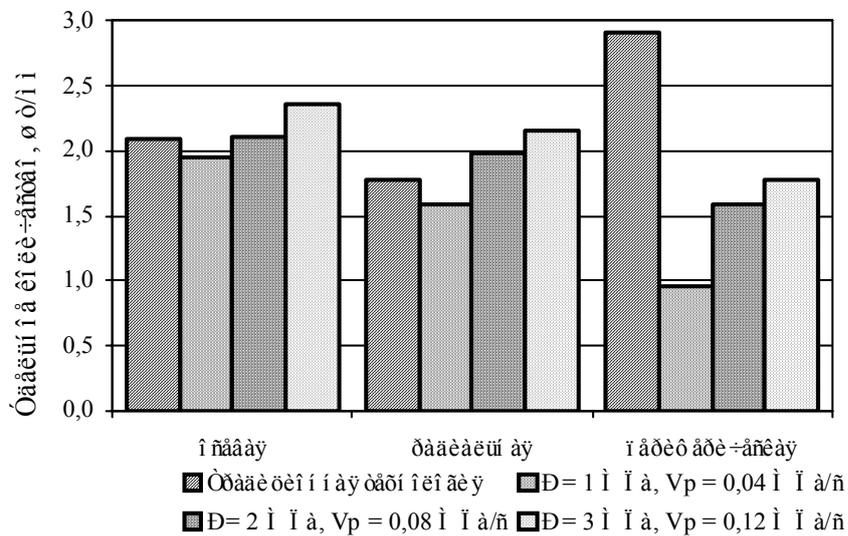
Для большинства сталей наиболее вредной и трудноустраняемой примесью является сера, отрицательно влияющая на пластичность и вязкость. Ее влияние на свойства сводится к влиянию сульфидных включений, которые являются источниками, провоцирующими образование микротрещин и, в том числе, способствуют развитию процессов коррозионного разрушения металла. К числу способов активного влияния на структурообразование и свойства литого металла относится технология газодинамического воздействия на затвердевающий расплав в литейной форме. При реализации данной технологии на жидкий и затвердевающий металл отливки от внешнего источника подается регулируемое газовое давление до момента полного затвердевания отливки. Процесс происходит при герметизации отливки за счет образования на ее внешней поверхности слоя затвердевшего металла такой толщины, которая позволяет осуществлять газодинамическое воздействие без опасности разрушения герметизирующей корки под воздействием создаваемого внутри отливки газового давления. При этом давление в течение всего процесса затвердевания передается непосредственно жидкой фазе внутри отливки.

Получены серные отпечатки темплетов отливок из стали 35Л, заливаемых в неохлаждаемый кокиль, по традиционной технологии и при различных режимах газодинамического воздействия на расплав: максимальном давлении (Р) в системе отливка-устройство для ввода газа на уровне 1, 2, 3 МПа и скорости повышения давления аргона (V_p) – 0,04, 0,08, 0,12 МПа/с соответственно. Толщина стенки кокиля 100 мм, высота рабочей полости 550 мм, средний диаметр 240 мм. Высота отливки – 370 ± 5 мм, масса – 160 ± 2 кг. Анализ полученных серных отпечатков проводили в соответствии с условным разделением площади отпечатка на осевую, радиальную и периферическую зоны, основываясь на результатах проведенных ранее термографических исследований процесса затвердевания данной отливки. При этом предполагалось, что характер распределения сульфидных включений в рамках каждой из зон стабилен.

Проведенный количественный анализ цифровых изображений серных отпечатков с использованием алгоритма рекурсивной заливки показал, что увеличение давления в системе отливка-устройство для ввода газа приводит к увеличению удельного количества включений ($K_N, шт/мм^2$) и соответствующему уменьшению удельной площади включений ($K_S, \%$), представляющей собой отношение площади включений в выбранном фрагменте к площади этого фрагмента цифрового изображения серного отпечатка (рис. 1).



а



б

Рис. 1. Удельные площадь (а) и количество (б) включений в различных зонах темплетов отливок, полученных по традиционной технологии и с применением газодинамического воздействия на расплав в литейной форме

ЗАСТОСУВАННЯ СУЧАСНИХ ВОГНЕТРИВКИХ СУМІШЕЙ ПРІ ОТРИМАННІ ЛИТИХ ВИРОБІВ З ПРЕЦИЗІЙНИХ СПЛАВІВ

Сімановський В. М., Максютя І. І., Квасницька Ю. Г.,
 Притуляк А. С., Михнян О. В.
 (ФТІМС НАН України, м. Київ, Україна)

Одержання складнопрофільних деталей з багатокомпонентних сплавів на основі заліза, нікелю, кобальту з мінімальним вмістом шкідливих домішок можливе завдяки створенню рафінуючих методів вакуумної

виплавки, використанню нових модифікованих більш термостійких керамічних вогнетривких матеріалів, які забезпечують мінімальну взаємодію вогнетривів з поверхневою зоною виливків.

ФТІМС НАН України протягом багатьох років проводить роботи з удосконалення експлуатаційних характеристик вогнетривких сумішей на основі плавненого кварцу, електрокорунду, циркону та діоксиду цирконію, як для рівновісних виливків, так і для виробів з прецизійних сплавів, одержуваних методом направленої кристалізації. Якість ливарної оснастки безпосередньо впливає на характеристики виплавлюваного металу, в тому числі на його хімічний склад, на стан поверхні, які визначають ступінь засмічення металу, ймовірність утворення шлакових включень [1, 2].

Регулювання технологічних властивостей та експлуатаційних характеристик вогнетривких матеріалів на основі оксидів, застосовуваних у виробництві складнопрофільних литих деталей, може досягатися введенням до керамічних сумішей активних добавок, які відіграють роль модифікаторів. Змінюючи природу добавки і характер її взаємодії з матрицею, можна в широких межах впливати на макро- та мікроструктуру вогнетривів. При введенні добавок в однакових кількостях, але різними методами, ефект їх впливу може істотно відрізнятись.

У залежності від характеру взаємодії з основним оксидом добавки, які вводяться, доцільно поділити на такі групи:

- добавки, цілком розчинні в кристалічних ґратках основного оксиду;
- добавки, які нерозчинні в кристалічних ґратках основного оксиду, а утворюють фазу, яка плавиться при спіканні або рідка фаза з'являється внаслідок появи легкоплавкої евтектики.

- добавки, які нерозчинні в кристалічній ґратці основного оксиду і не взаємодіють з ним (інертні добавки);

- добавки, що вступають у хімічну взаємодію з основним оксидом з утворенням нової хімічної сполуки.

При виборі активної добавки-модифікатора слід враховувати такі параметри:

- значення електронегативностей. Чим більша різниця електронегативностей катіонів основного оксиду та катіонів добавки, тим ефективніше впливає добавка на процес спікання;

- значення іонних радіусів. Чим менша відносна різниця іонних радіусів, тим ефективніші добавки, оскільки зі збільшенням різниці іонних радіусів розчинність добавки в основному оксиді зменшується;

- енергія зв'язку катіонів з киснем. Чим більша енергія зв'язку катіона добавки з киснем, тим вона ефективніша. В найкращому випадку спорідненість катіона добавки з киснем повинна бути більшою за спорідненість катіона основного оксиду.

Аналіз наведених даних дозволяє зробити такі висновки:

- введення активних добавок в керамічну суміш дозволяє прискорити процеси структуроутворення, керувати швидкістю зростання кристалів;

– як критерій підбору модифікаторів слід використовувати їхню здатність утворювати тверді розчини з основним оксидом та спорідненість до кисню.

Аналіз механізму модифікування, фізико-хімічних властивостей модифікаторів та їх оксидних систем, а також температури початку взаємодії з оксидів один з одним, дозволяє підтвердити вибір таких елементи як бор, алюміній та кремній як найперспективніших модифікаторів ливарних керамічних сумішей.

За результатами проведених експериментів було складено емпіричні рівняння щільності та поверхневого натягу в інтервалі температур 1673–2023 К, а також температурні і часові залежності контактних кутів змочування і роботи адгезії в системі оксид – сплав. Розрахунки показують, що спостерігається зменшення контактних кутів змочування і збільшується робота адгезії зі збільшенням температурного інтервалу і часу витримки. Наприклад в корунді, модифікованому деякими порошками елементів, кут змочування, який характеризує ступінь взаємодії вогнетриву з металом, не змінюється до температури 1873 К, а потім спостерігається деяке зниження контактного кута змочування на 25–30 градусів та збільшення роботи адгезії на 600 мДж / м².

Враховуючи, що заливання металу в форму проводять при температурі 1823–1873 К, вогнетриви на основі корунду і цирконію, модифіковані порошками окремих елементів, можуть бути використані при виготовленні стрижнів для отримання внутрішньої розгалуженої системи отворів складнопрофільного виливка, а також для форм.

ЛІТЕРАТУРА

1. Симановский В. М. Исследование термодинамических характеристик сложных многокомпонентных систем окисел-модификатор-связующее / В. М. Симановский // *Процессы литья*. – 2006. – № 2. – С. 88–91.

2. Симановский В. М. Разработка нового технологического процесса получения оболочковых керамических форм по удаляемым моделям / В. М. Симановский, И. И. Максютя, Ю. Г. Квасницкая // *Процессы литья*. – 2006. – № 4. – С. 66–71.

ВЛИЯНИЕ МИКРОХОЛОДИЛЬНИКОВ НА ТЕМПЕРАТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ ЗАТВЕРДЕВАЮЩЕЙ СТАЛИ

Соколовская Л. А.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Результаты теоретического и экспериментального изучения процессов разлива и кристаллизации спокойной и кипящей стали показали [1–3], что введение в расплав литых дробинок оказывает эффективное теплофизическое воздействие на температурное состояние перегретой выше ликвидуса жидкой стали, способствуя улучшению структуры литого металла.

Необходимым условием реализации прогрессивной технологии суспензионного литья является обеспечение равномерного распределения дробинок-микрохолодильников в объеме затвердевающей стали [1, 2]. Установлено, что введение в жидкую сталь (2,8–3 %) литой дроби полностью снимает начальный перегрев расплава [3, 4]. В момент теплового удара при разливке стали с дробью внутренние (рабочие) стенки изложницы или формы разогреваются до более низких температур, чем при разливке стали без дроби. В результате происходит [3] более интенсивный теплоотвод от затвердевающего расплава в изложницу или форму, а процесс нарастания твердой фазы ускоряется, что приводит к измельчению кристаллической структуры в формирующейся корочке слитка или массивной отливки.

За короткое время снятия начального перегрева жидкой стали во внутренних объемах затвердевающего расплава литые дробинки оптимальной фракции (около 3 мм) успевают полностью расплавиться. Попадая в расплав, каждая дробинка быстро охлаждает окружающий ее жидкий металл, а на поверхности дробинки намораживается [3] твердый или твердожидкий гарнисаж. Затем тепловой поток, поступающий от окружающих слоев жидкой стали, обеспечивает полное расплавление образовавшегося гарнисажа и самой дробинки. В процессе нагрева и расплавления твердые дробинки вместе с гарнисажом переходят в твердо-жидкое (двухфазное) состояние и диспергируют (распадаются) на более мелкие частички, которые в затвердевающем расплаве являются дополнительными центрами кристаллизации.

Введение в расплав дробинок-микрохолодильников снимает перегрев и расширяет двухфазную зону слитков и отливок [3, 4], способствуя объемному затвердеванию и формированию более однородной дендритной структуры.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ефимов В. А. *Разливка и кристаллизация стали* / В. А. Ефимов. – М. : Металлургия, 1976. – 552 с.
2. Затуловский С. С. *Суспензионная розливка* / С. С. Затуловский. – К. : Наукова думка, 1981. – 259 с.
3. *Повышение качества литого металла при суспензионной разливке кипящей стали* / Соколовская Л. А., Осипов В. П., Мамшиев В. А., Дюк Е. Ф., Майко О. И. // *Процессы литья*. – 2001. – № 4. – С. 18–22.
4. Соколовская Л. А. *Применение ПЭВМ к обоснованию технологических режимов получения стальных слитков с дробью* / Л. А. Соколовская, В. П. Осипов // *Процессы литья*. – 2004. – № 1. – С. 34–38.

ИССЛЕДОВАНИЕ КЕРАМИЧЕСКОГО ФЛЮСА ДЛЯ НАПЛАВКИ НА ОСНОВЕ СОЛЕОКСИДНОЙ СИСТЕМЫ MgO , Al_2O_3 , SiO_2 и CaF_2

Сокольский В. Е.¹, Роик О. С., Давиденко А. О.¹, Самсонников А. В.¹,
Казимиров В. П.¹, Галинич В. И.², Гончаров И. А.²,
Токарев В. С.², Мищенко Д. Д.²

¹ КНУ им. Тараса Шевченко, г. Киев, Украина;

² ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев, Украина)

Наиболее близкий к литью процесс в сварочном производстве – наплавка металла. В отличие от литейного процесса наплавка производится под слоем флюса. Флюсы могут быть плавленные и неплавленные. Огромный вклад энергетической составляющей в производство плавленных флюсов значительно понижает их конкурентную способность на рынках. Поэтому наблюдается возрастающий интерес к производству керамических флюсов, изготовление которых связано с незначительными энергозатратами [1–3]. Детальное исследование процессов, которые происходят во время нагревания, плавления флюса с образованием шлака, а затем шлаковой корки практически не исследованы.

Флюс предназначался для использования в процессе наплавки сталей. Он относится к солеоксидному типу, его химический состав MgO (10 мас. %), Al_2O_3 (25 мас. %), SiO_2 (40 мас. %) и CaF_2 (25 мас. %). При грануляции добавлено жидкое стекло, после чего гранулы округлой формы высушены при 600 °С.

Перетертый в порошок флюс на графитовой подложке подвергался электронно-оптическому исследованию на растровом электронном микроскопе JSM-7700F с приставкой для рентгеноспектрального химического микроанализа. Результаты исследования свидетельствуют, что частицы исходных компонентов MgO , Al_2O_3 , SiO_2 и CaF_2 практически не претерпевают изменений в результате грануляции и последующего отжига при 600 °С.

Чтобы определить фазовые переходы, которые происходят со сварочным флюсом, был применен высокотемпературный рентгенофазовый анализ [4] с использованием θ - θ дифрактометра. Для этого порошок флюса помещался в Mo -тигель и располагается в горизонтальной плоскости дифрактометра. Образцы снимались на MoK_α -излучении, монохроматизированном парой сбалансированных дифференциальных фильтров, в высокотемпературной вакуумной камере в атмосфере высокочистого гелия, при температурах: комн., 600, 800, 1000, 1200, 1350 и 1450 °С, в угловом диапазоне 6–80 ° по углу рассеяния θ .

Для расшифровки рентгенограмм использовались структурные программы, которые свободно распространяются в сети интернет – PowderCell, Mercury, Retrieve и т. д. По PowderCell и Match выполнялось усовершенствование полного профиля рентгенограмм известными кристаллическими фазами, которые присутствуют в базе Match. Итак, в интервале температур комн. 1000 °С в основном преобладают твердофазные переходы.

При 1200 °С частично образуется жидкая фаза, при 1350 °С кристаллическая составляющая заметно уменьшается, а при 1450 °С в образце образуется только жидкая фаза.

Твердофазные изменения до 1000 °С связаны, по нашему мнению, с тем, что на основе продуктов распада жидкого стекла при отжиге и, растворенных в пограничном с ним слое, основных компонентов флюса образуются локальные зародыши некоторых кристаллических фаз. При определенных температурах из зародышей формируются кристаллические фазы относительно больших размеров. Эти фазы состоят из сложных многоатомных молекул с несколькими типами катионов и анионов (например, $\text{Al}_{13}\text{Si}_6\text{Mg}_4\text{Ca}_2\text{NaO}_{22}\text{F}_2$), которые имеют ионные радиусы, изменяющиеся в широких пределах. Вряд ли такие фазы могут быть устойчивыми в широком температурном интервале. Поэтому при высоких температурах они будут распадаться с образованием более простых и устойчивых образований с энергетически сбалансированными связями такими, как анортит ($\text{CaAl}_2\text{Si}_2\text{O}_8$) [5].

При 1450 °С полностью формируется жидкая фаза. Нами проведен расчет основности флюса по данным рентгенографического анализа [4]. Основность (B), которая рассчитана со стороны поверхности $B = 0,44$.

Рентгенографический анализ свидетельствует, (CuK_α на воздухе), что основная фаза, после плавки, как со стороны поверхности, так и со стороны дна – анортит ($\text{CaAl}_2\text{Si}_2\text{O}_8$) [5] и существенно отличается от рентгенограммы исходного флюса, где рентгенограмма интерпретируется как набор дифракционных отражений чистых компонентов. Со стороны дна тигля заметно изменяется химический состав по отношению к поверхности, там несколько больше фтора и кальция, чем со стороны поверхности. Фаза с большим содержанием фтора и кальция не является кристаллической, поскольку на рентгенограммах дна и поверхности идентифицируется в основном анортит.

Содержание натрия в образцах до переплавки значительно больше, чем после нее. Это может быть, когда продукты термообработки жидкого стекла, концентрируются на поверхности частиц в пределах неглубокого (несколько нанометров для электронов) эффективного отражающего слоя и существенно его насыщают для свежеполученного флюса. После переплавки натрий равномерно распределяется по объему образца и его количественное соотношение лучше отвечает действительности. После 1200 °С сложные компоненты флюса начинают плавиться с образованием более простых и устойчивых при этой температуре соединений.

ЛИТЕРАТУРА

1. Подгаецкий В. В. Сварочные флюсы / В. В. Подгаецкий, И. И. Люборец. – К. : Техніка, 1984. – 168 с.
2. Подгаецкий В. В. Сварочные шлаки / В. В. Подгаецкий, В. Г. Кузьменко. – К. : Наукова думка, 1988. – 256 с.
3. Потапов Н. Н. Основы выбора флюса при сварке сталей / Н. Н. Потапов. – М. : Машиностроение, 1979. – 168 с.
4. Структурные особенности расплавов оксидных систем / А. П. Шнак, В. Э. Сокольский, В. П. Казимиров, С. Ю. Смык, Ю. А. Куницкий. – К. : Академперіодика, 2003. – 136 с.
5. Бондарев В. П. Основы минералогии и кристаллографии с элементами петрографии / В. П. Бондарев. – М. : Высш. шк., 1986. – 288 с. : ил.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ ДВОЙНЫХ СИСТЕМ Ni–ЭЛЕМЕНТ IV-ГО ПЕРИОДА

Судавацова В. С., Котова Н. В., Вовкотруб Н. Э., Шевченко М. А.
(КНУ им. Тараса Шевченко, г. Киев, Украина)

Ni-суперсплавы имеют высокую жаропрочность и жаростойкость, поэтому широко используются в различных областях народного хозяйства. Так как чаще всего их получают плавлением, то для улучшения методов их получения необходимы термодинамические свойства двойных и тройных расплавов, содержащих никель.

На протяжении ряда лет на кафедре физической химии КНУ имени Тараса Шевченко изучаются термодинамические свойства расплавов Ni–Me с применением метода высокотемпературной изопериболической калориметрии.

Для определения влияния второго компонента на термодинамические свойства расплавов Ni–элемент IV-го периода в табл. 1 приведены значения минимума интегральной энтальпии смешения для этих расплавов, полученные нами и заимствованные из литературы. В связи с отсутствием необходимых данных для арсена и селена использованы данные интегральной энтальпии образования твердых фаз (NiAs и NiSe_{1,4}).

Таблица 1

Минимум интегральной энтальпии смешения ($\Delta_m H_{\min}$) расплавов двойных систем Ni–элемент IV-го периода, кДж/моль

Элемент	Ca	Sc	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Co	Cu	Zn	Ga	Ge	As	Se
$-\Delta_m H_{\min}$	7	22,7	41,6	17	5	11	4,6	0,5	-3,5	12	32	37,9	35,98	34,2

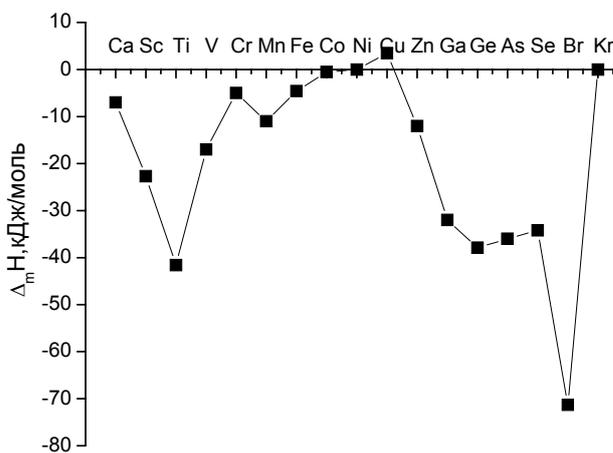


Рис. 1. Зависимость минимума интегральной энтальпии смешения расплавов двойных систем Ni–элемент IV-го периода от порядкового номера второго компонента

Zn, Ga, Ge и Br. Несоответствие линии может быть объяснено использованием значений $\Delta_f H$ твердых фаз никеля с As и Se.

На рис. 1 продемонстрирована зависимость этой величины от порядкового номера элемента IV-го периода. Видно, что при переходе от кальция к бромю зависимость $\Delta_m H_{\min}$ имеет несколько экстремумов. Это обусловлено строением 3d-орбиталей переходных металлов и количеством электронов на внешних орбиталях элементов.

Так как при переходе к As и Se происходит заполнение внешних оболочек, то значения $\Delta_m H_{\min}$ их соединений с никелем должны укладываться на линию, проходящую через Cu,

СОВРЕМЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА КОМПАНИИ «SQ-GROUP» И ИХ ТЕХНИЧЕСКОЕ СОПРОВОЖДЕНИЕ

Тан Д.¹, Сон В.¹, Клименко С. И.², Скотаренко А. А.³,

Коробейников В. В.⁴, Луковников Д. А.⁴

¹*«SQ-Group», Китай;* ²*Минпромполитики Украины, г. Киев, Украина;*

³*ООО «Литмашимпэкс», г. Харьков, Украина;*

⁴*ООО «НТЦ промышленных технологий», г. Санкт-Петербург, Россия)*

В современном литейном производстве большую роль играют технологии уменьшения литейного брака и повышения выхода годного литья, имеющие особенную актуальность в период мирового экономического кризиса.

Повышения экономической эффективности производства можно достичь путём применения современных расходных материалов, что не требует существенного изменения технологического процесса, принятого на литейном предприятии, дает возможность их внедрения в короткие сроки и позволяет избежать капитальных затрат.

Использование фильтров при производстве отливок, особенно, ответственного назначения, из различных марок стали, чугуна, цветных сплавов – это эффективный способ обеспечения и повышения качества отливок. Металлургическая чистота расплавленного металла повышается из-за удержания включений при фильтрации жидкого металла благодаря образованию «фильтрационной лепёшки» на входной стороне фильтра. Обеспечение ламинарного движения потока металла после фильтра способствует равномерному заполнению литейной формы, снижению эрозии формовочной смеси, и сокращению числа поверхностных микроканалов в отливке. Уменьшение количества газовых включений в литниковой системе вследствие поддержания ламинарного потока позволяет предотвратить дополнительное насыщение расплава кислородом во время заливки. Современные фильтры обладают высокой прочностью при повышенных температурах, очень низкой теплоаккумулирующей способностью материала, что исключает необходимость дополнительного перегрева металла перед заливкой.

Снижение расхода жидкого металла и снижение брака по усадочным дефектам может быть достигнуто за счет применения экзотермических оболочек для прибылей. Экзотермические оболочки для прибылей обладают важным преимуществом – длительным временем протекания экзотермической реакции, в ходе которой выделяется энергия около 8 МДж/кг, которая позволяет в течение длительного времени сохранять металл жидким. При этом зеркало металла в прибылях в течение питания отливки опускается равномерно по всему сечению прибылей, что приводит к сокращению объёма металла, за счёт отсутствия вытянутой в вертикальном направлении усадочной раковины. В случае использования экзотермических

оболочек при падении температуры от 1600 °С до 700 °С удельная теплоёмкость экзотермического материала меняется от 1,4 до 1,1 кДж/кг·К, теплопроводность меняется от 0,71 до 0,24 Вт/м·К.

Для облегчения отделения подприбыльного остатка после затвердевания отливки используются отсекатели, выполненные из стержневой смеси и зафиксированные на оболочке огнеупорным клеем. Основные преимущества применения подобных отсекателей связаны с их небольшой теплопроводностью, что практически не снижает теплоемкость самой оболочки прибыли. Клиновидное внутреннее поперечное сечение отсекателя снижает поверхность соединения между прибылью и отливкой и позволяет легко удалять прибыль, что приводит к сравнительно гладкой поверхности разъема.

Улучшения качества поверхности и геометрии отливки, снижения брака по дефектам формы и стержней, а также значительного улучшения экологической ситуации в цехе можно достичь путём применения связующих композиций нового поколения (фенольных и фурановых смол). Кроме этого, применение связующих композиций нового поколения позволяет значительно сократить их расход.

Все перечисленные материалы в широком спектре производятся предприятиями крупного промышленного холдинга Китая – компанией «Цзинань Шеен Чоань Групп» (Jinan Shengquan Group Co., Ltd. – «SQ-Group»).

Известными литейными предприятиями-потребителями продукции «SQ-Group» являются Tianjin Toyota Motor Co., Ltd. (Китай); HYUNDAE METAL, METIA CORPRATION (Южная Корея); AZAROS 21(Испания); VR Foundries, Kiswok Industies (Индия), ОАО «ГАЗ», ОАО «Автодизель», «ПК «Бежицкий сталелитейный завод» (Россия) и другие предприятия стран Европы, Юго-Восточной Азии, Северной и Южной Америки.

На ряде предприятий России (ОАО «КАМАЗ-Металлургия», ОАО «НПК «Уралвагонзавод») и Украины (ОАО «Днепродзержинский сталелитейный завод», ЗАО «Ровенский литейный завод», ОАО «Сумское НПО им. М. В. Фрунзе», ЗАО «Луганский литейно-механический завод» и ОАО «Сталь» (Луганск), ОАО «Днепропетровский завод прокатных валков», ОАО «Кременчугский сталелитейный завод») были проведены опытно-промышленные работы по применению продукции «SQ-Group».

Кроме выпуска расходных материалов для литейной промышленности холдинг производит химические компоненты для получения огнеупорных, фрикционных, абразивных, тепло- и звукоизоляционных изделий, материалы для электромеханической промышленности, медицины, композитные древесные материалы, расклинивающие наполнители для нефтяных скважин и т. д. Специалисты компании участвуют в создании нормативной документации в области полимеров и являются партнерами Китайской Научной Академии.

На всех этапах получения продукции используются современные технологии контроля и автоматизированный компьютерный контроль производства.

Предприятие имеет сертификаты системы управления качеством в соответствии международным стандартам серии ISO9001 и экологической безопасности серии ISO14001. Все это обеспечивает устойчивое высокое качество продукции «SQ-Group».

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЛИТЕЙНЫХ ПРОЦЕССОВ ОТЛИВКИ «КОЛЕСО ШЛАМОВОГО НАСОСА» ПО ГАЗИФИЦИРУЕМЫМ МОДЕЛЯМ С ПРИМЕНЕНИЕМ СКМ «ProCAST»

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

Технология литья по газифицируемым моделям (ЛГМ) является одной из самых перспективных и развивающихся в настоящее время технологий литья. Основными преимуществами отливок, изготовленных по этой технологии, являются следующие: высокая точность получаемых отливок даже при сложной конфигурации; качество и плотность металла в отливке обеспечивается за счет частичного вакуумирования в процессе литья; исключаются изготовление стержней.

СКМ «ProCAST» позволяет без натуральных экспериментов получить оптимальную технологию изготовления отливки.

При отработке виртуальной технологии литья по ЛГМ отливки «Колесо» применяли СКМ «ProCAST» со следующими вариантами положения отливки при заливке (рис. 1).

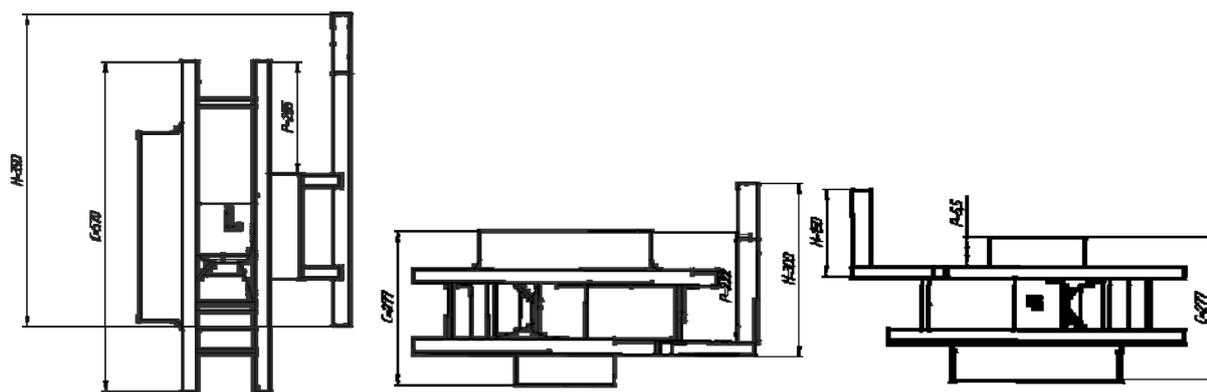


Рис. 1. Расчетные модели

Для численного моделирования были приняты следующие данные: способ изготовления – литье по газифицируемым моделям; сплав СЧ15 ГОСТ 1412-85; температура заливки сплава 1450 °С; материал формы – сухой кварцевый песок; материал полости – пенополистирол; во время заливки и затвердевания отливки производилось вакуумирование формы $P_{\phi} = 0,3$ МПа.

В результате численного моделирования процессов заливки и затвердевания выяснилось, что все отливки имеют усадочные дефекты, поэтому для получения бездефектных отливок необходима установка прибылей или изменение скорости заливки, которая регулируется площадью сечением элементов литниковой системы и положением отливки при заливке.

В дальнейшем планируется провести виртуальное моделирование литейной технологии с установкой прибылей в верхней части отливок или увеличением площадей сечений элементов литниковой системы.

ВЛИЯНИЕ МАССОВОЙ СКОРОСТИ РАЗЛИВКИ И ВЕЛИЧИНЫ НАПОРА НА СОСТОЯНИЕ ЖИДКОГО МЕТАЛЛА НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ ЗАГОТОВКИ

Тарасевич Н. И., Корниец И. В., Тарасевич И. Н.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

При получении слитков и непрерывнолитых заготовок важное значение имеют условия разливки, которые определяют как тепловое состояние жидкого металла, так и стартовые процессы их затвердевания.

В работе исследовано влияние массовой скорости разливки и напора на тепловое состояние жидкой металлической ванны.

Установлено, что в процессе заливки лимитирующим является движение расплава, вызванное силовым возмущением, которое обусловлено величиной вектора скорости падающей струи.

При небольшой массовой скорости разливки (1–2 кг/с) наблюдается плавное вхождение струи в расплав при отсутствии значительных возмущений в объеме жидкого металла. Имеет место снижение температуры расплава по сравнению с температурой заливаемого металла на 30 и более градусов. Причем в центральной части температурный градиент практически отсутствует за исключением областей прилегающих к затопленной струе. В пристеночной области наблюдаем падение температуры от 1400 до 1220 °С на расстоянии 10–15 мм.

При увеличении массовой скорости разливки до 5 кг/с в пристеночной области имеет место падение температуры от 1500 до 1495 °С на том же расстоянии 10–15 мм. Обращает на себя внимание тот факт, что средняя температура расплава повысилась, и практически по всей области она близка к температуре заливки.

По результатам проведенного вычислительного эксперимента была получена оценка изменения глубины вхождения струи в расплав от массовой скорости разливки. При этом глубина затопления струи растет с увеличением массовой скорости разливки

Таким образом, увеличение массовой скорости разливки приводит к повышению температуры расплава за счет увеличения скорости движения жидкого металла, как в центре, так и в пристеночной области, что вызвано, прежде всего, увеличением зоны действия струи поступающего расплава.

Для фиксированной массовой скорости разливки оценили влияние напора на глубину затопления струи. Установлено, что с увеличением напора глубина затопления струи жидкого металла растет и, как следствие, увеличиваются глубина жидкой металлической ванны и ее высота в верхней цилиндрической части. Эта область, особенно прилегающая к зеркалу металлической ванны, характеризуется минимальным перепадом температуры вдоль радиуса слитка.

Таким образом, изменяя напор при заливке жидкого металла можно изменять размер зоны интенсивного теплообмена верхней части слитка (либо размер кристаллизатора), а также обеспечить оптимальные размеры жидкой металлической ванны.

ОСОБЕННОСТИ ГИДРОДИНАМИКИ ЖИДКОГО МЕТАЛА ПРИ ФОРМИРОВАНИИ СЛИТКОВ И ОТЛИВОК В УСЛОВИЯХ СИЛОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Тарасевич Н. И., Корниец И. В., Тарасевич И. Н., Кошевой И. К.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Формирование слитков и отливок во многом определяется гидродинамическими процессами при переходе металла из жидкого состояния в твердое.

С помощью вычислительного эксперимента были проведены сравнительные исследования по затвердеванию слитков при силовом воздействии (вибрационная обработка вдоль оси слитка) и без него.

При затвердевании слитка без вибрационной обработки имеет место последовательное продвижение изотерм параллельно теплоотводящим поверхностям. Тепловое ядро перегретого металла сосредоточено в центральной части отливки, по мере снятия перегрева радиус жидкого ядра уменьшается.

В начальные моменты времени за счет теплоотвода через стенки изложницы и ее разогрев, в пристеночной области и в донной части создается градиент температур, который обуславливает образование двух разнонаправленных конвективных потоков. Помимо центральной части слитка, находящейся в спокойном состоянии, имеют место зоны с нулевой скоростью движения (со стороны свободной поверхности и в нижней части). По мере затвердевания наблюдаем сохранение двух вихревых потоков вдоль вертикальной теплоотводящей поверхности, причем их «ширина» увеличивается. В дальнейшем происходит формирование третьего центрального вихря. Причем зона интенсивного перемешивания сконцентрирована в центре наружного и внутреннего вихря. Затвердевание сопровождается выдавливанием жидкой фазы в осевой части слитка в направлении свободной поверхности.

При вибрационной обработке металла вдоль оси слитка имеет место интенсивное снятие теплоты перегрева со всего объема металла. Наблюдается турбулентное движение жидкости с формированием вихрей различной протяженности у теплоотводящей поверхности. Со временем движение жидкости принимает более хаотический характер, его можно представить в виде отдельных пузырьковых колоний. В дальнейшем, турбулентное хаотическое движение приобретает направленный характер, от углов отливки (как в донной части, так и у свободной поверхности) к центру, который сопровождается образованием спокойных зон в этих областях. По мере остывания слитка наблюдается образование двух вихревых потоков в его верхней и нижней частях.

Таким образом, численные исследования показали, что при обычных условиях область металла, вовлеченного в конвективное движение, распространяется только на глубину области градиентного перепада температур, а при вибрационной обработке наблюдается турбулентное движение практически всего объема жидкого металла, что приводит к увеличению скорости снятия теплоты перегрева со всего объема слитка и к уменьшению времени его полного затвердевания на 30 %.

НЕРАЗРУШАЮЩИЙ КОНТРОЛЬ ТВЕРДОСТИ И ГЛУБИНЫ ЗАКАЛЕННОГО СЛОЯ НА ЧУГУННЫХ ГИЛЬЗАХ ДВИГАТЕЛЕЙ

Твердохвалов В. А., Кудрявченко Н. А.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Гильза блока цилиндров – это одна из ответственных деталей цилиндропоршневой группы двигателя внутреннего сгорания. Для повышения износостойкости и обеспечения длительного срока ее службы рабочую поверхность гильзы подвергают закалке токами высокой частоты.

Закалка ТВЧ проводится с помощью специальных индукторов на установках вращающих гильзы вокруг своей оси. Термообработке подвергается внутренняя поверхность гильзы, за исключением части поверхности на расстоянии 10...15 мм от торцов с целью предотвращения растрескивания и деформации. Глубина получаемого закаленного слоя составляет порядка 0,8–3,0 мм, а твердость поверхности не менее 38 HRC.

Контроль этих параметров закаленного слоя на производстве осуществляют, как правило, стандартными металлографическими методами с выборочным разрушением гильз.

В основу магнитных методов неразрушающего контроля положены корреляционные зависимости между такими магнитными характеристиками, как магнитная проницаемость, остаточная намагниченность и коэрцитивная сила с одной стороны и показатели прочности, твердости и структурное состояние с другой стороны. Для неразрушающего контроля твердости и глубины закаленного слоя изделий из чугунов и сталей наиболее широко применяют коэрцитиметрический магнитный метод с использованием приставных электромагнитов.

Для контроля твердости и глубины закаленного слоя гильз может быть использован метод точечного полюса, который предусматривает использование локального намагничивания зоны контроля полюсом постоянного магнита с измерением феррозондовым датчиком или датчиком Холла остаточной намагниченности в полях магнитного рассеивания над намагниченной зоной детали. Остаточная намагниченность в этом случае пропорциональна коэрцитивной силе материала, что и позволяет этот метод (метод Ферстера) отнести к коэрцитиметрическому. Малые габариты намагничивающего устройства и датчика обеспечивают доступ практически к любой зоне детали, недоступной для прямых измерений твердости, а время измерений не превышает нескольких секунд.

Локально намагнитить деталь можно двумя способами:

- точечным контактом полюса постоянного магнита с поверхностью испытуемого изделия в любой доступной для контакта точке на его поверхности;
- линейным контактом полюса постоянного магнита вдоль образующей поверхности испытуемого изделия в любом доступном для контакта направлении.

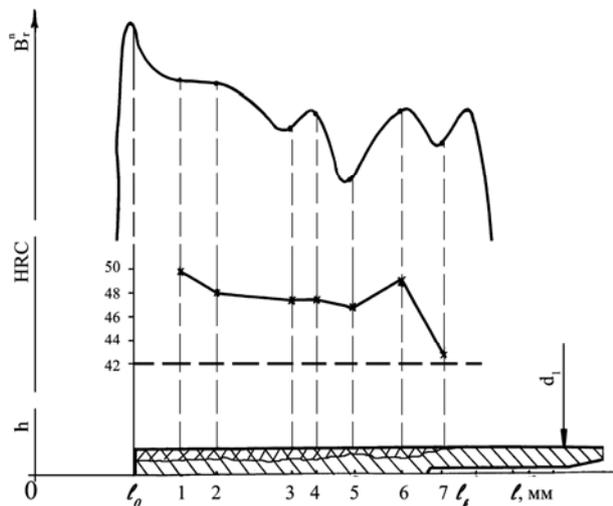


Рис. 1. Изменения остаточной намагниченности B_r^n , твердости HRC и толщины закаленного слоя h по длине закаленной гильзы

Зависимость показаний прибора от толщины закаленного слоя

$$y = 39,435x + 29,813; \quad R = 0,94$$

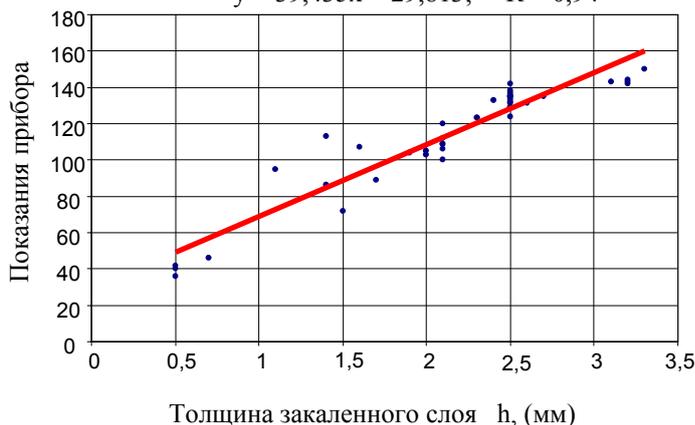


Рис. 2. Зависимость показаний прибора от глубины закаленного слоя

Для оценки практических возможностей метода точечного намагничивания исследовали связь между твердостью, глубиной закаленного слоя и остаточной намагниченностью чугуновых гильз двигателя КАМАЗ. Полученные результаты исследований были статистически обработаны, и на их основании был разработан прибор УМС-1, позволяющий реализовать такой способ контроля. Зависимость показаний прибора от глубины закаленного слоя иллюстрирует рис. 2. Техническим требованиям $HRC \geq 38$ и $0,8 \leq h \leq 3,5$ мм соответствуют показания прибора УМС-1 $80 \text{ ед.} \leq N \leq 180 \text{ ед.}$

Очевидно, что непрерывное линейное намагничивание дает более полную информацию о структурном состоянии и толщине поверхностно упрочненного слоя, чем одиночное точечное намагничивание образца, но для практического применения последнее удобнее и проще реализуемо.

Особенностью линейного намагничивания является возникновение полюсов с повышенной остаточной намагниченностью у торцов деталей при сходе намагничивающего полюса с детали, и с пониженной – при входе на деталь.

На рис. 1 приведена магнитограмма линейно намагниченной вдоль образующей внутренней поверхности чугуновой гильзы двигателя КАМАЗ. Здесь же приведены значения твердости HRC в различных точках по траектории линейного намагничивания гильзы и величины толщины закаленного слоя в этих точках.

Как следует из анализа рис. 1 по длине гильзы наблюдается существенная неоднородность остаточной намагниченности, обусловленная как неоднородностью структуры закаленного слоя, так и его различной толщиной на разных участках. Сравнение значений твердости HRC и намагниченности B_r^n , характера их распределения по длине гильзы также свидетельствует об их взаимной связи.

УДАРНО-АБРАЗИВНО-КОРРОЗИОННАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ

Ткаченко Ф. К., Ефременко А. В.
(ПГТУ, г. Мариуполь, Украина)

Целью работы являлось определение износостойкости высокохромистых чугунов при ударном измельчении абразивного материала в пульпе различной коррозионной активности. Исследовали чугуны, содержащие 2,24–2,59 % С, 2,07–3,13 % Мп и от 9,65 до 28,39 % Сг. Образцы чугунов размерами 10 × 10 × 25 мм подвергались термообработке на максимальную твердость (закалка от 850–950 °С в масле, отпуск при 200 °С). Для сравнения вместе с чугунами испытывали сталь 110Г13Л (закалка от 1100 °С) и сталь Ст. 3 в состоянии отжига. Испытания на изнашивание проводили в лабораторных условиях в мельнице диаметром 300 мм при помоле предварительно дробленого до фракции 10–20 мм электрокорунда. Вместе с абразивом в мельницу добавляли водные растворы кислоты и щелочи NaOH и H₂SO₄, меняя водородный показатель от рН = 14 до рН = 1. Износостойкость оценивали по потере массы, отнесенной к площади поверхности образцов.

Все чугуны являлись доэвтектическими сплавами с инвертированным типом карбидной эвтектики. Объемная доля карбидов (К) и объем, занятый карбидной эвтектикой (Э), варьируются в исследованных чугунах от 27,6 до 29,8 % и от 40 до 54,5 %, соответственно. Обе характеристики растут по мере увеличения содержания углерода и хрома, что описывается полученными выражениями:

$$K = 10,40 [C] + 0,35 [Cr] - 2,75; \quad \text{Э} = 17,41 [C] + 1,12 [Cr] - 16,9,$$

где [C], [Cr] – концентрация углерода и хрома, масс. %.

Было установлено, что износ чугунов при испытаниях в пульпе с различной величиной водородного показателя изменяется в зависимости от рН немонотонно с наличием «пика» при рН = 7 и участками снижения при рН = 14 и рН = 2–5. Испытания в пульпе с рН = 1 вызывают скачкообразный прирост потери массы чугунов, причем в тем большей степени, чем выше в них содержание хрома. При сухом помолу и при изнашивании в большинстве типов пульпы наибольшую износостойкость имеют чугуны, легированные 17,2–20 % Сг. В пульпе с выраженной кислой средой (рН = 1) наиболее износостойки чугуны, содержащие 9,7–12,6 % Сг, наименее стойким является чугун с 28,4 % Сг.

Измерения комбинационного потенциала в паре «чугун – медь» показали, что повышение содержания хрома в чугунах приводит к росту сопротивления электрохимической коррозии, отчасти компенсирующему снижению их ударно-абразивной износостойкости за счет увеличения количества эвтектических карбидов.

При испытаниях в пульпе с рН = 1,5–14 высокохромистые чугуны в 1,7–2,3 раза превосходят по износостойкости отожженную сталь Ст. 3 и на 5–35 % – сталь 110Г13Л. При изнашивании в пульпе с рН = 1 износостойкость чугунов снижается, достигая в чугунах с 20–28,4 % Сг уровня стали Ст. 3.

ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОТЫ ТЕРМОДЕСТРУКЦИИ СВЯЗУЮЩЕГО ОБОЛОЧКОВОЙ ФОРМЫ НА КАЧЕСТВО ПОВЕРХНОСТИ ОТЛИВКИ

Усатюк О. И., Савенко С. В.
(ОНПУ, г. Одесса, Украина)

Характер физико-химических процессов оказывает существенное влияние на процесс формирования отливки. Тепловые и материальные потоки, возникающие при термической деструкции органического связующего оболочковой формы, играют важную роль при охлаждении и формировании поверхности отливки. Один из вариантов управления этим процессом является аспирация газовой фазы из объема опорного слоя оболочковой формы [1]. Она позволяет замедлить процесс охлаждения отливки, что способствует снижению давления газов в оболочковой форме, а также способствует дегазации металла самой отливки.

Был проведен эксперимент для исследования степени влияния аспирации на формирование отливки из стали 35 Л массой 45 кг при литье в оболочковую форму массой 10,32 кг с опорным слоем из чугунной дроби.

Установлено, что аспирация газовой фазы из опорного слоя оболочковой формы положительно влияет на качество поверхности отливки в результате замедления процесса охлаждения отливки. Замедление процесса охлаждения обусловлено интенсификацией процесса горения продуктов деструкции органического связующего оболочковой формы за счет засасывания дополнительного количества кислорода из атмосферы воздуха.

Дополнительный приток кислорода при аспирации способствует более полному сгоранию продуктов деструкции, следовательно, большему количеству тепла, выделяющемуся благодаря реакциям горения.

Среди газовой фазы продуктов деструкции были выделены восемнадцать компонентов, содержание которых в газовой фазе было значительным. Это бензол, толуол, ксилол, стирол, метан, этан, этилен, пропан, пропилен, бутан, пентан, гексан, гексен, октан, гептан, оксид углерода, диоксид углерода и кислород. Влияние горения этих газов играет важную роль в формировании термической среды отливки, получаемой в оболочковой форме.

Для количественной оценки влияния горения продуктов деструкции были проведены расчеты согласно следующей схеме:

– определили количество выделившегося газа (пропилен C_3H_6) за определенный промежуток времени (15 сек с начала аспирации), что составляет $0,00065$ моль/ m^3 ;

– вычислили тепловой эффект реакции:



– тепловой эффект этой реакции, составил $0,48$ кДж;

– определили общую теплоту реакции, которая составила – $1984,151$ кДж за 15 сек с начала аспирации.

По этой схеме были проведены расчеты для временного интервала в 2 минуты с начала аспирации газовой фазы (в этот промежуток времени наблюдается максимум газовой выделения в оболочковой форме). Тепловой эффект за данный промежуток времени составил 3578,98 кДж.

Проведя расчеты можно сделать вывод о том, что замедление охлаждения отливки в условиях аспирации газов из опорного слоя можно объяснить влиянием теплоты, выделяющейся при сгорании продуктов деструкции органического связующего оболочковой формы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Отчет «Определение валовых количеств газообразных вредностей, выделяющихся на стадии формообразования и заливки оболочковых форм металлом». – Одесса, 1990.
2. Краткая химическая энциклопедия. – М., Советская энциклопедия, 1965. – 944 с.

ФАЗОВІ РІВНОВАГИ В СИСТЕМАХ Fe–Mo–V ТА Ni–Mo–V ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ, БЛИЗЬКИХ ДО СОЛІДУСА

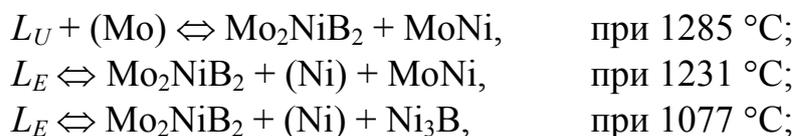
Уткін С. В., Кублій В. З., Лисенко С. І.
(ІІМ ім. І. М. Францевича НАН України, м. Київ, Україна)

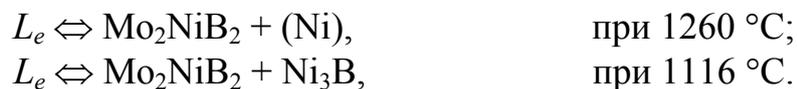
Фазові рівноваги в системах Fe–Mo–V та Ni–Mo–V вивчені недостатньо, що створює певні труднощі при розробці нових матеріалів чи модернізації існуючих. Спільна риса цих систем – наявність ізоструктурних тернарних боридів Mo_2NiB_2 і Mo_2FeB_2 та областей їх рівноваг з металічними фазами на основі нікелю або заліза, відповідно. Сплави саме цих двофазних областей найбільш перспективні для застосування.

Для обох систем фазові рівноваги добре вивчені при порівняно низьких температурах (~ 1000 °C). Для системи Fe–Mo–V дані для температур плавлення (кристалізації) практично відсутні. Для системи Ni–Mo–V опубліковано проекцію поверхні ліквідуса.

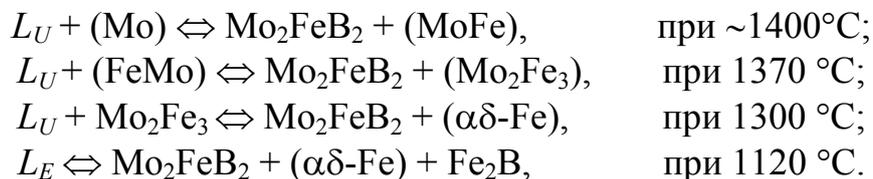
В цій роботі досліджено сплави Me–Mo–V (Me = Fe, Ni) в областях багатих на залізо і нікель. Сплави готували дуговою плавкою з лігатур метал-бор і порошоків нікелю, заліза і молібдену. Дослідження проводили методами рентгенівського фазового (РФА), диференційного термічного аналізів (ДТА) і металографії. Мікротвердість вимірювали на приладі ПМТ-3.

Для системи Ni–Mo–V за результатами, отриманими для литих сплавів і відпалених при субсолідусних температурах, вперше побудовано проекцію поверхні солідуса та суттєво уточнено поверхню ліквідуса. Встановлено температури нонваріантних рівноваг:





Для системы Fe–Mo–B досліджено сплави в литому стані. Вперше побудовано попередні версії поверхонь солідуса та ліквідуса в області Fe–FeB₂–Mo₂FeB₂–MoFe. Знайдено, що в дослідженій області цієї системи існують нонваріантні рівноваги:



Мікротвердість потрійних боридів висока: для Mo₂NiB₂ становить ~ 20 ГПа, для Mo₂FeB₂ ~ 27 ГПа. Для інших структурних складових мікротвердість нижча: (Ni) – 4 ГПа; MoNi – 9 ГПа; (αδ-Fe) – 4,5 ГПа; μ-Mo₆Fe₇ – 11 ГПа. Мікротвердість евтектик (Ni) + Mo₂NiB₂ і (Fe) + Mo₂FeB₂ становить 5–8 ГПа.

ПОВЫШЕНИЕ СВЯЗУЮЩИХ СВОЙСТВ БЕНТОНИТОВОЙ ГЛИНЫ ПРОИЗВОДСТВА ОАО «ЗАВОД УТЯЖЕЛИТЕЛЕЙ» ДЛЯ ФОРМОВКИ ПО-СЫРОМУ

Федоров Н. Н.
(ДГМА, г. Краматорск, Украина)

Для сырых песчано-глинистых форм экономически и технологически наиболее эффективным связующим материалом является бентонит.

Основопологающим свойством бентонита, обуславливающим качество литейной формы и экономию глинистого связующего, является прочность песчано-бентонитовой смеси на сжатие во влажном состоянии. Это свойство определяется: содержанием в бентоните основного породообразующего минерала – монтмориллонита, его природно-структурными особенностями, а также дисперсностью готового связующего – бентопорошка. Хорошо диспергированный бентопорошок позволяет значительно сократить время перемешивания смеси, необходимое для достижения требуемых технологических параметров.

Бентопорошок получают путем размолла сухого комового бентонита в шаровых, ролико-маятниковых мельницах. Тонкость помола бентонита контролируется по количеству остатков на ситах с размером ячеек 0,4 и 0,16 мм (по ГОСТ 28177–89 остаток на сите 0,4 мм – не более 3 %, на сите 0,16 мм – не более 10 %). Очевидно, что чем более тонко размолот бентонит, тем выше прочность песчано-бентонитовой смеси, тем быстрее обеспечивается комплекс технологических свойств смеси в процессе смесеприготовления.

Резервом повышения дисперсности бентонитового связующего, а, следовательно, его связующей способности, является совместный помол бентонита с диспергирующими добавками. В роли диспергаторов могут выступать добавки (до 10...15 %) глинистых материалов, отличающихся от бентонита по своей кристалломорфологии, а также угольные добавки, обеспечивающие противопопригарные и противожименные свойства смеси (при литье чугуновых отливок).

Исследовано влияние добавок каменноугольного концентрата марки Г (5, 10, 15 %) на повышение дисперсности бентонита марки П₁Т₁ Константиновского месторождения при совместном помолу компонентов в шаровой мельнице. Фракционный состав угля – до 10 мм. Время помола 20 мин.

С помощью седиментационного анализа водно-бентонитовой суспензии установлено значительное повышение уровня дисперсности бентопорошков, полученных путем совместного помола с каменным углем (табл. 1).

Таблица 1

Седиментационный анализ бентонитопорошков с угольными добавками

Образец	Количество фракции, %				
	более 0,05 мм	0,05...0,01 мм	0,01...0,005 мм	0,005...0,001 мм	менее 0,001 мм
бентонит без добавки	30,73	42,51	8,22	10,14	8,40
с 5 % угля	21,55	17,88	8,49	13,36	38,72
с 10 % угля	16,34	9,06	8,90	15,06	50,64
с 15 % угля	11,17	6,46	9,15	17,21	55,48

Установлено, что совместный помол бентонита с каменным углем обеспечивает прирост прочности песчано-бентонитовой смеси на 10...23 % (0,115...0,127 МПа) в зависимости от количества угольной добавки, по сравнению с исходным бентонитом (0,105 МПа), сокращение времени перемешивания смеси до достижения максимальной прочности. Это объясняется процессами механической активации бентонита углем (при тонком помолу уголь оказывает расклинивающее действие на частицы бентонита, вследствие чего он становится более дисперсным).

Таким образом, можно сделать вывод, что совместный помол бентонита с диспергирующими добавками, позволяет получать более высокие технологические показатели бентонитового связующего, что обеспечивает повышение качества литейных форм и экономию расхода формовочных материалов.

ВСТРЕЧНОЕ ВНУТРИФОРМЕННОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЧУГУНА

Фесенко А. Н., Фесенко М. А.
(ДГМА, г. Краматорск, Украина)

Обладая комплексом ценных технологических, физико-механических и служебных свойств, чугун и сегодня остается перспективным конструкционным материалом для широкой номенклатуры деталей, применяемых в металлургии, машиностроении и других отраслях. В то же время современная промышленность постоянно предъявляет к качеству и свойствам заготовок все возрастающие требования, что вызывает необходимость изготовления чугунных отливок с повышенными механическими и эксплуатационными характеристиками.

Одним из наиболее эффективных средств повышения уровня механических и служебных свойств чугунных отливок, как вследствие изменения формы графита, так и в результате воздействия на структурообразование металлической основы, является модифицирование расплава.

Как показывает практический опыт, повысить эффективность модифицирующей обработки жидкого чугуна позволяет использование комплексного (двойного) или так называемого «встречного» модифицирования расплава.

В работе предложен и исследован способ встречного модифицирования, основанный на использовании перспективной технологии внутриформенной обработки расплава. Суть способа заключается в последовательной обработке исходного жидкого чугуна, заливаемого в литейную форму, в двух реакционных камерах литниковой системы, расположенных друг за другом на пути движения металла к полости формы и заполненных разными по функциональному назначению и химическому составу модификаторами (карбидостабилизирующим, графитизирующим или сфероидизирующим).

Для реализации предложенного способа встречного внутриформенного модифицирования рассматривали технологические варианты, которые заключались в первоначальной обработке жидкого чугуна в первой по ходу движения расплава в полость литейной формы (к отливке) реакционной камере графитизирующим или сфероидизирующим модификатором с последующей обработкой во второй реакционной камере карбидостабилизирующим модификатором и, наоборот, в первоначальной обработке расплава в первой реакционной камере карбидостабилизирующим модификатором с последующей обработкой во второй реакционной камере графитизирующим или сфероидизирующим модификатором.

Эффективность процессов встречного внутриформенного модифицирования оценивали по структуре и твердости чугуна в экспериментальных цилиндрических отливках диаметром 30 мм и высотой 200 мм, а также в трехступенчатых пробах с толщиной стенок 8, 32 и 64 мм. Для исследований в качестве исходного был выбран чугун эвтектического состава,

склонный к кристаллизации с выделением свободного графита в соответствии со стабильной диаграммой состояния Fe–C. Исходный чугуны выплавляли в индукционной тигельной печи ИЧТ 006 и заливали в подсушенные песчано-глинистые формы при температуре 1480...1500 °C.

Внутриформенную обработку исходного чугуна проводили в цилиндрических реакционных камерах, выполненных в виде пенополистироловых оболочек с центробежным подводом расплава в полость реакционной камеры, внутрь которых помещались модификаторы.

В качестве карбидостабилизирующих добавок применяли феррохром марки ФХ200 и ферромарганец ФМн78, графитизирующих добавок – ферросилиций ФС75 и силикобарий СБ5, сфероидизирующих добавок – магнийсодержащие лигатуры ФСМг7 (отечественного производства) и VL63(М) (производства Германии – аналог отечественного модификатора ФСМг7).

Количество модификаторов принимали из расчета 2,0 % от массы обрабатываемого чугуна. Размер частиц модификаторов составлял 1,0...5,0 мм.

Анализ структур, вырезанных из экспериментальных отливок, выявил, что в случае обработки жидкого чугуна внутри литейной формы сначала графитизирующим модификатором ФС75 или СБ5 с последующей обработкой внутри литейной формы в реакционной камере карбидостабилизирующим модификатором ФХ200 или ФМн78 в структуре образцов наблюдается образование пластинчатого графита в перлитной металлической матрице с твердостью чугуна 180...200 НВ.

В случае первоначальной обработки жидкого чугуна в первой реакционной камере сфероидизирующим модификатором ФСМг7 или VL63(М) с последующей обработкой карбидостабилизирующим модификатором ФХ200 или ФМн78 в структуре образцов наблюдается образование включений графита шаровидной формы в перлитно-ферритной металлической матрице с твердостью чугуна 220...240 НВ.

Полученные результаты экспериментальных исследований свидетельствуют о том, что при реализованных технологических вариантах встречного модифицирования жидкий чугун достаточно эффективно взаимодействует с размещенным в первой по ходу заливки реакционной камере графитизирующим или сфероидизирующим модификатором и практически не реагирует с карбидостабилизирующим модификатором, расположенным во второй реакционной камере. Низкое усвоение карбидостабилизирующего модификатора, по нашему мнению, обусловлено тем, что после обработки расплава в первой реакционной камере графитизирующим или сфероидизирующим модификатором температура жидкого чугуна уменьшается и для усвоения карбидостабилизирующего модификатора, которым расплав обрабатывается во второй реакционной камере, она уже не достаточна.

В случае первоначальной обработки расплава сначала карбидостабилизирующим модификатором ФХ200 (ФМн78) в первой реакционной камере с последующей обработкой графитизирующим модификатором ФС75 (СБ5) или сфероидизирующим модификатором ФСМг7 (VL63(М)) во второй реакционной камере исследуемые отливки кристаллизовались с отбелом.

В структуре образцов, вырезанных из отливок для металлографических исследований, наблюдается формирование перлитно-цементитной структуры с включениями графита пластинчатой формы после обработки графитизирующими модификаторами или шаровидной формы после обработки сфероидизирующими модификаторами. Твердость таких образцов увеличивается по сравнению с исходным чугуном на 80...120 НВ.

Таким образом, на основании результатов экспериментальных исследований с целью повышения свойств чугунных отливок можно рекомендовать технологические варианты встречного внутриформенного модифицирования расплава с первоначальной обработкой жидкого чугуна карбидостабилизирующим модификатором с последующей обработкой расплава графитизирующим или сфероидизирующим модификатором.

ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ СТАЛЬНЫХ СЛИТКОВ НА ФИЗИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ

Фесенко А. Н., Фесенко М. А.
(ДГМА, г. Краматорск, Украина)

Одной из наиболее сложных проблем получения качественных стальных слитков, особенно большой массы, является повышение их структурной и химической однородности.

Литая структура слитков формируется при совместном воздействии сложных, взаимосвязанных и взаимообуславливающих друг друга теплофизических, гидродинамических, физико-химических и массообменных процессов, протекающих в изложнице при затвердевании расплава. Наряду с теплофизическими условиями затвердевания, большое влияние на формирование структуры и химическую однородность литого металла оказывает характер конвективных потоков в жидкой сердцевине затвердевающих слитков.

Ввиду большой сложности прямого наблюдения за процессами перемещения расплава непосредственно при кристаллизации стали в изложнице в данной работе проводились изучение тепловых и гидродинамических процессов, происходящих при формировании стальных слитков, на холодной прозрачной плоской физической модели в кристаллизаторе из органического стекла. В качестве вещества, имитирующего сталь, использовался гипосульфит натрия ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3 \times 5\text{H}_2\text{O}$). Характер изменения температуры на разных стадиях затвердевания модельных слитков изучался методом прямого термографирования с помощью хромель-копелевых термопар с диаметром термоэлектродной проволоки 0,15 мм.

Анализ полученных данных свидетельствует о том, что сразу же после завершения заливки расплава в кристаллизатор температурные перепады по объему жидкой ванны практически отсутствуют. С течением времени

в результате теплоотдачи на боковых поверхностях слитка и поддоне происходит перераспределение температуры в объеме затвердевающего слитка.

При этом на температурных кривых можно условно выделить четыре характерных участка, отражающих различные этапы затвердевания слитка. На первом этапе, соответствующем периоду снятия теплоты перегрева расплава, происходит падение температуры от средней температуры расплава после заливки в кристаллизатор до уровня, незначительно ниже равновесной температуры затвердевания модельного вещества. Причем интенсивность падения температуры более высокая в донных и поверхностных частях слитка и с течением времени уменьшается. Повышение средней температуры заливки модельного вещества способствует более интенсивному ее падению, особенно в поверхностных зонах и на ранних этапах затвердевания слитка. Время снятия теплоты перегрева расплава в разных точках модельного слитка различно и возрастает при переходе от поверхностных и донных слоев слитка к его центральным зонам, а также при увеличении температуры заливаемого расплава. На втором этапе затвердевания после снятия теплоты перегрева по всему объему слитка температура в соответствующей точке слитка поддерживается примерно на одном уровне, величина достигнутого переохлаждения практически не изменяется и в результате жидкое ядро слитка длительное время находится в переохлажденном состоянии.

При приближении фронта кристаллизации непосредственно к точке расположения термопары происходит некоторое уменьшение достигнутого переохлаждения расплава и в дальнейшем оно поддерживается на уровне, достаточном для протекания процесса кристаллизации. Этот третий этап характеризует фазовый переход из жидкого в твердое состояние в рассматриваемом локальном объеме слитка, сопровождающийся выделением скрытой теплоты кристаллизации и отводом ее от фронта затвердевания.

После полного затвердевания расплава в соответствующей точке слитка наступает четвертый этап – охлаждение материала в твердом состоянии.

Во время заливки расплава гипосульфита в кристаллизатор в объеме жидкой ванны слитка существуют вынужденные струйно-циркуляционные потоки, вызываемые гидродинамическим воздействием падающей струи расплава.

В дальнейшем в объеме жидкой сердцевины слитков устанавливается направленное движение расплава под действием термогравитационной конвекции в виде двух замкнутых, симметричных относительно продольной оси слитка, контуров циркуляции. Вдоль фронта кристаллизации расплав сравнительно узким потоком толщиной 7...10 мм движется в направлении сверху вниз. Расплав центрального ядра, занимающего большую часть сечения жидкой ванны, поднимается вверх, формируя восходящий конвективный поток. С течением времени толщина слоя нисходящего конвективного потока практически не изменяется, а ширина центрального восходящего потока постепенно уменьшается по мере сужения сечения

жидкого ядра слитка. Скорость перемещения расплава в нисходящем сравнительно узком конвективном потоке значительно превышает скорость перемещения в центральном восходящем потоке. Причем интенсивность циркуляции расплава под действием термоконвекции сначала возрастает, в определенное время достигает максимума, а затем постепенно начинает уменьшаться, затухая к концу затвердевания.

Однако такой характер конвективных потоков сохраняется только на первом этапе затвердевания слитков. С течением времени однородность конвективных потоков в слитках нарушается и характер перемещения расплава существенно изменяется. В жидкой сердцевине слитков появляется два контура циркуляции – верхний и нижний. В верхнем циркуляционном контуре направление конвективного движения расплава остается прежним, направление движения расплава в нижней части жидкой металлической ванны меняется на противоположное – вдоль фронта кристаллизации формируется восходящий поток, в центральных областях – нисходящий. В дальнейшем верхний контур циркуляции жидкого гипосульфита постепенно сужается и вытесняется нижним и в определенный период времени нижний контур занимает практически всю область слитка. На самых завершающих стадиях затвердевания слитков конвективные потоки затухают практически полностью, а в некоторых обособленных областях наблюдаются периодические незначительные перемещения расплава в виде хаотических вихрей.

Описанный характер конвективных потоков в незатвердевшей части слитков можно объяснить, по нашему мнению, перераспределением температур в слитке, снятием теплоты перегрева и существованием переохлаждения расплава, выделением скрытой теплоты кристаллизации, а также перераспределением ликватов с образованием зоны концентрационного уплотнения у фронта кристаллизации.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ ДВУХСТОРОННИХ ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК С ДИФФЕРЕНЦИРОВАННЫМИ СВОЙСТВАМИ

Фесенко А. Н.¹, Фесенко М. А.¹, Косячков В. А.²

(¹ДГМА, г. Краматорск, Украина; ²НТУУ «КПИ», г. Киев, Украина)

Получение качественных биметаллических отливок с комплексом требуемых дифференцированных свойств в разных частях вызывает необходимость проведения всесторонних исследований и на основе полученных результатов – разработки в каждом конкретном случае оптимальных технологических режимов изготовления отливок. В то же время исследования на натуральных отливках являются трудоемкими, дорогостоящими и требуют значительных затрат времени.

В данной работе с целью изучения и анализа тепловых и гидродинамических процессов, которые протекают в литейной форме при изготовлении чугунных отливок с дифференцированными свойствами, в их разных частях предложенными новыми способами из одного исходного базового расплава чугуна с использованием технологии внутрiformенного модифицирования [1] были применены методы компьютерного моделирования с использованием пакета прикладных программ LVMFlow.

Как подтвердили результаты компьютерного моделирования, при заливке литейной формы плоской горизонтальной плиты с размерами $200 \times 200 \times 25$ мм через литниковую систему с распределением потоков от стояка на два и подачей расплава через питатели в правую и левую части формы получить биметаллическую отливку с дифференцированными структурой и свойствами в левой и правой ее частях без дополнительных технологических мероприятий практически не возможно. Вне зависимости от конструкции литниково-питающей и модифицирующей системы (наличия или отсутствия реакционной камеры с модификатором), расположения и количества питателей и их сечения, определяющих скорость заполнения литейной формы металлом, который движется от стояка через две симметричные ветви литниковой системы двумя потоками навстречу друг другу, происходит перемешивание расплава, которое приводит к выравниванию его температуры, гомогенизации расплава, а это, в свою очередь, будет способствовать формированию относительно однородной структуры и свойств металла во всем объеме отливки. Скорость подачи расплава через питатели в литейную форму, количество питателей и их сечение и температура заливки расплава влияют лишь на интенсивность гидродинамических потоков, на скорость перемешивания расплава и выравнивания температуры в объеме. Даже при достаточно низкой (насколько это возможно из технологической и технической точки зрения) массовой скорости подачи расплава в полость литейной формы наблюдается достаточно полное перемешивание потоков и выравнивание температуры и состава металла в объеме отливки. Наличие реакционной камеры в одной из двух ветвей литниковой системы приводит лишь к задержке во времени начала поступления расплава в полость формы через питатели этой ветви литниковой системы. Подобным образом на одновременность подачи расплава в полость формы влияет наличие разных по объему реакционных камер на разных ветвях литниковой системы. Раньше металл в форму начинает поступать через каналы ветви литниковой системы с меньшим объемом реакционной камеры или через ту, где промежуточная реакционная камера отсутствует.

При компьютерном моделировании процесса изготовления горизонтальных плит с конструктивным \wedge -образным перегибом в сечении, который в горизонтальной плоскости разделяет плиту на две симметричные правую и левую части и возвышается над верхней плоскостью на 10 мм, установлено, что в случае обеспечения одинаковой скорости поступления расплава из правого и левого питателей (при равном сечении питателей и отсутствии

реакционных камер или наличии их одинакового объема в обеих ветвях литниковой системы) правая и левая части отливки заполняются практически синхронно и отдельно расплавом, который поступает в полость соответственно через правый и левый питатели. Незначительное частичное перемешивание жидкого сплава за счет возникновения встречных потоков протекает лишь после подъема уровня металла до уровня \wedge -образного перегиба и лишь в зоне этого перегиба и прилегающих к нему объемах. Такой характер заполнения полости литейной формы создает необходимые условия для дифференциации структуры и свойств в разных частях плиты.

В случае заполнения полости литейной формы с разной скоростью (при разной площади сечения правого и левого питателей или при наличии реакционной камеры лишь в одной ветви, например в правой, литниковой системы и отсутствии реакционной камеры в левой ветви, или при наличии реакционных камер разного объема на правой и левой ветвях литниковой системы) после подъема расплава до уровня \wedge -образного перегиба происходит преждевременное перетекание жидкости с одной части плиты, которая заполняется раньше, в другую, которая заполняется расплавом с задержкой, с дальнейшим перемешиванием расплавов, особенно в той части плиты, куда перетекает расплав, а в конце этапа заливки – в области расположения \wedge -образного перегиба. Перемешивание металла в объеме отливки способствует гомогенизации температуры и состава металла, затрудняет получение дифференцированной структуры и свойств чугуна в отливках и делает довольно проблематичным получение биметаллических отливок.

Таким образом, чтобы получить по новой технологии из одного базового расплава отливку с дифференцированной структурой и свойствами, необходимо исключить возможность перемешивания двух потоков расплава, которые поступают через разные ветви литниковой системы, а это возможно лишь при наличии механической перегородки (препятствия), которая разделит эти разнородные потоки расплава в полости формы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Фесенко М. А. Способы получения двухсторонних чугунных отливок с дифференцированными структурой и свойствами / М. А. Фесенко, А. Н. Фесенко, В. А. Косячков // *Материалы II международной научно-технической конференции «Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве» : сборник тезисов. – 2009. – С. 209.*

СПОСОБЫ ПОЛУЧЕНИЯ ДВУХСТОРОННИХ ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК С ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ

Фесенко М. А.¹, Фесенко А. Н.¹, Косячков В. А.²

(¹ДГМА, г. Краматорск, Украина; ²НТУУ «КПИ», г. Киев, Украина)

Перспективным направлением повышения работоспособности и долговечности оборудования, машин и механизмов при одновременном улучшении экономических показателей и снижении расхода дефицитных и дорогостоящих легирующих материалов является использование в их составе биметаллических и многослойных деталей с дифференцированными свойствами.

Из всех существующих методов изготовления биметаллических изделий наибольший интерес представляют способы их получения методом литья с использованием жидкого металла, как обладающие наиболее широкими возможностями. Однако существующим методам изготовления биметаллических отливок непосредственно из жидкого металла присущи существенные недостатки, связанные, в первую очередь, с необходимостью выплавки и разливки двух и более разнородных сплавов.

В данной работе предложены новые способы изготовления двухсторонних чугуновых отливок с дифференцированной структурой и свойствами в их отдельных частях из одного базового расплава. Способы базируются на использовании перспективной технологии внутриформенной обработки жидкого исходного чугуна в реакционной камере литниковой системы и предусматривают заливку литейной формы через общий стояк и каналы разветвленной литниковой системы, которая обеспечивает подвод расплава к отливке через питатели с двух сторон.

При этом возможны два технологических варианта.

По первому технологическому варианту жидкий чугун, поступающий в одну часть полости формы, на пути движения к отливке в реакционной камере соответствующей ветви литниковой системы проходит внутриформенную обработку мелкодисперсным, зернистым, гранулированным или брикетированным модификатором, лигатурой или другой добавкой, в то время как расплав, поступающий в другую часть отливки, подается через питатели второй ветви литниковой системы без какой-либо обработки, т. е. исходный.

По второму технологическому варианту жидкий исходный чугун на пути движения к отливке проходит внутриформенную обработку в промежуточных реакционных камерах обеих ветвей литниковой системы разными по функциональному назначению модифицирующими или легирующими добавками, после чего заполняет соответствующие части полости формы.

В обоих технологических вариантах в случае несмешивания расплавов, заполняющих разные части отливки через питатели двух ветвей общей литниковой системы, обеспечивается получение дифференцированной структуры и свойств чугуна в разных частях отливки.

ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ ЗАГОТОВКИ ПОТОКОМ ГАЗОВОЗДУШНОЙ СМЕСИ

Хорошилов О. Н.¹, Пономаренко О. И.²

(¹УИПА, г. Харьков, Украина; ²НТУ «ХПИ», г. Харьков, Украина)

Формирование поверхности непрерывно-литых заготовок из цветных сплавов осуществляется путем затвердевания расплава на поверхности графитовой втулки кристаллизатора (ГВК). В процессе работы машины происходит истирание поверхности ГВК, что значительно сокращает срок ее эксплуатации. Для увеличения срока службы ГВК ее внутреннюю поверхность наносят на ее поверхность графитсодержащие покрытия. Однако нанесение покрытия снижает смазывающий эффект ГВК.

Одним из методов повышения срока службы ГВК является подача в кольцевой зазор между заготовкой и ГВК потока газовой смеси (рис. 1) [1].

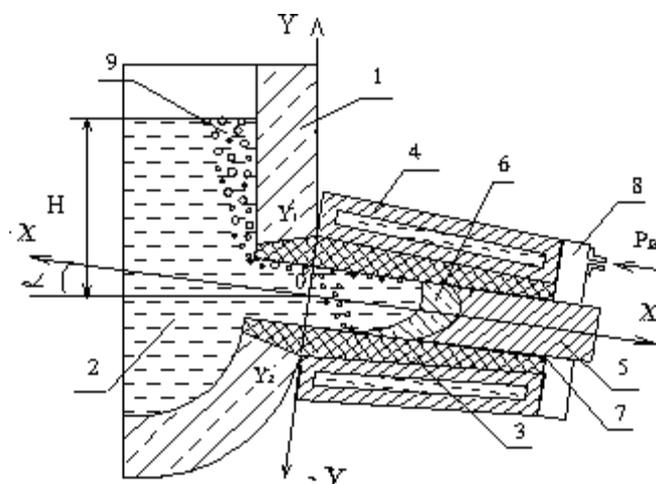


Рис. 1. Схема пропускания газовой смеси в зазоре между поверхностями заготовки и графитовой втулки кристаллизатора:

1 – корпус металлоприемника; 2 – расплав; 3 – графитовая втулка кристаллизатора; 4 – графитсодержащее покрытие; 5 – заготовка; 6 – нелинейновязкий участок заготовки; 7 – кольцевой зазор между поверхностями заготовки и графитовой втулки кристаллизатора; 8 – ресивер для газовой смеси; 9 – пузырьки газовой смеси, проходящей через расплав; α – угол наклона оси заготовки к горизонту

1. Предложено использовать газоздушную смесь (ГВС). Она является вязким сухим материалом, динамическая вязкость которого при повышенном давлении и температуре сравнима с вязкостью жидкости [2]. Она используется для формирования поверхности вязкого участка непрерывно-литой заготовки, находящейся в температурном интервале кристаллизации.

2. Этот процесс будет осуществлен, если скорость потока ГВС, касающегося поверхности заготовки будет соответствовать скорости деформации произвольной точки поверхности заготовки

С целью подтверждения эффективности данного способа формирования заготовок необходимо решить следующие задачи:

1. Выбрать состав газовой смеси.
2. Определить зависимость качества поверхности заготовки от давления и температуры ГВС в кольцевом зазоре между заготовкой и ГВК.
3. Определить механизм взаимодействия между потоком ГВС и поверхностью нелинейно-вязкого участка заготовки, который позволяет осуществлять формообразование поверхности заготовки.
4. Разработать способ и создать экспериментальную установку для осуществления процесса непрерывного литья заготовок диаметром от 28 до 42 мм согласно [1].

Проведение этих исследований, предлагается использовать газоздушную смесь, находящуюся при высокой температуре и давлении как сухую смазку, что позволит повысить качество поверхности заготовки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Деклараційний патент на корисну модель України № 12731. Спосіб горизонтального безперервного лиття заготовок Н 02 J 3/00, В 22 D 11/00 / Хорошилов О. М. ; заявлено 26.09.2005 ; опубл. 15.02.2006 р., Бюл. № 2.
2. Болдырев Ю. Я. О расчете «сухих» газовых торцевых уплотнений со спиральными канавками валов турбокомпрессорных машин / Ю. Я. Болдырев, Б. С. Григорьев, Г. А. Лучин // Компрессорная техника и пневматика. – 1994. – № 4–5. – С. 59–62.

ГРАНИЦЫ ВЫЛИВАНИЯ В ОТЛИВКАХ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА, ЗАТВЕРДЕВАЮЩЕГО В КОКИЛЬНО-ПЕСЧАНОЙ ФОРМЕ

Хрычиков В. Е., Меняйло Е. В.
(НМетАУ, г. Днепрпетровск, Украина)

Затвердевание сплава и его переход из жидко-твердого в твердожидкое состояние происходит в интервале температур ликвидус-солидус. В этот момент происходит «схватывание» кристаллов, увеличивается вероятность образования усадочных дефектов, горячих трещин и т. д. Поэтому для теории литейных процессов установление температурно-временного интервала образования твердо-жидкого каркаса для различных видов сплавов является одной из важнейших проблем. Данные о результатах экспериментов по выливанию жидкого остатка и одновременного термического анализа для массивных отливок из высокопрочного чугуна, охлаждающихся в комбинированных кокильно-песчаных литейных формах, отсутствуют.

Цель работы – установить влияние процессов затвердевания массивных отливок из высокопрочного чугуна на положение границы выливания в комбинированной кокильно-песчаной литейной форме.

На четырехместном поддоне собирали 4 литейные формы, состоящие из общей сифонной литниковой системы с тангенциальным подводом питателя к нижней песчаной форме диаметром 350 мм, и верхней кокильной формы диаметром 500 мм. Масса высокопрочного чугуна, заливаемого в формы, составляла 5100 кг. В одной из форм по радиусу кокиля и песчаной формы устанавливали 10 хромель-алюмелевых термопар. Регистрацию температуры в интервале 0...1370 °С осуществляли многоточечным потенциометром типа КСП-4.

Температура чугуна в ковше перед заливкой составляла 1335 °С. После окончания заливки расплава выполняли последовательный подъем литейных форм из поддона с помощью мостового крана через 2 мин 25 с, 7 мин 40 с, 23 мин и 46 мин. Причем, если первые три раза удаление жидкой сердцевины происходило практически мгновенно в течение 1...3 с, то на 46 мин часть жидкой фазы из двухфазной зоны вытекало «каплями» в течение ~ 1 мин. В последнем случае расплав имел повышенную вязкость и, по-видимому, происходило «залечивание» двухфазной зоны и увеличение границы выливания.

Установлена температура затвердевания и глубина границы выливания в комбинированной кокильно-песчаной литейной форме. Исследовано изменение макро- и микроструктуры, твердости и плотности по глубине отливок. Показано, что с увеличением времени выдержки расплава в форме уменьшается твердость рабочего слоя образцов, полученных методом выливания от бочки валков. В нижней части отливки, охлаждающейся в песчаной форме диаметром 350 мм, установлено образование теплового узла и усадочных дефектов.

Показано неравномерное затвердевание корки металла не только по высоте, но и по радиусу отливки, как в кокильной, так и в песчаной частях формы. Отсутствие симметрии при радиальном затвердевании отливок приводит к смещению зоны окончания затвердевания от геометрической оси отливки.

ДОСЛІДЖЕННЯ ПЕРВИННОЇ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ЧКГ ЗА ДОПОМОГОЮ ТЕРМІЧНОГО АНАЛІЗУ

*Чайковський О. А., Хасан О. С.
(НТУУ «КПІ», м. Київ, Україна)*

Використання термічного аналізу (ТА) із застосуванням сучасного високошвидкісного обладнання надає можливість детально аналізувати фазові перетворення розплавів під час кристалізації [1].

Дослідження первинної кристалізації чавуну модифікованого у формі за допомогою ТА в поєднанні з микроструктурним аналізом дозволило встановити залежності впливу зміни швидкості охолодження на кількість та розмір графітових включень у чавуні з кулястим графітом.

Перебіг процесів графітоутворення СЧ та ЧКГ, обробленого поза формою, вивчені достатньо, а чавун модифікований у ливарній формі практично не досліджувався методами ТА в залежності від швидкості охолодження виливка. Різна швидкість охолодження виливків із модифікованого чавуну змінює умови перебігу процесів графітоутворення чавуну. В теплових вузлах масивних виливків з'являється небезпека утворення нерівномірного формування графітних включень [2, 3].

У роботі було досліджено вплив швидкості охолодження виливків на розмір і кількість графітових включень у чавуні модифікованому у формі.

Чавун (С 3,8 %; Si 1,8 %; Mn 0,3 %; S 0,03 %; P 0,05 %) виплавляли в індукційній печі ІСТ-006 і заливали в підсушені піщано-глинисті форми. Тривалість заливання складала 12 ± 2 с.

Для сфероїдизувального модифікування чавуну у формі («інмолд-процес») використовували модифікатор ФСМГ-7 (ТУ 14-5-134-86).

Для дослідження впливу товщини стінки виливка на розподілення графітних включень у чавуні була розроблена технологічна проба, яка імітувала умови кристалізації виливків за різних умов охолодження. Експериментальна проба складалася з 5 зразків ($15 \times 5 \times 30$, $15 \times 10 \times 30$, $15 \times 15 \times 30$, $15 \times 20 \times 30$, $15 \times 30 \times 30$), реакційної камери, шлаковловлювача і ливникової системи (рис. 1).



Рис. 1. Технологічна проба

Температуру чавуну в ковші перед заливанням вимірювали за допомогою термопар марки ВР-5/20, яка була під'єднана до потенціометра. У порожнину кожного зразка встановлювали термопару ВР-5/20 для зняття кривої охолодження. Форми охолоджувалися до кімнатної температури, після чого проводили їх вибивання. Із отриманих зразків технологічної проби виготовляли шліфи для проведення мікроструктурного аналізу чавуну.

Чавун заливали при температурі 1400 °С. Реєстрацію і обробку кривих охолодження проводили за допомогою контрольно-вимірювального комплексу, який складався з комп'ютера, АЦП і програмного забезпечення.

У результаті аналізу кривої охолодження і першої похідної визначили характерні етапи формування виливків: зняття перегріву, кристалізація і охолодження після завершення кристалізації. Аналіз часових і температурних

характеристик даних етапів дозволив визначити швидкості охолодження чавуну, величину рекалесценції, температуру та тривалість евтектичного перетворення для виливків з різною товщиною стінок.

У результаті проведених експериментів встановлено, що при збільшенні товщини стінки вилівка від 5 мм до 30 мм площа, зайнята графітом, зменшується з 18 % до 10 %. При цьому знижується швидкість охолодження сплаву, зменшується величина рекалесценції (яка обумовлена виділенням скритої теплоти кристалізації) від 60 °С до 42 °С.

З підвищенням товщини стінки вилівка розмір графітних включень збільшується від 14 мкм до 32 мкм. При цьому спостерігається підвищення температури евтектичного перетворення від 1056 °С до 1090 °С, що обумовлює більш інтенсивну дифузію вуглецю до центрів кристалізації. А також збільшується тривалість евтектичного перетворення від 11 с до 40 с. Що і пояснює збільшення розмірів графітних включень.

Проведений аналіз кривої охолодження і її похідної дозволив встановити, що при підвищенні товщини стінки вилівка розмір графітових включень збільшується, а кількість графітових включень зменшується.

ЛІТЕРАТУРА

1. Косников Г. А. Термический анализ процессов структурообразования в чугунах / Г. А. Косников, А. И. Куценко, Д. Аруса // М-лы НТК «Современные литейные материалы и технологии получения отливок». – ЛДНТП. – Л., 1991. – С. 16–17.

2. D. Emadi Applications of thermal analysis in quality control of solidification process / D. Emadi, L. V. Whiting, S. Nafisi, R. Ghomashchi // Journal of thermal analysis and calorimetry. – 2005. – Vol. 81. – P. 235–242.

3. Chen I. G. Computer – aided differential thermal analysis of spheroidal and compact graphite cast irons / I. G. Chen, D. M. Stefanescu // Transact. Amer. Foundrymens Soc. – 1984. – № 92. – P. 947–964.

АЛЮМИНИЕВЫЙ ЛИТЕЙНЫЙ СПЛАВ В КАЧЕСТВЕ БАРЬЕРНОЙ ОБОЛОЧКИ ЕМКостей СБЕРЕЖЕНИЯ ВОДОРОДА

Чернега Д. Ф., Кудь П. Д., Сороченко В. Ф.
(НТУУ «КПІ», г. Киев, Украина)

Недостатками современных емкостей хранения водорода, изготовленных преимущественно из сталей аустенитного класса, есть их большой вес, недостаточная коррозионная стойкость при повышенных температурах в кислой и водородной средах и наличие случаев их разрушения, что, естественно, вызывает большую опасность при их использовании.

Поэтому в настоящее время ведутся интенсивные научно-исследовательские работы в направлении создания барьерных покрытий на стенках из нержавеющей стали, создание защитных оболочек (лейнеров) на основе медных и алюминиевых сплавов и разработка принципиально новых конструкций баллонов для хранения как газообразного, так и жидкого водорода.

В работе [1] обоснована технология изготовления непроницаемых для водорода оболочек путем нанесения серебряных, золотых и медных покрытий на лейнер из нержавеющей стали марки 12X18H10T, который является составной частью комбинированного баллона для хранения водорода под высоким давлением. Внешняя оболочка баллона выполнена из полимерного материала по традиционной технологии. Такая конструкция баллона, по-нашему мнению, обеспечивает высокую надежность в процессе эксплуатации, но она характеризуется высокой трудоемкостью, сложностью изготовления.

Создание литых барьерных оболочек из алюминиевых сплавов, которые характеризовались бы высокими механическими свойствами, малым коэффициентом диффузии водорода, хорошей герметичностью и коррозионной стойкостью в водородной среде, позволит упростить процесс изготовления комбинированных баллонов и снизит их себестоимость.

На основании обобщения литературных сведений, которые касаются коррозионной стойкости, водородсорбционных свойств, коэффициентов диффузии водорода в разных металлах, сплавах и покрытиях проведено сравнительный анализ свойств литейных алюминиевых сплавов, которые могут использоваться в качестве материалов для изготовления емкостей сбережения водорода. Остановились на сплаве системы Al-Si-Mg, который по содержанию кремния близок к сплаву АК9. Данный сплав характеризуется отличными литейными свойствами, высокой гидроплотностью и отсутствием горячих усадочных трещин. К недостаткам сплава можно отнести невысокую коррозионную стойкость в слабокислой и водородной среде и прочность при разрыве.

Повысить механические свойства и коррозионную стойкость удалось за счет совершенствования химического состава сплава и способов активного воздействия на жидкий металл, а именно: сочетанием водородной и внепечной обработки расплава флюсовой композицией. Применение такой комплексной обработки расплава позволяет модифицировать алюминиевую матрицу и благодаря этому повысить прочность и коррозионную стойкость сплава.

В качестве реагентов, используемых при водородной обработке, было опробовано пять содержащих водород соединений, а именно: водяной пар, водный раствор аммиака, карбамид, гидрид алюминия и водородосодержащее соединение LaAlH_4 . Максимальное упрочнение сплава достигается при обработке жидкого металла химическим соединением LaAlH_4 . Эффективность процесса водородной обработки усиливается тем, что кроме атомарного водорода, который может быть модификатором исследуемого сплава, а также рафинировать его, в расплаве присутствует лантан, как легирующий элемент, который упрочняет α - твердый раствор [2, 3], и за счет этого дополнительно упрочняет сплав в целом.

Более существенное повышение прочности и коррозионной стойкости сплава достигается после внепечной обработки расплава с применением флюсовой композиции, содержащей эффективные модификаторы фтор-

цирконат калия и бор, а также измельченную Al–Be лигатуру. Количество присадки, вводимой в расплав алюминия, составляет 2,4 % от массы металла. Применение внепечной обработки способствует диспергированию эвтектической составляющей и интерметаллических включений, которые равномерно располагаются в алюминиевой матрице, что, естественно, приводит к упрочнению сплава, а наличие бериллия оказывает модифицирующее действие на морфологию формирования кремния и содержащей железо фазы и приводит к образованию плотной защитной пленки, предохраняющей алюминиевую матрицу от контакта с окружающей средой [3].

Совмещение водородной и внепечной обработки позволяет повысить прочность и коррозионную стойкость сплава типа АК9, содержащего 8 % Si, 1,4 % Mg, 0,4 % Mn, 0,15 % Ti, 0,1 % Zr, 0,12 % Be, $Fe \leq 0,7 \%$, $Cu \leq 1,0 \%$, в сравнении с исходным с 250 МПа до 320 МПа и с 5,1 г/м²ч до 2,42 г/м²ч соответственно.

Таким образом, применение комплексной обработки способствует повышению прочности и коррозионной стойкости сплава типа АК9, который может использоваться в качестве защитной барьерной оболочки емкостей сбережения водорода.

ЛИТЕРАТУРА

1. Чертов В. М. О барьерных покрытиях нержавеющей стали / В. М. Чертов // Сб. докладов 5 международной конференции «Водородная экономика и водородная обработка материалов». – Донецк. – 2007. – С. 871–876.

2. Кудь П. Д. Автореферат канд. дисс «Использование стружки и повышение свойств поршневых алюминиевых сплавов АЛ25 и АК18» / П. Д. Кудь. – Киев, 1987. – 20 с.

3. Промышленные алюминиевые сплавы : справочник / Белов А. Ф., Добаткин В. И., Квасов Ф. И. и др. – М. : Металлургия, 1984. – 528 с.

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ОБРАБОТКА РАСПЛАВА МАГНИЕВОГО СПЛАВА МЛ-5

Шаломеев В. А., Цивирко Э. И.
(ЗНТУ, г. Запорожье, Украина)

Магниевого сплава, как легкий конструкционный материал, представляют повышенный интерес при разработке новых машин и механизмов [1].

В формировании высокого качества и механических свойств литых магниевых сплавов важная роль принадлежит макро- и микроструктуре, на которую существенно влияют металлургические факторы, в частности, высокотемпературная обработка расплава (ВТОР) [2].

Известно положительное влияние высокотемпературной обработки расплава для модифицирования магниевых сплавов МЛ-5 [3]. Однако нет единого мнения по выбору оптимальной температуры ВТОР.

Изучали влияние ВТОР на структурообразование и свойства отливок из магниевых сплавов МЛ-5.

Магниевый сплав Мл-5 выплавляли в индукционной тигельной печи ИПМ-500 по серийной технологии. Рафинирование расплава флюсом ВИ-2 проводили в раздаточной печи, после чего расплав перегревали до температур в диапазоне от 700 °С до 950 °С, выдерживая при заданной температуре 5 мин., а затем порционно отбирали ковшем расплав, охлаждали до температуры 750 °С и заливали образцы для механических испытаний в песчано-глинистую форму. Образцы проходили термическую обработку в печах типа Бельвю и ПАП-4М по режиму Т6.

Металлографические исследования исследуемых вариантов показали, что повышение температуры ВТОР до 900 °С приводило к измельчению макро- и микрзерна, однако дальнейшее повышение температуры приводило к его огрублению и росту.

Фрактографические исследования сплава Мл-5 исследуемых вариантов, выполненные на сканирующем электронном микроскопе JSM 6360LA, показали, что без перегрева металл имел хрупкий излом с крупноблочной структурой и участками межзеренного разрушения. Повышение температуры ВТОР металла до 900 °С, значительно измельчало зерно, образуется квазихрупкий излом с отдельными элементами вязкой составляющей. Повышение температуры ВТОР до 950 °С, вновь приводило к укрупнению зерна и образованию хрупкого излома.

С увеличением температуры ВТОР механические свойства и микротвердость образцов повышались на 30–40 % по сравнению с исходным сплавом за счет получения равномерной мелкодисперсной структуры (табл. 1). ВТОР при 950 °С снижало как прочностные, так и пластические свойства исследуемого сплава по сравнению с результатами, полученными на образцах после ВТОР при температуре 900 °С. Металлографические исследования образцов после ВТОР при 950 °С показали наличие окисных плен в структуре металла, что и явилось причиной ухудшения свойств сплава.

Таблица 1

Механические свойства и микротвердость термообработанного сплава Мл-5 после ВТОР

ВТОР, °С	Механические свойства		Микротвердость, HV, МПа
	σ_B , МПа	δ , %	
700	202,0	3,5	823,1
750	232,0	3,5	834,5
800	255,0	5,5	841,6
850	260,0	3,7	968,3
900	265,0	5,2	1068,0
950	234,0	4,1	842,9

Таким образом, ВТОР магниевого сплава МЛ-5 необходимо проводить при температуре 900 °С, обеспечивая мелкодисперсную структуру металла и высокий комплекс его механических свойств.

ЛИТЕРАТУРА

1. Рохлин Л. Л. *Механические свойства сплавов с диспрозием* / Л. Л. Рохлин, Н. И. Никитина // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1999. – № 6. – С. 37–39.
2. Шаломеев В. А. *Структура и свойства сплава Мл-5 после высокотемпературной обработки расплава* / В. А. Шаломеев, Э. И. Цивирко, В. В. Лукинов, В. П. Пирожкова, Н. Н. Бузова // *Процессы литья.* – 2009. – № 2. – С. 6–13.
3. *Металловедения магния и его сплавов* / [ред. М. Б. Альтман и др.]. – М. : Металлургия, 1978. – 294 с.

ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНО-ТЕРМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ МАГНИЕВОГО РАСПЛАВА

Шаломеев В. А., Цивирко Э. И.
(ЗНТУ, г. Запорожье, Украина)

Различная структура и качество применяемых шихтовых материалов при выплавке магниевых сплавов обуславливают микронеоднородное состояние расплава. При этом часть структурных составляющих и после плавления сохраняется в расплаве в виде микрогруппировок (твердые тугоплавкие включения типа интерметаллидов), существенно влияющих на микроструктуру затвердевающего металла [1]. Наиболее доступным и эффективным методом формирования равновесной структуры является перегрев расплава. При этом процесс перехода системы в состояние равновесия в результате ее нагрева происходит не монотонно, а при достижении определенных температур. Эти температуры соответствуют процессам наиболее интенсивного разрушения неравновесных составляющих расплава и изменения их структуры [2]. Представляет интерес определения той температуры перегрева, при которой магниевый расплав достигнет полностью равновесного и однородного состояния.

В настоящем исследовании изучали влияние температуры перегрева магниевого расплава на превращения, происходящие в жидком металле.

Исследования проводили методом дифференциального термического анализа на установке ВДТА-8 в среде аргона при постоянной скорости нагрева 80 °С/мин. В качестве эталона использовался термически инертный образец чистого вольфрама. Исследуемые образцы сплава Мл-5 имели размер $\varnothing 7 \times 7$ мм и массу $0,45 \pm 0,0005$ г. В соответствии с методикой эксперимента, нагрев каждого образца проводился в тигле из оксида гафния. Относительная погрешность измерения температуры составляла $\pm 2,5$ °С. В процессе нагрева и расплавления образцов с изменением температуры во времени происходило сравнение тепловых потоков в термически инертном эталоне вольфрама и исследуемом образце. При их равенстве

получалась базовая линия на регистрирующем приборе без изменений. При наличии в образце превращений, связанных с изменением энтальпии, фиксировались отклонения от базовой линии в виде пиков термограмм [3]. На полученных кривых ДТА определялись пороговые значения температур превращений в расплаве. Исследуемый диапазон температур составлял от 700 °С до 1200 °С (полное выкипание).

Анализ термограммы сплава МЛ-5 в исследуемом интервале температур (рис. 1) показал, что фазовые превращения в расплаве происходят вплоть до температуры кипения сплава и, очевидно, связаны с превращениями тугоплавких интерметаллидов. Следовательно, магниевый расплав достигает полностью однородного состояния при температурах, близких к температурам кипения сплава.

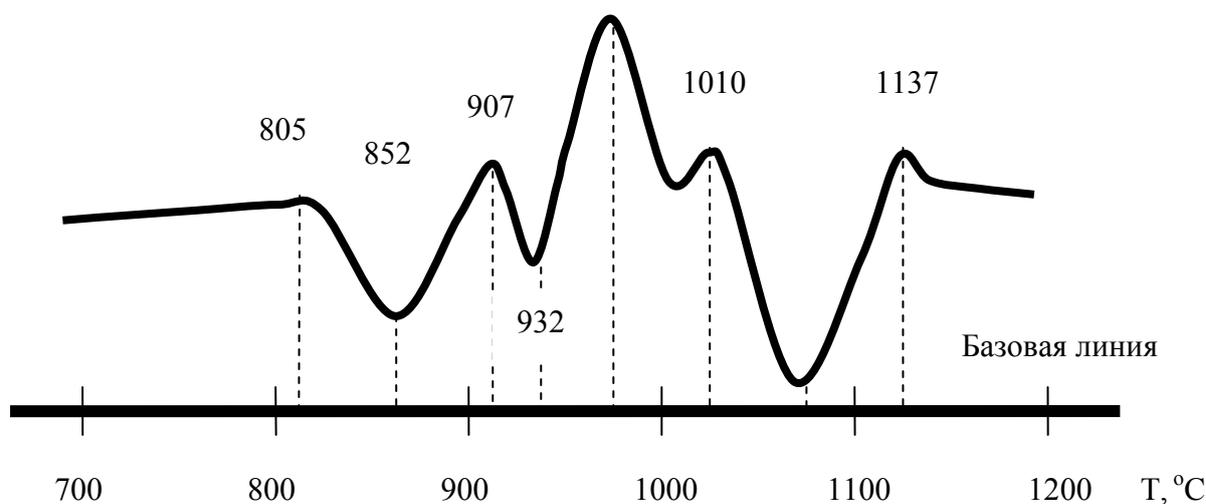


Рис. 1. Типичная ДТА-кривая сплава МЛ-5 со схематически нанесенными температурами превращений при перегреве

ЛИТЕРАТУРА

1. Шалин Р. Е. Термовременная обработка расплава : основы – возможности – пути реализации в авиационной промышленности / Р. Е. Шалин, Б. А. Баум, Г. В. Тягунов, Е. Б. Качанов // Приложение к журналу «Авиационная промышленность». – М. : Машиностроение. – 1989. – № 2. – С. 2–3.
2. Жидкая сталь / Баум Б. А., Хасин Г. А., Тягунов Г. В. и др. – М. : Metallurgy, 1984. – 208 с.
3. Уэдндландт У. Термические методы анализа / Уэдндландт У. ; [ред. В. А. Степанова, В. А. Берштейна]. – М. : Мир, 1978. – 526 с.

ПОЛУЧЕНИЕ АУСТЕНИТНОГО ЧУГУНА С ВЕРМИКУЛЯРНЫМ ГРАФИТОМ

Шейко А. А., Зеленый Б. Г., Бубликов В. Б., Латенко В. П.,
Козак Д. С., Зеленая Л. А.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Нелегированный и низколегированный высокопрочный чугун с вермикулярным графитом благодаря сочетанию высоких физико-механических и технологических свойств широко применяется в различных отраслях техники. Производится десятки тысяч тонн отливок из этого чугуна как тонкостенных, так и толстостенных.

Однако до настоящего времени отсутствует универсальный способ получения в структуре чугуна вермикулярной формы графита, а имеющиеся способы, такие как магниевый способ [1] или магний-цериевый способ [2] требуют применения чистых чугунов по содержанию серы, а также достижения узкого предела по остаточному содержанию модифицирующих элементов. В противном случае в структуре чугуна наблюдается или пластинчатый, или графит шаровидной формы. Недостатком использования магний-титанового способа для получения вермикулярного графита является загрязнение возврата этим демодифицирующим элементом [3].

В США распространение получил двухстадийный способ получения в чугуне вермикулярного графита, при котором вначале в расплав из лигатуры вводится магний, остаточное содержание которого может обеспечить в структуре отливки полностью шаровидный графит ($> 0,04\%$). На второй стадии в расплав в ковше вводится пирит железа, что приводит к насыщению расплава дополнительным содержанием серы, которая реагирует с магнием, снижает его содержание до $0,005\text{--}0,018\%$, что обеспечивает вермикулярную форму графита [4]. Хотя этот способ гарантирует результат модифицирования за счет контролируемого ввода пирита железа, однако он приводит к некоторому загрязнению возврата серой.

При производстве отливок из аустенитных немагнитных, коррозионно-стойких никель-марганцовистых чугунов (ЧН9Г6, ЧН9Г6ДЗ, ЧН10Г4ДЗ и др.) с вермикулярным графитом применение двухстадийного способа модифицирования расплава также позволяет стабильно получать в структуре чугуна графит вермикулярной формы. Как и в предыдущем способе, за счет обработки расплава модификатором ФСМг-7 расплав насыщается магнием. На второй стадии в ковше в модифицированный чугун вводится азотированный ферромарганец. При диссоциации его в расплаве образуется атомарный азот, который, взаимодействуя с магнием, образует нитрид магния [5], понижая в расплаве содержание магния до уровня, обеспечивающего образование вермикулярного графита в аустенитном чугуне.

Например, жидкий аустенитный чугун ЧН9Г6ДЗ модифицировали модификатором ФСМг-7. Чугун после модифицирования содержал $0,045\%$ магния, $0,012\%$ серы, $0,005\%$ азота. После дополнительной обработки его

азотированным ферромарганцем содержание серы у него осталось на том же уровне, содержание азота возросло до 0,08 %, а магния понизилось до 0,012 %. В структуре чугуна форма графитных включений ВГр₂, их количество ВГ98 (ГОСТ 3443-87). Такой способ модифицирования не приводит к загрязнению чугуна серой, а азот и марганец, вводимые в расплав азотированным ферромарганцем, являются дополнительными стабилизаторами аустенита коррозионностойкого аустенитного чугуна ЧН9Г6ДЗ.

ЛИТЕРАТУРА

1. Патент CN1737179(A) опубл. 22.02.2006, C22C33/08, C22C33/00.
2. Заявка KR20010063311(A), опубл. 4.07.2001, C21C1/08, C21C1/10, C22C37/10.
3. Патент UK80355151, опубл. 5.11.1980, C21C1/08.
4. Патент US 4544407, опубл. 1.10.1985, C22C33/00, C22C37/00, C22C33/08, C22C1/00, C22C1/08.
5. Ващенко К. И. *Магниевый чугун* / К. И. Ващенко, Л. Софрони. – Киев : Машиз, 1960. – 88 с.

ДОСЛІДЖЕННЯ ОБ'ЄМНОЇ СТРУКТУРИ РОЗТАШУВАННЯ ЗЕРЕН НАПОВНЮВАЧА ФОРМУВАЛЬНОЇ СУМІШІ

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

Для приготування формувальних і стрижневих сумішей в більшості ливарних цехів найбільш часто використовують сухі кварцові піски груп 016, 020 і 0315 (ГОСТ 2138-91). Як показав досвід, найбільш високі технологічні властивості формувальних і стрижневих сумішей забезпечують піски груп 020 і 0315. При цьому формувальні суміші мають достатню міцність, задовільну газопроникність та обсіпаємість, забезпечують заповнення дрібних деталей поверхні моделі. Кутаста форма зерен кварцового піску і підвищений вміст пилу значно збільшують водопоглинаючу здатність наповнювача, що приводить до перевитрати в'язучих матеріалів і додаткових енергетичних витрат на сушку. Підвищення міцності формувальної суміші найчастіше призводить до зниження її газопроникності, а розмір зерен наповнювача в значній мірі впливає на її теплофізичні властивості.

Кварцовий пісок, який використовують у ливарному виробництві, складається із зерен неправильної форми і різних розмірів. Тому структуру ущільненої формувальної суміші інколи порівнюють із структурою природних ґрунтів. Але, структура формувальних сумішей залежить від її типу, виду наповнювача та його гранулометричного складу, виду в'язучого і наявності спеціальних домішок. На утворення об'ємної структури ущільненої формувальної суміші вирішальне значення має

гранулометричний склад та фізико-хімічні властивості наповнювача – кварцового піску. Тому, у більшості країн кварцові піски для ливарного виробництва заздалегідь збагачують на спеціалізованих підприємствах, що дає можливість корегувати їх гранулометричний склад і, відповідно, підвищувати технологічні властивості формувальних та стрижневих сумішей. Зважаючи на це, були проведені дослідження по вивченню просторової структури формувальної суміші в залежності від гранулометричного складу наповнювача в складі суміші.

При дослідженні просторової структури формувальної суміші, в якості наповнювача використовувався відсіяний річковий кварцовий пісок, що включав тільки такі фракції: 01, 016, 02, 0315, 04. Такий вибір був зроблений з міркувань того, що округлі зерна річкового кварцового піску найбільше відповідають за формою ідеальну кулю, а відповідні групи піску найбільш часто використовують в ливарному виробництві для приготування формувальних і стрижневих сумішей. В якості в'язучих для приготування пластичної формувальної суміші використовували рідке скло та формувальна глина.

При вивченні оптимального співвідношення фракцій наповнювача формувальної суміші застосували план на основі ЛПт послідовностей (послідовності з рівномірним розташуванням точок у багатомірному просторі) з подальшим отриманням і аналізом математичних моделей процесів, які досліджувалися. З метою визначення схеми упаковки зерен кварцового піску в об'ємі пластичної формувальної суміші була зроблена оптимізація за багатьма критеріями по наступним параметрам – міцність на стиск у вологому та сухому стані, обсипаємість суміші у вологому та сухому стані та газопроникність. Ефективність оптимізації при цьому склала 88,6 %

Проведеними дослідженнями встановлено, що для отримання оптимальних технологічних властивостей пластичної формувальної суміші її структура повинна складатися так, щоб, приблизно, на 3 кулі кварцового піску фракції 02 доводилося 2 кулі фракції 0315 та 2 кулі фракції 04.

Якщо прийняти, що формувальна суміш має максимальне ущільнення, то розташування зерен наповнювача, яке визначає структуру формувальної суміші, повинно бути наступним: зерна кварцового піску фракцій 04 та 0315 повинні знаходитися у вершинах однієї із п'яти правильних тіл Платона: тетраедра, куба, октаедра, ікосаедра або додекаедра, а фракції 02 – по гранях цих фігур.

Як показали проведені дослідження, такі упаковки зерен кварцового піску найчастіше зустрічаються в об'ємі пластичної формувальної суміші.

ПОЛУЧЕНИЕ ГАЗИФИЦИРУЕМЫХ МОДЕЛЕЙ НА СТАНКЕ С ЧПУ ПО ВИРТУАЛЬНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПРОТОТИПАМ

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

Прототипированием опытных образцов получаемых изделий, созданием компактных моделей машиностроители занимаются с давних пор. Однако за вторую половину прошлого века создана возможность полностью автоматизировать этот процесс – от создания электронных эскизов до вывода моделей на устройства воспроизведения трехмерных объектов одним нажатием клавиши. Развитие систем автоматизированного проектирования позволило в последние десятилетия значительно ускорить процесс создания новых изделий и чаще идти на достаточно смелые конструктивные решения. Теперь и в проектно-технологических отделах литейных производств постепенно мощные рабочие станции на базе современной компьютерной техники вытесняют кульманы, а бумажные чертежи ручной работы уходят в историю, передавая эстафету высококачественным по содержанию и оформлению распечаткам плоттера. Проектные данные все чаще размещают в электронных архивах, а не в рулонах чертежей, папок документов и синек. А то, что остается на бумаге, постепенно «оцифровывается». Теперь описание технологий, чертежи оснастки и оборудования со всеми их детализировками хранятся на жестких дисках серверов и рабочих станций конструкторов.

Сегодня программное обеспечение позволяет заменить физический прототип отливки (на этапах конструирования литой детали или проектирование процесса литья) ее виртуальным аналогом, а в процессе компьютерного анализа электронного образца решать те задачи, для выполнения которых раньше требовались натурные испытания. В отличие от физической модели, которая часто может быть изготовлена только после завершения всех этапов проектирования и подготовки производства, виртуальный прототип создается сразу после выработки основных требований к литой детали и формирования концептуальной технологии ее литья. Далее по мере детализации технологии литья может модифицироваться и виртуальный прототип конструкции отливки. Таким образом, процесс проектирования новой литой детали сопровождается виртуальным макетированием, что позволяет оптимизировать ее конструкцию и технологию получения параллельно с их разработкой и тем самым своевременно обнаруживать и исправлять возможные ошибки.

Новые возможности для получения высокоточных пространственных (трехмерных) моделей, форм, моделей пресс-форм из алюминия, пластика и пр., кроме развития компьютерной техники, программного обеспечения и цифровой передачи данных, дало совершенствование систем приводов обрабатывающих станков (в т. ч., применение серводвигателей с обратной связью). Производителям отливок становится доступным автоматизированное оборудование с числовым программным управлением

по мере снижения цен на него и расширения ассортимента, учитывая то, что системы ЧПУ начали теснить любые другие системы управления как в крупных автоматизированных цехах, так и на совсем небольших, гибких универсальных производствах (макетно-модельном, инструментальном, сувенирно-рекламном, ремонтном). Таким оборудованием все чаще пользуются как частные предприниматели, так и обслуживающие широкий круг заказчиков специализированные участки. Для оперативного просчета и изготовления форм, матриц, моделей необходимо лишь прислать им на электронный адрес трехмерное изображение изделия, чтобы затем с чертежа детали на компьютере получить с помощью программного комплекса компьютерного моделирования и фрезерного станка с ЧПУ готовую модель детали (пресс-формы) из пенопласта (металла), когда программа учитывает литейную усадку, припуски литейные и на механообработку, вплоть до выбора параметров литейного процесса и конструкции блока моделей при литье по газифицируемым моделям (ЛГМ).

В процессе создания такого рода типовых методик получения пенопластовых моделей на станках с ЧПУ во ФТИМС НАН Украины (отдел ФХПФ) организованы две технологические группы по специализации изготовления: 1) крупных (с габаритами до 2,5–3 м) корпусных отливок, 2) декоративных и парковых отливок. Задачи создания алгоритмов и навыков отработки конструкции литниково-питающей системы, температурно-временных и др. параметров литья (не в цехе с металлом на реальных плавках, а в виртуальном пространстве цифровой модели) этими специалистами решаются на конкретных производственных заказах. Уже накоплен достаточный опыт для обслуживания не только собственных литейных участков, но и выполнения сторонних заказов.

Для получения «живого» – не виртуального прототипа, в т. ч. литейной модели из пенопласта, пользователю достаточно иметь твердотельную или поверхностную модель детали или целой сборки, построенную в какой-либо распространенной САД-системе. Обычно используются программы: AutoCAD, CADMECH, Inventor. По готовой КД технолог-программист разрабатывает техпроцесс, программу управления, а после установки заготовки (пенопластового блока) на стол станка оператор станков с ЧПУ вызывает эту программу с сервера и после ее проверки и наладки станка приступает к обработке заготовки (блока), получая литейную модель детали или ее пресс-формы. Удобнее применять программы, которые помогают максимально использовать потенциал этих станков с поддержкой 3D-моделей и фрезерной обработки. Управление станком осуществляется через USB порт с обычного персонального компьютера в среде Windows, с помощью модема возможна функция удаленного доступа к ЧПУ, включающая диагностику и модернизацию программного обеспечения.

Описанный способ получения моделей и оснастки, обогащенный собственным опытом, расширяет доступность и гибкость технологии ЛГМ для участков с выпуском 100–5000 т отливок в год, комплектацию оборудованием которых обеспечивает ФТИМС, обладая рядом патентных и научных приоритетов по этому процессу литья.

ЕФЕКТИВНІ МЕТОДИ ТА ЗАСОБИ ДИСТАНЦІЙНОГО МОНІТОРИНГУ ПАРАМЕТРІВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПРОЦЕСІВ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

Шинський О. І., Шевчук Б. М., Дорошенко В. С., Кравченко В. П.
(ФТІМС НАН України, м. Київ, Україна)

Одним із актуальних наукових і практичних завдань ливарного та металургійного виробництва є підвищення продуктивності та якості роботи ливарних і металургійних цехів та їх підрозділів з урахуванням випуску максимальної кількості відливок при мінімальних витратах матеріалів і електроенергії. Важливим завданням також є використання екологічно-чистих технологій лиття. Вирішення цих проблем досягається шляхом впровадження нових технологій виробництва, використання високопродуктивного і надійного обладнання, а також шляхом реалізації оперативного контролю показників та параметрів поточного виробництва і підтримки в заданих межах параметрів технологічних процесів на всіх його етапах. Ключовою проблемою підвищення якості ливарного виробництва є організація збору, обробки і передачі даних (букво-цифрових повідомлень операторів, вимірювальних сигналів, відеоданих та зображень) в процесі ливарного виробництва, включаючи дистанційний контроль та підтримку в заданих межах характеристик і параметрів первинних матеріалів та режимів роботи обладнання відповідних дільниць ливарного цеху, контроль екологічних показників у ливарному цеху та за його межами. Ці проблеми вирішуються шляхом розгортання та експлуатації багаторівневої інтегрованої комп'ютерної мережі оперативного моніторингу станів об'єктів ливарного виробництва.

Первинною ланкою інтегрованої мережі є об'єктні системи безпроводової сенсорної мережі, які встановлюються у місцях відбору та контролю параметрів технологічних процесів на всіх дільницях ливарного виробництва. Конструктивно об'єктні системи є портативними пристроями з автономним і резервним живленням та виконують функції інтелектуальних сенсорів (відеосенсорів), забезпечуючи відбір (введення) контролюючих величин, параметрів та процесів (показників температур, тисків, загазованості і запиленості повітря та ін.), їх обробку, кодування та передачу цифрової інформації на центральну станцію (сервер) інтегрованої комп'ютерної мережі. Після стиску вимірювальних даних без втрат масиви даних підлягають захисту. Прийняті центральною станцією моніторингові дані з різних точок та об'єктів контролю дільниць ливарного виробництва накопичуються в базі даних, а також відображаються на екранах моніторів. Таким чином, оператори мають можливість спостерігати та аналізувати поточний стан об'єктів ливарного виробництва, оцінювати динаміку станів об'єктів та керувати ними. На екранах комп'ютерів відображаються графіки первинних сигналів, гістограми відповідних величин, статистичні, ентропійні, хаотичні та інші показники, обчислені та побудовані з використанням первинних вимірювальних

даних, переданих об'єктними системами з місць відбору моніторингової інформації. Для відображення контрольованих даних безпосередньо на ділянках ливарного цеху використовуються абонентські системи з інформаційним табло. Безпроводовість первинної мережі збору даних забезпечує можливість оперативного розгортання апаратно-програмних засобів моніторингу станів об'єктів, їх переміщення та розміщення на об'єктах моніторингу поблизу точок відбору інформації. Для надійної передачі даних по радіоканалу у приміщеннях із залізобетонними перегородками використовуються абоненти-ретранслятори з радіоприйомопередавачами в ISM-діапазонах радіочастот (2,4 ГГц, 433 МГц). Для підвищення завадостійкості передачі даних пакети інформації передаються шумоподібними сигналами з адаптивною базою, а інформаційні кадри даних підлягають завадостійкому кодуванню. Моніторингова інформація від об'єктних систем, як правило, передається по основному радіоканалу в діапазоні 2,4 ГГц, а при наявності потужних промислових завод – по основному і резервному (433 МГц) радіоканалам. Додатково передбачається можливість передачі моніторингових даних від об'єктних систем до центральної станції з використанням проводового зв'язку. Багаторівневість мережі пояснюється наявністю робочих місць мережі (рівень встановлення об'єктних систем), засобів контролю на рівні ділянок ливарного цеху (абонентські системи з інформаційним табло, мобільні термінали операторів та керівництва ділянок та ін.), засобів керівництва цеху та заводу (центральна станція мережі, мобільні термінали керівників). При цьому центральна станція та мобільні термінали мають вихід на інші комп'ютерні мережі, включаючи мережу Інтернет.

Тривалому моніторингу підлягають: на плавильній ділянці – температура металу в кожній печі, температура води печі, температура повітря поблизу печі, запиленість та загазованість повітря на плавильній ділянці, температура підігріву ковша; на модельній ділянці – параметри (тиск, температура, часові інтервали тривалості технологічних процесів) виготовлення пінопористиролових моделей; на формовочно-заливочній ділянці – температура піску, вологість піску, густина піску та ін.; на очисній ділянці – зображення відливок, лінійні розміри відливок, їх механічні характеристики, запиленість повітря та ін. Відповідно кожна відливка супроводжується параметрами первинних матеріалів, показниками технологічних процесів лиття та кінцевими даними, які заносяться в центральну базу даних.

Таким чином за рахунок оперативного та дистанційного контролю технологічних параметрів процесів лиття, показників функціонування обладнання, екології досягається суттєве підвищення якості виробництва.

ЛІТЕРАТУРА

1. Информационная технология оперативного дистанционного мониторинга состояний объектов литейного производства / О. И. Шинский, Б. М. Шевчук, В. П. Кравченко, И. О. Шинский // *Процессы литья*. – 2007. – № 1–2. – С. 117–125.

2. Шинский О. И. Методы и средства оперативного мониторинга и управления качеством литейного производства / О. И. Шинский, Б. М. Шевчук, В. П. Кравченко // *Металл и литье Украины*. – 2009. – № 3.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ И ЭКОНОМИЧЕСКИЕ ПРЕИМУЩЕСТВА ЛИТЬЯ ПО ГАЗИФИЦИРУЕМЫМ МОДЕЛЯМ

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

Формирующийся литейный рынок определяет появление ряда требований к производству литых заготовок и качеству отливок, в первую очередь это конкурентоспособность отливок и прибыльность производства. Особое внимание уделяется товарному виду продукции, его стоимости и оперативности поставки. Это происходит вследствие объективных процессов дезинтеграции крупных производств в малые и средние самостоятельные литейные предприятия, заинтересованных в прибыльной реализации продукции.

Восстановление устаревших технологических процессов, оборудования и коммуникаций требует значительных материальных затрат, но не позволяет обеспечить современный уровень производства. Поэтому большой интерес вызывает новый современный процесс точного литья по газифицируемым моделям (ЛГМ). В отличие от классических техпроцессов литья, а также ближайшего "конкурента" - процесса литья по выплавляемым моделям (ЛВМ), ЛГМ - процесс не требует привлечения высококвалифицированных рабочих, позволяет изготавливать отливки товарного вида при сравнительно небольших затратах на организацию и производство. Он обладает определенной универсальностью и мобильностью, что очень важно при многономенклатурности и серийности литейной продукции. Показатели таблицы 1 различных видов литья при производстве точных отливок даны в сравнении с показателями процесса литья в сухие песчаные формы (ПФ), принятыми за единицу.

Для производства наиболее привлекателен процесс литья по газифицируемым моделям - в разъемные или неразъемные формы. Применение ЛГМ позволяет получать качество поверхности отливок на уровне ЛВМ, а процесс особенности ЛГМ обеспечивают высокую и стабильную точность отливок, многономенклатурность и серийность производства. Себестоимость отливок практически сокращается в 1,5–2 раза. Одно из преимуществ этого процесса – в отсутствии связующих материалов и многократное использование формовочной смеси (песка).

Остановимся подробнее на процессе ЛГМ как на самом перспективном процессе при изготовлении точных отливок. На сегодняшний день этот процесс трансформировался с применением многих специальных подвидов литья и стал одним из наиболее привлекательных, особенно при единичном, серийном и массовом производствах.

Технологический цикл изготовления отливок по ЛГМ включает:

- изготовление пенополистироловой модели вспениванием гранул в пресс-форме или механической обработкой из блочного пенополистирола;
- изготовление литниковой системы и сборка модельного блока (кластера);
- окраску модельного блока;
- формовку блока сухим песком;
- заливку металла в форму без извлечения модели;
- выбивку отливок и другие финишные операции.

Таблица 1

Сравнение технико-экономических показателей применения различных технологий производства литой заготовки

Показатель	ПФ*	ХТС	ВПФ	ЛВМ	ЛГМ
1 Точность (max), класс, ГОСТ 26 645-85	6...7	5...6	6...7	4...5	3...4
2 Шероховатость (min, Ra), ГОСТ 26 645-85	10...16	6,3...10,0	3,2...6,3	3,2...5,0	3,2...6,3
3 Расход <u>формовочных материалов</u> / энергоносителей	<u>1</u>	<u>2...4</u>	<u>0,2...0,5</u>	<u>5...10</u>	<u>0,2...0,5</u>
4 Трудоемкость	1	0,9...1,1	1,1...1,3	1,7...3,0	0,9...1,1
5 Стоимость модельной оснастки	1			2...5	2...5**
6 Затраты на организацию производства	1	1,1...1,2	1,1...1,2	1,5...3,0	0,8...1,0
7 Себестоимость отливок	1	1,2...1,3	1,1...1,2	2,5...4,0	1,1...1,6

Примечания: ПФ – технология литья в песчано-глинистую форму;

ХТС – технология литья по холодно-твердеющим смесям;

ВПФ – вакуум-пленочный метод формовки;

ЛВМ – технология литья по выплавляемым моделям;

ЛГМ – технология литья по газифицируемым моделям

* - за относительную единицу приняты показатели технологии литья в песчано-глинистую форму;

** - при изготовлении моделей в пресс-формах.

Основные критерии технологической целесообразности применения технологии ЛГМ определяются следующими показателями. Стабильность размеров модели, отсутствие разъема формы и постоянство технологических

параметров позволяют поднять точность отливок до уровня, превышающего точность отливок по ЛВМ. В полость формы, заполненную пенополистиролом, не могут попасть инородные включения, что обеспечивает уменьшение количества засоров. По шероховатости поверхности, определяемой во многом шероховатостью поверхности формы, отливки соответствуют отливкам по ЛВМ. Объясняется это тем, что в обоих случаях огнеупорная краска или покрытие наносят на модель, а не на поверхность формы.

Высокое качество отливок по ЛГМ допускает эффективное использование процесса при изготовлении отливок, которые традиционно изготавливают ЛВМ. Несомненное преимущество ЛГМ перед ЛВМ — простота его осуществления. Практически исключены или сведены к минимуму операции нанесения покрытия, формовки, прокаливания форм, выбивки и очистки отливок. Применение ЛГМ взамен ЛВМ позволяет сократить расход дорогостоящих формовочных материалов до 10 раз, электроэнергии — в 2 - 3 раза и трудоемкость — в 3 - 4 раза.

Например, технология изготовления рабочих колес насосов из высоколегированных сплавов методом ЛГМ обеспечивает такие технологические параметры, что модель из пенополистирола состоит из двух частей основной модели и диска покрытия с последующим их склеиванием. Это позволяет выполнить колесо любой конфигурацией лопаток и избежать разностенности. Другие способы формообразования, в том числе ЛВМ и разъемные формы с использованием стержней, не позволяют получить качественных отливок.

При изготовлении выплавляемой модели необходимо применение водорастворимых стержней, так как вкладышами пресс-формы межлопаточное пространство выполнить невозможно. Сборка стержней (даже в кондукторе) не обеспечивает равенности лопаток в модели. Кроме того, качественное нанесение покрытия в межлопаточное пространство затруднено, что приводит к трудноисправимым дефектам в отливках. Следствие применения разъемных форм со стержнями — разностенность лопаток и зазоры между стержнями, удаление которых проблематично.

Таким образом, литье по газифицируемым моделям на сегодняшний день — наиболее перспективный техпроцесс изготовления отливок массой от 0,1 до 5 000 кг. взамен известных классических технологий получения точных отливок. Особенно эффективно его применение при литье сложно-конструкционных литых заготовок из различных видов сплавов.

ОСОБЕННОСТИ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ СТАЛЬНЫХ СЛИТКОВ В УСЛОВИЯХ ВИБРАЦИОННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Щеглов В. М., Примаков И. Н.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев, Украина)

Исследованы теплофизические особенности затвердевания кузнечных слитков стали 40ХН и 45 массой 7,6 и 11,5 т с различным отношением высоты к диаметру ($H/D = 2,3$ и $3,4$) Ижевского и Невского им. Ленина машиностроительных заводов в условиях вибрации. Виброобработку затвердевающего металла производили в течение 10–12 минут путем ввода в прибыли слитков вибрирующего огнеупорного нерасходуемого вибродатчика (частота – 40–55 Гц, амплитуда – 1–3 мм). Температуру поверхности опытных и контрольных слитков до их полного затвердевания измеряли на трех горизонтах по высоте с помощью блоков термопар ТВР 5/20 и ТПР 30/6, которые вмораживали в поверхность слитков на глубину 3–5 мм. Экспериментально также определяли расходные характеристики жидкого металла прибыли на компенсацию усадки внутренних объемов слитков. Сравнительный анализ температурных кривых, изохрон температур по высоте слитков и данных по макроструктуре слитков показал следующее.

После отливки слитков их тепловой центр смещен в нижнюю половину. У слитков укороченного типа ($H/D = 2,3$) перепад температур по высоте менее выражен, чем в удлиненных слитках, однако он сохраняется практически до конца затвердевания и, в конечном счете, определяет глубину залегания усадочных дефектов.

Во время виброобработки температура слитков выравнивается и к 21 минуте затвердевания температура поверхности подприбыльных объемов становится выше, чем средних и, тем более, нижних. При этом абсолютная разница температур между опытным и контрольным слитком составляет на 40 минуте + 11 °С вверху и – 58 °С внизу и до конца затвердевания эта разница изменяется незначительно. В этом случае можно утверждать о генерации кристаллов в окрестностях вибродатчика, их опускании в донную часть слитка, в том числе с помощью вибропотоков и усилении вертикальной скорости затвердевания. При этом хорошо выраженный и достаточно чистый по содержанию вредных примесей конус осаждения расширяется внизу на 20–25 % и увеличивается по высоте, уменьшается осевая ликвационная зона при полном отсутствии осевых усадочных дефектов.

В опытной слитке расход жидкого металла прибыли на компенсацию усадки заметно выше, чем в контрольном, и при затвердевании 20 % объема слитка разница достигает от 2,0 до 3,3 % (абс.). Решением обратной

задачи затвердевания получено сокращение времени полного затвердевания обработанных слитков на 17–20 %, заметное сужение двухфазной зоны и снижение депрессивных признаков в районе ликвидусных остановок.

Устойчивое повышение уровня пластических и, особенно, ударных характеристик (до 20–35 %) литой и деформированной стали (ст. 3, 20, 45ХН) после вибрационной обработки слитков массой от 7,5 до 19,3 т, снижение количества и размеров неметаллических включений, измельчение структуры и повышение плотности, особенно осевых объемов, свидетельствует о значительных возможностях улучшения качества слитков. В качестве возможного механизма рассмотрен вариант перехода жидкого расплава при виброобработке в предкавитационное и кавитационное состояние, что не противоречит известной диаграмме Дж. Кэмпбелла, с последующей гомогенизацией расплава, повышением его жидкотекучести, изменением параметров тепломассопереноса при кристаллизации и др.

Виброобработка затвердевающего расплава нерасходуемым огнеупорным элементом является малоэнергоёмким и технологичным способом и может быть с успехом применена на МНЛЗ для устранения основных видов дефектов непрерывнолитых заготовок – осевой рыхлости и ликвидационных дефектов. Проблемы стойкости вибродатчиков при обработке металла в кристаллизаторах МНЛЗ могут быть решены при использовании высокоплотных и низкоадгезионных огнеупорных материалов.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ ХРОМОАЛЮМИНИЕВЫХ СТАЛЕЙ

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

Жаростойкие сплавы, которые используют для изготовления литых деталей топливосжигающих систем тепловых электростанций, оборудования металлургических, химических и машиностроительных предприятий, имеют существенные недостатки: содержат в своем составе дорогие и дефицитные элементы (никель, кобальт, молибден и др.), малотехнологичны как литейный материал и далеко не всегда отвечают предъявляемым к ним требованиям относительно механических и эксплуатационных характеристик.

Учитывая технологические, эксплуатационные и экономические аспекты, такие сплавы, как показывает практика их использования, должны

иметь высокие температуры плавления и окалинотстойкость, удовлетворительные литейные и механические свойства и должны быть недорогими и недефицитными.

Механические и эксплуатационные свойства сплавов определяются, прежде всего, их структурой, которая зависит от многих факторов: химического состава сплава, технологических особенностей плавления, температурных режимов разлива и охлаждения металла в литейной форме.

Следовательно, все механические свойства есть структурочувствительными, т. е. в полной мере зависят от размеров зерен, межзеренных связей, неметаллических включений и др.

Наилучший комплекс механических и эксплуатационных свойств имеют стали с однородной, максимально гомогенной структурой.

Стали, содержащие значительное количество легирующих элементов (прежде всего хрома, алюминия, кремния и др.) имеют крупнозернистую ферритную структуру, которую нельзя изменить никакими режимами термической обработки. Улучшить свойства таких сталей можно только дополнительной обработкой их, например, карбидо- или нитридообразующими элементами, а также элементами, способствующими дисперсионному твердению металла.

Измельчения первичного зерна можно добиться и технологическими приемами.

С целью разработки новых высокоэффективных жаростойких сплавов для работы в агрессивных средах до 1250 °С с учетом их структуры и свойств в работе поставлены такие задачи:

- исследовать влияние структуры металла на механические свойства жаростойких сталей в широком диапазоне концентраций хрома и алюминия;
- оптимизировать концентрации этих элементов, которые обеспечили бы наилучший комплекс технологических и механических характеристик;
- изучить влияние редкоземельных металлов (РЗМ) на структуру хромоалюминиевых сталей и установить целесообразность дополнительной обработки ими жаростойких сплавов.

Исследовано влияние основных легирующих элементов на структуру и свойства жаростойких сталей в таких диапазонах концентраций: хром – 13...37 %; алюминий – до 7 %.

Установлено, что повышение содержания хрома и алюминия в исследованных сталях сопровождается снижением их плотности, поскольку хром и алюминий имеют меньшую в сравнении с железом плотность. Так, плотность сталей с 13% хрома составляет 7,72 г/см³, а с 7,1 % алюминия – 6,72 г/см³.

Плотность металла существенно влияет на прочностные характеристики изделий в условиях высоких температур, особенно, когда литые детали работают в консольном режиме. Поэтому уменьшение плотности способствует снижению степени деформационных процессов в таких изделиях во время их эксплуатации.

Увеличение концентрации хрома в жаростойких сталях изменяет их структуру от мартенситно-ферритной до ферритной с небольшим количеством мелких карбидов.

Структура стали с 13 % хрома состоит из легированного хромом феррита, продуктов распада аустенита и специальных карбидов. Такая сталь имеет временное сопротивление разрыву до 485 МПа.

Увеличение концентрации хрома свыше 13 % изменяет структуру стали от полуферритной до ферритной, при этом наблюдается некоторый рост размеров зерна – с 87 до 120 мкм вследствие уменьшения теплопроводности металла во время кристаллизации и снижение временного сопротивления разрыву до 324 МПа.

Повышение содержания хрома в стали до 37 % увеличивает количество крупных карбидов остроугольной формы, которые являются концентраторами напряжений и вероятность их коагуляции, а также количество вредных примесей, которые располагаются преимущественно по границам зерен и ослабляют межзеренные связи. При этом создается условие образования σ -фазы, которая представляет собой хрупкое интерметаллидное соединение FeCr. Это приводит к снижению прочности до 262 МПа и ударной вязкости до 0,067 МДж/м².

Изменение содержания в жаростойких сталях хрома и алюминия существенно влияет на их твердость.

Стали с 17...18 % хрома относят к полуферритному классу. При содержании в них 0,3...0,4 % углерода они склонны к коагуляции карбидов и имеют высокую твердость.

С повышением в стали содержания хрома, повышается количество ферритной составляющей структуры, что приводит к снижению твердости металла.

Подобно хромом изменяет структуру и свойства алюминий.

Следовательно, лучший комплекс механических свойств имеет среднеуглеродистая жаростойкая хромистая сталь с содержанием 28...32 % Cr и 1,2...2,2 % Al.

Одним из перспективных технологических приемов для улучшения механических свойств является дополнительная обработка расплава РЗМ.

Установлено, что присадка до 0,3 % РЗМ в хромоалюминиевую сталь улучшает на 15...25 % механические свойства, поскольку РЗМ являются хорошими дегазаторами и десульфураторами, они изменяют минералогический состав, размеры и плотность неметаллических включений, при этом переводят их из остроугольной формы в глобулярную.

РЗМ образуют с вредными примесями несмачиваемые сталью соединения, которые быстро всплывают в шлак и снижают температуру пленообразования жидкого металла. Это значит, что пленообразование перестает

отрицательно влиять как на технологические свойства стали, так и на прочностные характеристики отливок.

Несмотря на дороговизну этих элементов, их использование целесообразно и с экономической стороны, поскольку они существенно улучшают как литейные, так и механические свойства жаростойких сталей, и, не ухудшая их окислительной устойчивости, продлевая на 20...25 % срок эксплуатации литых деталей.

КРЕМНИЙОРГАНИЧЕСКОЕ ГОТОВОЕ СВЯЗУЮЩЕЕ КДУ ДЛЯ ЛВМ

Ясинский В. В.

(CURTIS DYNA-Fog Ltd, Indianapolis, Indiana, USA)

Литье по выплавляемым моделям (ЛВМ) широко применяется во всех областях машиностроения. В настоящее время особую актуальность в развитии данного метода литья является разработка ресурсосберегающих технологических процессов. Одним из таких направлений является применение готовых связующих, позволяющих приготавливать огнеупорные суспензии при простом перемешивании в низкооборотной (400–600 об/мин) мешалке.

Проведенные исследования показали, что ряд кремнийорганических олигомеров, синтезированных из высококипящих фракций прямого синтеза метилхлорсиланов, являющихся до настоящего времени вторичными продуктами кремнийорганического производства, удовлетворяют требованиям ЛВМ и позволяют их использовать в качестве основы для разработки готовых связующих.

Было исследовано влияние эффективности состава полимерной матрицы на основе олигомеров, синтезированных из 12 фракций прямого синтеза метилхлорсиланов, расфракционированных в интервале 70–190 °С и отличающихся по температуре кипения на 10 °С, на термическую прочность кварцсодержащих керамопластов при 20–1400 °С. Было показано, что максимальную термическую прочность имеют керамопласты на основе олигомеров, синтезированных из фракций с температурой кипения 170–180 °С. Наибольший интерес, как наиболее термостойкие, представляют керамопласты на основе карбоксилсодержащих олигомеров. В связи с этим в качестве связующего для ЛВМ был использован продукт гидролитической поликонденсации высококипящей фракции прямого синтеза органосилоксанов марки «Смола 131-283» (КДУ-40) и «Продукт 119-204» (ТС). На основе этих связующих были изготовлены кварцевые керамические образцы

с целью определения перспективности использования их для получения керамических форм для ЛВМ.

С целью увеличения физико-механических свойств керамики в широком температурном интервале было предложено совместить эти два олигомера (КДУ и ТС) при приготовлении огнеупорной суспензии. Опытным путём было установлено, что оптимальное соотношение КДУ:ТС в связующем в общем случае следует считать соотношением 3:2 соответственно. Причем это соотношение сохраняется неизменным для всех наполнителей.

Изучение оптимального соотношения «связующее-наполнитель» с целью определения наиболее оптимального количества связующего в суспензии показало, что оптимальный состав суспензии для изготовления прочной оболочковой формы в общем случае должен включать 20 % масс. связующего, а остальное – наполнитель.

Проведенные испытания позволили сократить количество наносимых слоев в 2 раза, сократить брак по растрескиванию форм на 16–20 %.

Наукове видання

ПЕРСПЕКТИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ, МАТЕРІАЛИ ТА ОБЛАДНАННЯ У ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

МАТЕРІАЛИ

**ІІ МІЖНАРОДНОЇ
НАУКОВО-ТЕХНІЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ**

Редактори, комп'ютерна верстка: М. А. Фесенко,
О. М. Болкова,
О. Л. Катюха

Підп. до друку 25.08.09. Формат 60 x 84/16.
Папір офсетний. Ум. друк. арк. 13,72. Обл.-вид. арк. 15,04.
Тираж 150 прим. Зам. № 94.

Донбаська державна машинобудівна академія
84313, м. Краматорськ, вул. Шкадінова, 72.
Свідоцтво про внесення суб'єкта видавничої справи
до Державного реєстру
серія ДК №1633 від 24.12.03.