

Министерство образования
и науки Украины



Ассоциация литейщиков
Украины

Донбасская государственная
машиностроительная академия



Физико-технологический
институт металлов и сплавов
НАН Украины

ПАО «Новокраматорский
машиностроительный завод»



ПАО «Энергомашспецсталь»

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ, МАТЕРИАЛЫ И ОБОРУДОВАНИЕ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

МАТЕРИАЛЫ
IV Международной
научно-технической конференции

30 сентября – 4 октября 2013 года

Посвящается 60-летию ДГМА



Краматорск
ДГМА
2013

УДК 621.74(06)
ББК 34.61
П 27

Рекомендовано к печати ученым советом
Донбасской государственной машиностроительной академии
(протокол № 11 от 27.06.2013)

Рецензенты:

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

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

*Ответственность за достоверность информации,
предоставленной в сборнике, несут авторы.
Материалы публикуются в авторской редакции.*

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

П 27 Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве : материалы IV Международной научно-технической конференции, 30 сентября – 4 октября 2013 г. / под общ. ред. А. Н. Фесенко. – Краматорск : ДГМА, 2013. – 264 с.
ISBN 978-966-379-647-5.

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

ISBN 978-966-379-647-5

УДК 621.74(06)
ББК 34.61
© ДГМА, 2013

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.
- Бубликов В. Б. зав. отделом высокопрочных специальных чугунов ФТИМС НАНУ, д-р техн. наук
- Бурбелко А. проф. AGH University of Science and Technology (г. Краков, Польша)
- Быстров Ю. А. исполнительный директор АЛУ
- Верховлюк А. М. зам. директора ФТИМС НАНУ, зав. отделом физико-химии сплавов, д-р техн. наук, ст. науч. сотр.
- Гринь А. Г. декан факультета интегрированных технологий и оборудования ДГМА, канд. техн. наук, доц.
- Гутько Ю. И. зав. кафедрой промышленного и художественного литья ВНУ им. В. Даля, д-р техн. наук, проф.
- Дашич Предраг проф. Высшей технической школы (г. Трстенец, Сербия)
- Дибров И. А. Президент Российской ассоциации литейщиков (г. Москва, Российская Федерация), д-р техн. наук, проф.
- Заблоцкий В. К. проф. кафедры ТОЛП ДГМА, д-р техн. наук, проф.
- Каргинов В. П. вице-президент АЛУ
- Ковалевский С. В. проректор по учебной работе, д-р техн. наук, проф.
- Клименко С. И. директор Департамента литейного производства
- Кукуй Д. М. председатель Белорусской ассоциации литейщиков и металлургов (г. Минск, Республика Беларусь), д-р техн. наук, проф.
- Лаптев А. М. зав. кафедрой МТО ДГМА, д-р техн. наук, проф.
- Лунев В. В. зав. кафедрой МТЛП ЗНТУ, д-р техн. наук, проф.
- Могилатенко В. Г. зав. кафедрой ЛП НТУУ «КПИ», д-р техн. наук, проф.
- Найдек В. Л. директор ФТИМС НАНУ, академик НАНУ, д-р техн. наук, проф.
- Онипко Г. В. начальник технического отдела литейного производства ПАО «ЭМСС»
- Пономаренко О. И. вице-президент АЛУ, проф. кафедры ЛП НТУ «ХПИ», д-р техн. наук, проф.

- Роганов Л. Л. проф. кафедры МТО ДГМА, д-р техн. наук, проф.
Рюдигер Бер зав. кафедрой ЛП и ОМД Университета им. Отто фон Герике (г. Магдебург, Германия), д-р техн. наук, проф.
- Селютин А. А. технический директор ПАО «ЭМСС»
- Скударь Г. М. Герой Украины, президент ПАО «НКМЗ», д-р экон. наук, проф.
- Смагулов Д. У. зав. кафедрой МиТОМ Казахского национального технического университета (г. Алматы, Республика Казахстан), д-р техн. наук, проф.
- Суков Г. С. председатель правления, генеральный директор ПАО «НКМЗ», канд. экон. наук
- Турчанин М. А. зав. кафедрой ТОЛП ДГМА, д-р хим. 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 НАНУ, президент АЛУ, д-р техн. наук, проф.
- Шумаков В. Ф. главный металлург ПАО «НКМЗ»
- Эффенберг Гюнтер директор Materials Science International (г. Штутгарт, Германия)

СОДЕРЖАНИЕ

<i>Агравал П. Г., Абдулов А. Р., Турчанин М. А.</i> Экспериментальное изучение термодинамических свойств жидких сплавов системы «железо–гафний»	13
<i>Агравал П. Г., Древалъ Л. А., Турчанин М. А.</i> Термодинамическое описание системы Ni–Zr	15
<i>Алиев И. С., Пыц Е. Я., Корсун В. А., Пыц Я. Е.</i> Влияние технологии нагрева деформируемых заготовок на микроструктуру получаемых деталей при ротационной обкатке	17
<i>Андрощук Р. С., Епишев М. В.</i> Востребованные решения аналитических задач в литейном производстве	19
<i>Бартель Г. П.</i> Влияние микронеоднородности расплава на процессы кристаллизации легированной стали	20
<i>Бекленищев О. П.</i> Проведение прочностных расчетов модельной оснастки с целью оптимизации затрат и анализа долговечности конструкции	22
<i>Белобров Е. А., Карпенкова О. Л., Волокита В. Я., Восковец В. Г.</i> О проблемных вопросах применения фурановых технологий при производстве стального литья в формах из ХТС	23
<i>Белов Б. Ф., Троцан А. И., Крейденко Ф. С., Бродецкий И. Л.</i> <i>Паренчук И. В.</i> Структурно-химические состояния оксидных и металлических фаз при раскислении кремнием железоуглеродистых расплавов	29
<i>Бережная Е. В.</i> К расчету температурного поля при электроконтактной наплавке многослойных покрытий	31
<i>Бережная Е. В.</i> Методика расчета теплового состояния порошкового слоя при экн деталей литейного оборудования	32
<i>Бережная Е. В., Чепель Ю. А.</i> Использование линейных двигателей в устройствах для испытания на износостойкость металла наплавки	34
<i>Бибик И. В.</i> Инновационная технология изготовления цельнолитой крупногабаритной ступицы для Днестровской ГАЭС	36
<i>Бойко И. А.</i> Разработка режимов термообработки стали 40X12B4K2Ф после наплавки порошковой проволокой	38
<i>Бойко И. А., Гринь А. Г., Борисенко А. Ю.</i> Шлаковая система самозащитной порошковой проволоки для наплавки стали 40X12B4K2Ф	39
<i>Бочвар Н. Р., Рохлин Л. Л., Леонова Н. П., Суханов А. В.</i> Физико-химические исследования сплавов Al-Mg-Si, легированных скандием	41
<i>Бубликов В. Б.</i> Получение стали с шаровидным графитом	43
<i>Бубликов В. Б., Бачинский Ю. Д., Хоружий В. Я., Талько В. Н.</i> Исследование структуры в зоне контакта ферросилиций-магниево-й лигатуры ФСМг7 с жидким чугуном	44
<i>Бубликов В. Б., Берчук Д. Н., Зеленая Л. А., Овсянников В. А.</i> Повышение эффективности графитизирующего модифицирования высокопрочного чугуна	46

Бубликов В. Б., Нестерук Е. П., Болдырева Е. С. К вопросу о модифицировании в прямоточном и центробежном реакторах	47
Бубликов В. Б., Ясинский А. А., Медведь С. Н., Мусеева Н. П., Зеленская Т. В. Влияние метода модифицирования и содержания кремния на структуру и механические свойства высокопрочного чугуна	49
Буланова М. В. Теденак Ж.-К. Фартушна Ю. В., Мелешевич К. А., Самелюк А. В. Изотермическое сечение системы Ti–Ga–Sn при 1300 °С	50
Буланова М. В. Теденак Ж.-К. Фартушна Ю. В., Мелешевич К. А., Самелюк А. В. Изотермическое сечение системы Ti–Ni–Sn при 1050 °С	52
Буртасенков В. С., Дардесов А. А., Плугатарь С. И. Интенсивность режимов охлаждения крупных прокатных валков в процессе спрейерной закалки.....	54
Великанова Т. Я. Диаграммы состояния металлических систем – тенденции в развитии исследований и использовании при разработке новых материалов и технологий	58
Великанова Т. А., Карпець М. В., Баланецький С. О. Гайворонський М. О., Заславський О. М., Цебрій Р. І. Особливості ПЕМ-ідентифікації метастабільних Mn-подібних фаз в сплавах на основі феруму	59
Великанова Т. А., Карпець М. В. Турчанін М. А., Агравал П. Г. Заславський О. М. Стабілізація Mn-подібних фаз на основі феруму хромом та карбоном	61
Власов А. Ф., Виценко Д. М. Исследование влияния термической обработки на физико-механические свойства электрошлаковой стали 34ХН1М.....	63
Волков Д. А. Исследование влияния параметров режима электроконтактного припекания порошковых материалов на прочность сцепления покрытия с основой	65
Глотка О. А. Аналіз структурно-фазового стану експериментальних Fe-W сплавів та феровольфраму ФВ70	67
Голуб Д. М. Совершенствование наплавочных материалов для наплавки штампов.....	69
Городчиков В. Н., Плотниченко А. В. Изготовление отливок «Лопасть винта» для судостроения с повышенными требованиями к внутреннему качеству.....	71
Гресс О. В., Кобзева А. І. Моделювання дії електричного струму на процес кристалізації зливка	72
Гресс А. В., Стороженко С. А. Комплексное решение задачи повышения эффективности внепечной обработки литейных сплавов	74
Громенко Э. А. Современное оборудование от компании «Мелитэк-Украина» для исследования структуры, физико-механических свойств и химического состава металлов и сплавов в литейном производстве	76

Гулько И. И., Порохня С. В., Подлесный К. К. Дробестрельный пистолет – аппарат нового типа для очистки труднодоступных мест в отливках	78
Гулько И. И., Порохня С. В., Шаломов Е. С. Инерционная двухъярусная выбивная решетка	80
Гутько Ю. И., Калюжный П. Б., Голофаев А. Н. Методы изготовления неразъемных форм по вакуумно-пленочным моделям.....	82
Давиденко А. О., Сокольский В. Э., Роик А. С., Казимиров В. П. Гончаров И. А., Галинич В. И. Определение массовой доли шпинели, образующейся при нагревании и плавлении керамических сварочных флюсов	83
Давиденко А. О., Сокольский В. Э. Токарев В. С., Рябцев И. И., Рябцев И. А., Гончаров И. А. Влияние диоксида циркония на отделимость шлаковой корки при дуговой наплавке и других сварочных процессах.....	85
Данилюк В. А. Экспериментальные исследования основных технологических параметров процесса прокатки порошковых электродных лент для восстановительной наплавки литых изделий	87
Дорошенко В. С. Капиллярный транспорт на службе фильтрационной формовки по ледяным моделям	88
Дорошенко В. С., Кравченко Е. В. Интервальный метод контроля достоверности телеметрической информации при мониторинге процесса охлаждения отливки в песчаной форме	90
Доценко Ю. В., Селиверстов В. Ю. Исследования влияния переменного газового давления на формирование структуры литых изделий системы Al-Si	92
Древаль Л. А., Агравал П. Г., Турчанин М. А. Использование термодинамических баз данных для разработки сталей с низкой склонностью к образованию трещин при горячей обработке.....	94
Древаль Л. А., Агравал П. Г., Турчанин М. А. Высокоэнтропийные сплавы как материалы, имеющие в основе множество базовых элементов.....	96
Дудченко А. В. Эволюционное развитие систем компьютерного моделирования литейных процессов на ПАО «НКМЗ» – соответствие требованиям времени	97
Дудченко А. В., Тарасевич Н. И., Примак И. Н. Определение технологических пределов применимости литниковых систем различных конструкций для условий скоростной заливки	97
Дьяченко Ю. Г. Исследование износостойкого поверхностного слоя углеродистой стали У7, полученного при химико-термической обработке	98
Ефимов М. В., Селютин А. А., Оникко Г. В. Новые возможности ПАО «ЭМСС» в изготовлении уникальных отливок для энергетики и судостроения	101
Жариков С. В., Гринь А. Г., Недодай Р. С. Исследование структуры шлаков при наплавке штамповых сталей.....	103

Жбанков Я. Г., Шимко В. И., Амелин С. А. Влияние горячей деформации и термической обработки на структуру стали 40Х.....	104
Жеманюк П. Д., Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Наумик В. В. Получение шихтовых заготовок жаропрочных никелевых сплавов из 100 % литейного возврата	106
Жижеклина Н. А., Гутько Ю. И. Особенности кристаллизации валковых расплавов в поле действия центробежных сил.....	108
Заблоцкий В. К., Корсун В. А. Безокислительный нагрев изделий из стали Р6М5 с износостойкими диффузионными слоями	110
Заблоцкий В. К., Шимко В. И., Цупка О. Ю. Особенности перлитного и бейнитного превращения в стали 40ХЗНМФ	111
Затуловский А. С., Щерецкий В. А., Лакеев В. А., Каранда Е. А. Рациональные литейные технологии получения композиционных материалов с матрицей из алюминиевых сплавов	113
Зеленый Б. Г. Эффективность сфероидизирующего влияния модификаторов в жидком чугуне.....	115
Иванык А. В., Литвиненко С. Н. Выбор конструкции и количества мундштуков для ЭШС литых заготовок.....	116
Иванык А. В., Семенов В. М., Кассов В. Д. Целесообразность использования электрошлакового процесса в тяжелом машиностроении	118
Каргинов В. П., Малый А. В., Иванов В. Г., Кузовов А. Ф. Повышение качества поверхности чугунных отливок с помощью добавки «Контрасанд».....	120
Козаревская Т. В., Ефременко В. Г., Чейлях А. П., Шимидзу К., Чернявская Е. И. Износостойкость ванадийсодержащих чугунов при изнашивании абразивом различной твердости	121
Косинская А. В., Богатырева Ж. Д. Технологическая оценка пригодности петруггического сырья Волынской области для камнелитейного производства.....	123
Косорукова Т. А., Фирстов Г. С. Ноэль А. Иванченко В. Г. Фазовые превращения в сплавах $Nb_xNi_{75}Ta_{25-x}$ ($0 \leq x \leq 25$).....	124
Кошечкина А. А., Волков Д. А., Кошевой А. Д. Влияние состава наплавленного металла на напряженно-деформированное состояние инструмента для горячего прессования трубных заготовок	125
Кошевой А. Д., Волков Д. А., Кошечкина А. А. Разработка оптимальных режимов термической обработки наплавленного инструмента для горячего прессования трубных заготовок	127
Кублій В. З., Уткін С. В., Слепцов С. В., Бондар А. А., Великанова Т. Я. Проекція поверхні ліквідуса системи Мо–Ni–В в області до 50 % (ат.) бору.....	130
Кусков Ю. М., Биктагиров Ф. К. Получение износостойких биметаллических изделий методом электрошлаковой наплавки	131
Куций А. М., Гридин С. В. Усовершенствование связующего на основе алюмината натрия для электродов с экзотермической смесью	132

<i>Ламуева М. В. Луцык В. И. Зеленая А. Э.</i> Модели тройных систем с расслоением расплава для синтеза интерметаллидов по новой технологии ..	133
<i>Луцык В. И. Луцык В. И. Сидоренко В. А.</i> Сплавы в списке материалов двойного назначения	134
<i>Лысенко Т. В., Бабилунга А. В., Рафаловский А. П.</i> Оптимизация процесса изготовления шликерных керамических форм на основе плавленного кварца по постоянным моделям.....	136
<i>Лысенко Т. В., Крейцер К. А.</i> Влияние технологического процесса плавки магниевых сплавов на коррозионную стойкость отливок.....	137
<i>Лютый Р. В.</i> Исторические тенденции развития науки о литейном производстве.....	139
<i>Лютый Р. В., Гурія І. М., Кеуш Д. В.</i> Вогнетривкі суміші для ливарних форм і стрижнів на основі ортофосфорної кислоти і неорганічних сполук алюмінію	144
<i>Лютый Р. В., Корсун М. А., Анисимова Е. А., Смольская В. С.</i> Наноструктуризация воды для повышения прочности песчано-глинистых формовочных смесей.....	146
<i>Макаренко Н. А., Дьяченко И. О.</i> Исследование возможностей плазменной сварки и наплавки.....	149
<i>Максюта І. І., Квасницька Ю. Г., Михнян О. В.</i> Вогнетривка маса для виготовлення плавильних тиглів	150
<i>Максюта І. І., Нейма О. В.</i> Застосування методу розчинення моделі в оболонковій формі при кристалізації жароміцних сплавів	152
<i>Малый А. В., Каргинов В. П., Иванов В. Г., Кузовов А. Ф.</i> Экзотермические вставки и ригели для улучшения технико-экономических показателей литья	153
<i>Мамишев В. А.</i> Структурно-армирующее упрочнение наружных слоев литых заготовок разного назначения	154
<i>Маркова М. А., Таган Л. В., Ячмень Ю. О.</i> Качество укороченных слитков с направленной кристаллизацией	156
<i>Меняйло Е. В.</i> Влияние времени выдержки чугуна после модифицирования на образование шаровидного графита	157
<i>Минков А. Н.</i> Упрочняющая термическая обработка литых бандажей размольных устройств	159
<i>Минков К. А.</i> Прогнозирование уровня механических свойств поковок на основании данных по химическому составу и твердости стали.....	161
<i>Миронова М. В.</i> Особенности процесса дуговой наплавки с использованием управляющих магнитных полей.....	163
<i>Наумик В. В., Клочихин В. В., Бялик Г. А., Дубров Г. Л., Шрамко Д. М.</i> Исследование ультрадисперсных порошков, применяемых в литейных технологических процессах, на просвечивающем электронном микроскопе	164
<i>Несчетный В. М.</i> Направления развития литейного производства ПАО «НКМЗ» в повышении внутреннего качества и выхода годного стальных отливок.....	166

Новокрещенов С. А., Швыдкий В. С., Жуков В. П., Черемисин Д. Д., Овчинников Ю. Н., Панов А. В. Математическое моделирование гидродинамики пузырькового режима при донной продувке печи-ковша	169
Нурадинов А. С. Саипова Л. Х-А. Изучение влияния внешних воздействий на формирование блюмовой непрерывнолитой заготовки	176
Панков Р. В. Влияние вакуумно-дугового осаждения на механические свойства подложки.....	178
Парфенова М. Д. Луцык В. И. Сумкина О. Г. Т-х-у диаграммы с промежуточными фазами и атипичной топологией.....	179
Петрик І. Я., Цідило І. В. Вплив твердофазних перетворень на пластичність сталей	181
Постникова Н. В., Тархова О. Л. Изготовление отливок методом каменно-шлакового литья	183
Потажевська О. А., Бондар А. А., Дума Л. А., Довбенко О. І., Соболев В. Б. Фазові рівноваги в системі Nb-Mo-W в області плавлення сплавів із вмістом бору до 50 ат. %	184
Пресняков В. А., Кожокаръ А. А. Технологические особенности изготовления порошковых лент для электроконтактной наплавки	187
Приходько О. В., Лапченко А. В., Абдулов А. Р. Применение САД-систем в литейном производстве	188
Радченко К. С., Платонов Е. А., Ямишинский М. М., Федоров Г. Е. Структура и свойства износостойкого высокохромистого чугуна, обработанного титаном и редкоземельными металлами.....	189
Рохлин Л. Л., Лукьянова Е. А., Добаткина Т. В., Тарытина И. Е. Механические свойства сплавов Mg-Y-Gd-Zr и Mg-Sm-Tb-Zr в литом состоянии, полученных методом направленной кристаллизации.....	191
Самарай В.П., Мирза А.И., Добыш Н.А., Штефан А.В. Роль литья в осложнениях при зубопротезировании	193
Свиноров Ю. А., Гутько Ю. И., Марченко Д. Н. Особенности применения экологически чистых лигносульфонатных связующих материалов в технологических процессах литья.....	194
Семёнова Т. В. Оценка определения экономической эффективности инвестиций в литейном производстве	196
Селиверстов В. Ю., Селиверстова Т. В., Доценко Ю. В. Особенности расчета размеров прибылей крупных отливок, затвердевающих при газодинамическом воздействии	198
Слепцов С. В., Бондар А. А. Витусевич В. Т., Хехт У., Халлстедт Б., Петюх В. М., Вобликов В. М., Цыганенко Н. И., Великанова Т. Я. Фазовые равновесия в системе Ti-Al-C в области до 50 % (ат.) углерода при субсолидусных температурах.....	201
Смирнов А. Н., Головатый В. А., Шутков И. В. Исследование разрушения рабочей поверхности разливочного колеса для разливки непрерывнолитых медных заготовок.....	202

Спиридонов Д. В., Смирнов А. Н. Моделирование гидродинамики в кристаллизаторе и оптимизация системы подачи жидкой меди при полунепрерывном литье	204
Сторчак-Федюк А. Н. Артюх Л. В. Соболев В. Б. Петюх В. М. Агравал П. Г. Великанова Т. Я. Изотермическое сечение системы Ni-Ti-Zr в области содержания никеля 50-100 ат. % при температуре 750°C.....	206
Суменкова В. В. Разработка оптимального состава рафинирующей смеси и способа внепечного обессеривания чугуна ваграночной плавки.....	208
Тархова О. Л., Постникова Н. В. Изготовление модельной оснастки с использованием технологии быстрого прототипирования	210
Терентьева А. В., Горбачева В. И., Древаль Л. А., Турчанин М. А. Исследование условий формирования железосодержащих фаз в литейных алюминиевых сплавах	211
Тринева Т. Л. Изготовление габаритных отливок методом ЛГМ	212
Троцан А. И., Каверинский В. В., Бродецкий И. Л. Разработка оптимальных параметров модифицирования среднеуглеродистых сталей с применением компьютерного моделирования	214
Тур М. П., Доценко В. П. Исследование сурьмянистого чугуна как антифрикционного и износостойкого материала	216
Турчанин М., Агравал П., Древаль Л. Эффенберг Г., Ильенко С., Довбенко А. CALPHAD-метод расчета фазовых равновесий для современных материаловедения, металлургии и литейного производства.....	217
Федоров Н. Н. Современные высокоэффективные технологии приготовления песчано-бентонитовых формовочных смесей	219
Фесенко Е. В., Косячков В. А., Фесенко М. А. Развитие способов получения чугунных отливок с дифференцированной структурой и свойствами.....	220
Фесенко М. А., Фесенко А. Н., Могилащенко В. Г. Технологии внутриформенного модифицирования чугуна	223
Фесенко А. Н., Фесенко М. А., Скок Р. И. Компьютерное моделирование процессов получения двухслойных отливок	226
Фиксен В. Н. Пульсирующее магнитное поле как эффективное средство физического модифицирования алюминиевых сплавов	228
Фирстов Г. С., Коваль Ю. Н., Верховлюк П. А. Получение высокотемпературных сплавов с эффектом памяти формы на основе Zr через аморфное состояние	230
Хорошилов О. Н. Пономаренко О. И. Усовершенствование процесса непрерывного литья заготовок из медных сплавов.....	231
Хрычиков В. Е., Меняйло Е. В., Щеглова И. С., Колодяжная Л. Ю. Особенности изменения изотерм и изохрон при выливании высокопрочного чугуна из кокиля	233

Цынгеев Б. В., Луцык В. И., Воробьева В. П. Преобразование координат при разработке сплавов в системах Al–Ti–Si–O–N, Ni–Mo–B–Co–Cr, Al–Ba–Sr–Mg–Si–R	234
Чабак Ю. Г., Кравцов А. С., Ефременко Б. В. Кинетика превращения аустенита в дестабилизированных Cr–Mn чугунах	237
Чейлях Я. А., Чигарев В. В., Шейченко Г. В. Новая технология легирования при наплавке из флюсующе-легирующей смеси	238
Червякова Т. Г., Луцык В. И., Зырянов А. М. Математические модели границ фазовых областей для сборки T–x–y диаграмм состояния	241
Чигарев В. В., Белик А. Г. Сплав сормайт – проверенный временем!	243
Чигарев В. В., Белик А. Г., Воленко И. В., Дьяченко Т. Н. Исследование устойчивости дугового процесса при широкослойной наплавке износостойкого слоя	244
Чигарев В. В., Цыс Е. А. Особенности электроконтактной приварки порошковых материалов	245
Швачунов А. С. Повышение эксплуатационной надежности полиспастной системы при подъеме груза во время работы и обрыва каната	246
Швачунов А. С. Способы определения нагрузок в звеньях механизма литейного крана	248
Шевченко М. А., Иванов М. И., Березуцкий В. В., Кудин В. Г., Судацова В. С. Термодинамические свойства расплавов двойных систем Gd–Sn, Sm–Sn	250
Шевченко М. А., Иванов М. И., Березуцкий В. В., Кудин В. Г., Судацова В. С. Термохимические свойства расплавов тройных систем Al–Sm–Sn, Al–Eu–Sn, Al–Gd–Sn	253
Шевченко М. А., Матейко И. В., Судацова В. С. Термодинамические свойства расплавов четверной системы Al–Ce–Ni–Si	255
Шодорова С. Я., Луцык В. И., Воробьева В. П. Реконструкция фазовых диаграмм атласа бессвинцовых припоев	257
Щерецкий В. А., Затуловский А. С. Влияние комплексного упрочнения на механические свойства алюмоматричных композиционных материалов	259
Шпарева И. А., Жижченко С. С., Агравал П. Г., Турчанин М. А. Исследование взаимодействия жидкого алюминия со стальным и чугуном литейным инструментом	260
Шпарева И. А., Жижченко С. С., Агравал П. Г., Турчанин М. А. Термодинамическое исследование движущей силы взаимодействия железа, стали и чугуна с жидким алюминием	262
Шумаков В. Ф. Современное литейное производство: союз инноваций и опыта для достижения конкурентных преимуществ на мировом рынке ЛИТЬЯ	263

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИЗУЧЕНИЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЖИДКИХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ «ЖЕЛЕЗО – ГАФНИЙ»

Практический интерес к сплавам железа с гафнием связан с применением в металлургии и в литейном производстве лигатур для выплавки жаростойких сталей и сплавов. На базе сплавов данной системы были получены материалы с низкими значениями магнитострикции, “инвар” эффектом. Сплавы системы склонны к аморфизации закалкой из жидкого состояния.

Экспериментально термодинамические свойства жидких сплавов системы изучены не были. Поэтому целью настоящей работы стало изучение энтальпии смешения расплавов системы Fe–Hf. Исследования проводились с использованием высокотемпературного изопериболического калориметра [1]. Парциальная энтальпия смешения гафния в расплавах системы была изучена в ходе двух экспериментов в интервале составов $x_{\text{Hf}} = 0-0,13$ при температуре $T = 1873$ К. Эксперименты проводились в защитной среде спектрально-чистого аргона (99,997 об.%). В качестве контейнеров для расплавов использовались тигли из диоксида циркония. В работе были использованы карбонильное железо класса А-2 (99,95 масс. %) и иодидный гафний (99,98 вес. %). На рис. 1 и в табл. 1 представлены полученные в настоящей работе данные о парциальной энтальпии смешения гафния в расплавах системы Fe–Hf.

Концентрационная зависимость парциальной энтальпии смешения гафния при 1873 К была описана следующим выражением:

$$\Delta \bar{H}_{\text{Hf}} = (1 - x_{\text{Hf}})^2(-124,96 + 75,90 \cdot x_{\text{Hf}}) \text{ кДж/моль.}$$

Первая энтальпия смешения гафния при этой температуре составила $\Delta \bar{H}_{\text{Hf}}^{\infty} = -125 \pm 5$ кДж/моль. Концентрационная зависимость интегральной энтальпии смешения была описана следующим выражением

$$\Delta H = x_{\text{Hf}}(1 - x_{\text{Hf}})(-124,96 + 37,95 \cdot x_{\text{Hf}}) \text{ кДж/моль.}$$

В исследованном интервале составов функция ΔH демонстрирует отрицательные значения (рис. 1, табл. 1) и при ее экстраполяции на весь интервал составов, ее минимум составляет -27 ± 4 кДж/моль при $x_{\text{Hf}} = 0,46$.

Отрицательные значения функция ΔH расплавов системы Fe–Hf, образование в системе трех интерметаллических соединений – все это указывает на сильное межчастичное взаимодействие разноразных атомов, что может приводить к образованию ближнего химического порядка в расплавах системы. Как было показано ранее [2], для моделирования термодинамических свойств расплавов с подобным типом взаимодействия можно с успехом применять модель ассоциированного раствора (МАР). Для описания термодинамических свойств расплавов системы Fe–Hf была использована модель с двумя ассоциатами (FeHf, Fe₃Hf) и со следующими параметрами: $\Delta H_{\text{Fe}_3\text{Hf}} = -159,2$ кДж/моль, $\Delta S_{\text{Fe}_3\text{Hf}} = -62$ Дж/(моль·К), $\Delta H_{\text{FeHf}} = -69$ кДж/моль, $\Delta S_{\text{FeHf}} = -16,4$ Дж/(моль·К). Результаты расчетов функций смешения расплавов Fe–Hf согласно МАР представлены на рис. 1 и в табл. 1.

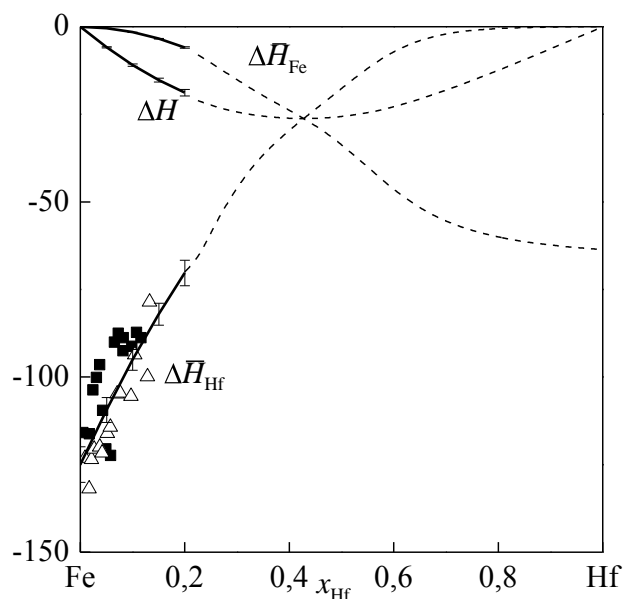


Рисунок 1 – Энтальпии смешения (кДж/моль) в расплавах системы Fe–Hf при 1873 К: точки – экспериментальные данные; сплошные линии – сглаживающие кривые, описывающие экспериментальные данные; штриховые линии – результат расчета в рамках МАР

Таблица 1 – Термодинамические функции смешения гафния и железа в жидких сплавах системы Fe–Hf при 1873 К

x_{Hf}	ΔH , кДж/моль	$\Delta \bar{H}_{\text{Hf}}$ $\pm 2\sigma$	$\Delta \bar{H}_{\text{Fe}} \pm 2\sigma$	$\Delta G^{\text{изб}}$, кДж/моль	$\Delta S^{\text{изб}}$, кДж/моль	$\Delta C_{\text{P}}^{\text{изб}}$, Дж/(моль·К)	a_{Fe}	a_{Hf}
0	0	$-125 \pm 5,1$	0	0	0	0	1	0
0,1	$-10,9 \pm 0,3$	$-95,1 \pm 3,0$	$-1,6 \pm 0,1$	-4,9	-3,3	8,4	0,88	0,01
0,2	$-18,8 \pm 0,9$	$-70,3 \pm 3,6$	$-5,9 \pm 0,2$	-8,8	-5,8	15,1	0,7	0,02
0,3	-24,4	-45,9	-15,2	-11,5	-6,9	15,8	0,5	0,06
0,4	-26,1	-29,5	-23,9	-12,9	-7,1	13,1	0,33	0,13
0,5	-25,6	-17,6	-33,7	-13,2	-6,7	10,7	0,19	0,24
0,6	-22,8	-7,8	-46,5	-12,2	-5,7	8	0,1	0,41
0,7	-18,1	-2,1	-55,5	-10,1	-4,3	5,2	0,05	0,6
0,8	-12,4	-0,5	-60,0	-7,2	-2,8	3	0,03	0,76
0,9	-6,3	-0,1	-62,3	-3,8	-1,3	1,3	0,01	0,89
1	-24,4	0	-63,6	0	0	0	0	1

ЛИТЕРАТУРА

1. Turchanin M. A. Enthalpies of solution of vanadium and chromium in liquid copper by high temperature calorimetry / M. A. Turchanin, I. V. Nikolaenko // *J of Alloys and Compounds*. – 1996 – Vol. 235. – P. 128–132.
2. Исследование термодинамических функций смешения в расплавах Fe–Ti / М. А. Турчанин [и др.] // *Металлы*. – 2008. – № 5. – С. 15–22.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ СИСТЕМЫ Ni–Zr

Интерес к сплавам на основе никеля и циркония обусловлен уникальным сочетанием высокой прочности с жаростойкостью и склонностью к аморфизации. На основе сплавов этой системы разрабатываются многокомпонентные аморфные и нанокристаллические сплавы. Ранее нами было показано [1], что для прогнозирования концентрационных областей получения аморфных сплавов необходимы надежные термодинамические модели фаз системы, описывающих их свойства в широком интервале температур и концентраций.

В [2] было предложено термодинамическое описание системы Ni–Zr, которое верно отражает информацию о фазовых равновесиях в системе Ni–Zr. Вместе с тем, использованная в [2] термодинамическая модель для фазы NiZr₂ является некорректной, т.к. включает положительную энтропию образования соединения. Кроме того, в [2] не учтены результаты изучения энтальпии смешения жидких сплавов [3] и новые данные по фазовым равновесиям [4, 5]. В настоящей работе разработано новое термодинамическое описание системы никель–цирконий. Описание выполнено с использованием CALPHAD-метода.

Рассчитанная диаграмма состояния системы показана на рис. 1, а. В табл. 1 представлены рассчитанные координаты неинвариантных равновесий. Из рис. 1, а видно, что достигнуто хорошее согласие между экспериментальными данными и расчетом.

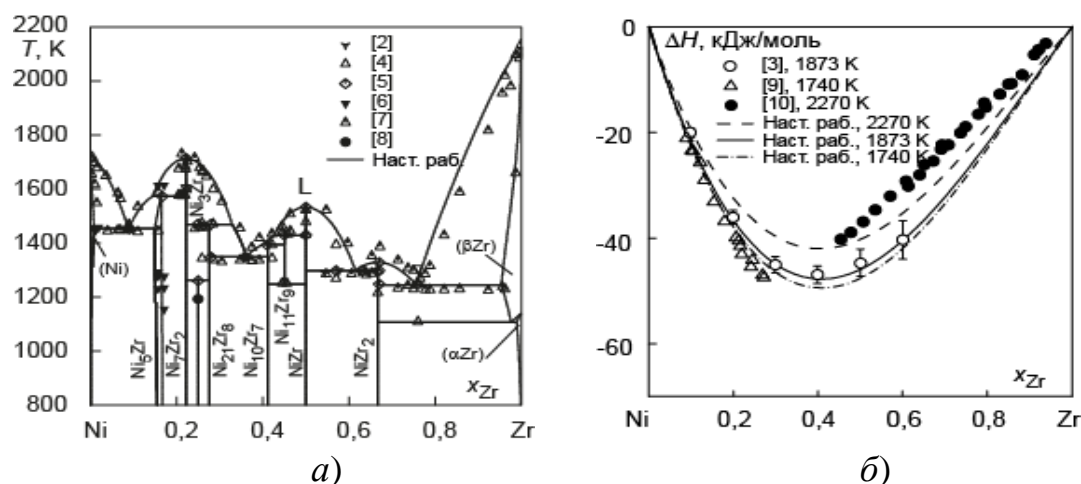


Рисунок 1 – Стабильные фазовые равновесия и энтальпии смешения жидких сплавов системы Ni–Zr.

Рис. 1, б показывает, что рассчитанная при температуре 1873 К изотерма энтальпии смешения жидких сплавов находится в хорошем соответствии с данными [3]. Кроме этого, полученная модель хорошо описывает температурную зависимость ΔH .

Таким образом, полученное нами термодинамическое описание системы Ni–Zr хорошо воспроизводит экспериментальные данные о фазовых равновесиях и термодинамических свойствах фаз системы.

Таблица 1 – Координаты инвариантных реакций в системе Ni–Zr

Реакция	T, К	$x_{Zr}^{\phi_1}$	$x_{Zr}^{\phi_2}$	$x_{Zr}^{\phi_3}$
$L \rightleftharpoons (Ni) + Ni_5Zr$	1453	8,8	1,06	14,9
$L + Ni_7Zr_2 \rightleftharpoons Ni_5Zr$	1573	14,7	22,2	16,3
$L \rightleftharpoons Ni_7Zr_2$	1714	22,2		
$L + Ni_7Zr_2 \rightleftharpoons Ni_{21}Zr_8$	1471	32,5	22,2	27,6
$Ni_7Zr_2 + Ni_{21}Zr_8 \rightleftharpoons Ni_3Zr$	1261	22,2	27,6	25
$L \rightleftharpoons Ni_{21}Zr_8 + Ni_{10}Zr_7$	1344	36,0	27,6	41,2
$L + Ni_{11}Zr_9 \rightleftharpoons Ni_{10}Zr_7$	1396	40,7	45	41,2
$L + NiZr \rightleftharpoons Ni_{11}Zr_9$	1429	43,0	50	45
$Ni_{11}Zr_9 \rightleftharpoons Ni_{10}Zr_7 + NiZr$	1251	45	41,2	50
$L \rightleftharpoons NiZr$	1532	50		
$L \rightleftharpoons NiZr + NiZr_2$	1298	60,8	50	66,7
$L \rightleftharpoons NiZr_2$	1330	66,7		
$L \rightleftharpoons NiZr_2 + (\beta Zr)$	1247	76,7	66,7	97,0
$(\beta Zr) \rightleftharpoons (\alpha Zr) + NiZr_2$	1108	97,9	99,0	66,7

ЛИТЕРАТУРА

1. Термодинамика жидких сплавов и метастабильные фазовые равновесия в системе «медь–титан» / М. А. Турчанин [и др.] // Порошковая металлургия. – 2005. – № 5/6. – С. 67–80.
2. Experimental study and thermodynamic re-assessment of the Ni–Zr system / N. Wang [e. a.] // CALPHAD – 2007. – Vol. 31. – P. 413–421.
3. Энтальпии образования жидких, аморфных и кристаллических фаз в системе Ni–Zr / А. А. Турчанин [и др.] // Журнал физической химии. – 1999. – Т. 73, № 11. – С. 1911–1918.
4. Ivanchenko V. G. Phase equilibria in the ZrCo–ZrNi–Zr₂Ni–Zr₂Co partial system / V. G. Ivanchenko, T. Kosorukova // Chem. Met. Alloys. – 2008. – Vol. 1. – P. 73–75.
5. Experimental Reinvestigation of Ni–Zr System / T. Kosorukova, V. Ivanchenko, G. Firstov [e. a.] // Solid State Phenomena. – 2013. – Vol. 194. – P. 14–20.
6. Kramer D. On the nickel-rich end of the zirconium-nickel phase diagram / Kramer D. // Trans. AIME. – 1959 – Vol. 215. – P. 256–258.
7. Kirkpatrick M. E. Phase relationships in the nickel-zirconium and nickel-hafnium alloy systems / M. E. Kirkpatrick, W. L. Larsen // Trans. Am. Soc. Metals. – 1961. – Vol. 54. – P. 580–590.
8. Bsenko L. The Hf–Ni and Zr–Ni systems in the region 65 – 80 at.% Ni / Bsenko, L. // J. Less-Common Met. – 1979. – Vol. 63. – P. 171–179.
9. Calorimetric Determination of the Enthalpies of Formation of Liquid Ni–Zr Alloys / I. Arpshofen, R. Luck., B. Predel., J.F. Smith // J. Phase Equilibria. – 1991. – V. 12, № 2. – P. 141–147.
10. Temperature dependence of the mixing enthalpy and excess heat capacity in the liquid system nickel–zirconium / M. Rosner–Kuhn, J. Qin, K. Schaeffers, U. Thiedemann, M. G. Froberg // Int. J. Thermophys. – 1996. – V. 17, № 4. – P. 959–966.

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ НАГРЕВА ДЕФОРМИРУЕМЫХ ЗАГОТОВОК НА МИКРОСТРУКТУРУ ПОЛУЧАЕМЫХ ДЕТАЛЕЙ ПРИ РОТАЦИОННОЙ ОБКАТКЕ

Современные технологии обработки материалов в машиностроении имеют развитие в направлении, связанном с решением проблем повышения производительности, качества и эффективности труда, уменьшения расхода материалов и энергии, повышения качества выпускаемых деталей, сокращение их себестоимости. Решение этих проблем невозможно без применения прогрессивных ресурсосберегающих способов обработки материалов давлением. К таким способам следует отнести технологию ротационной обкатки полых изделий фрикционным инструментом [1].

Деформирование трубчатой заготовки фрикционным инструментом трения – достаточно сложный и неустойчивый процесс, для которого характерна локализация пластической деформации, величина зоны, влияния которой значительно меньше величины деформируемой части заготовки. При таком процессе зона деформации постоянно перемещается вдоль поверхности трубы, симметричная форма поперечного сечения которой в процессе деформирования не сохраняется.

При ротационной обкатке непрерывно изменяются длина обкатываемого участка, размеры поверхности контакта, толщина стенки и температурное поле трубы, а также энергосиловые параметры процесса. При ротационной обкатки возможны следующие случаи нагрева заготовки, предварительный нагревом и с фрикционным нагревом за счет сил трения.

В случае предварительного нагрева используют индукционный нагрев в кольцевом индукторе с ТВЧ 2,4 кГц, для деформирования заготовок без предварительного нагрева был разработан способ фрикционного нагрева за счет сил трения.

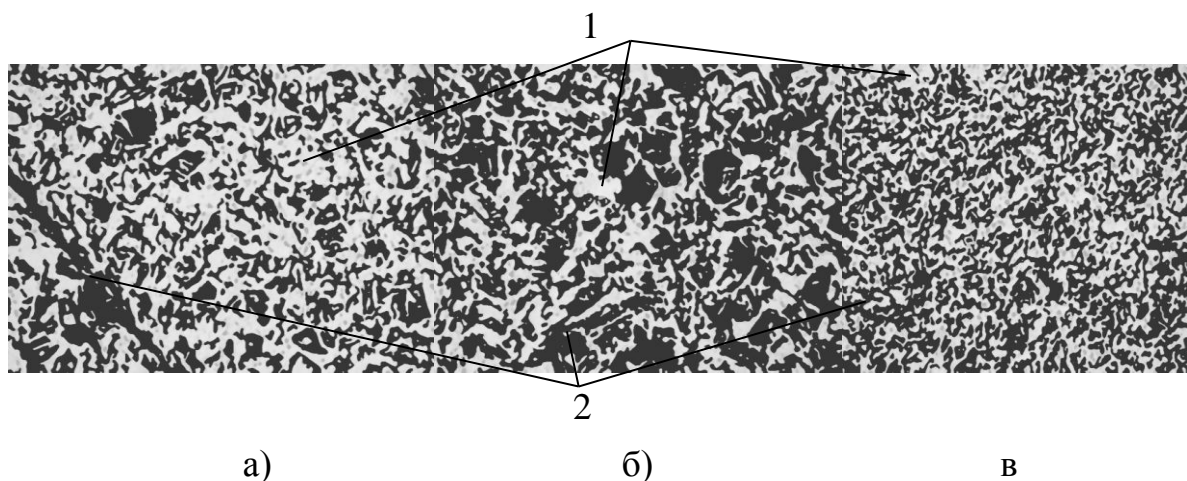
Данный способ заключается в следующем: заготовку которая вращается с заданной частотой, подают к фрикционному инструменту, в процессе контакта между заготовкой и инструментом возникает сила трения, тепловой эффект от работы которой приводит к нагреву заготовки, при дальнейшем прохождении по технологическому пространству заготовка деформируется в переходную форму – конус, после чего заготовка сразу попадает в технологическое пространство деформирующего инструмента, где она продолжит нагреваться за счет сил трения и деформации принимает заданную форму[2].

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

Для решения поставленной задачи исследовались образцы исходной трубной заготовки из стали 20, Ø40 мм и толщиной стенки $\delta = 6$ мм, образцы заготовок, полученных ротационной обкаткой с предварительным индукцион-

ном нагреве в кольцевом индукторе до температуры начала деформации 1100°С и образцы заготовок, деформированных до получения конусного перехода при фрикционном нагреве за счет сил трения.

Образцы обработали в соответствии со стандартной методикой. Для сравнительного анализа фотоснимки были обработаны в программной среде «Image Expert Pro» (рис. 1). Которая позволяет определять максимальный и минимальный размер зерна его вытянутость.



а – начальная заготовка; б – деформированной части заготовки при предварительном нагреве заготовки; в) деформированной части заготовки при фрикционном нагреве заготовки за счет сил трения; 1 – феррит; 2 – перлит
Рисунок 1 – Графические результаты обработки фотоснимков микроструктуры

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

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

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

ЛИТЕРАТУРА

1. Капорович В. Г. Обкатка в производстве металлоизделий / В. Г. Капорович. – М. : Машиностроение, 1978. – 134 с.
2. Pyts E. Ya. Influence of Friction force on the thermal state of blank part in the process of rotational running / E. Ya. Pyts, I. S. Aliev // Science, Technology and Higher Education : materials of the international research and practice conference (Westwood, Desember 11th–12th, 2012). – Canada ; Westwood : publishing office Accent Graphics communications, 2012. – Vol. II. – 608 p. – ISBN 978-1-927480-57-1.

Андрощук Р. С., Епишев М. В. (г. Мариуполь, ООО «Термо Техно Украина»)

ВОСТРЕБОВАННЫЕ РЕШЕНИЯ АНАЛИТИЧЕСКИХ ЗАДАЧ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Тенденции развития металлургического производства, постоянное повышение требований к качеству выпускаемой продукции определяют основные направления развития аналитического приборостроения для металлургии. Компания ООО «Термо Техно» внедряет готовые решения по оснащению лабораторий на всех этапах металлургического производства: входной контроль сырьевых материалов; контроль материалов аглодоменного производства; аналитический контроль сталеплавильного производства и производства внепечной обработки стали и др.

Современные технологии выплавки и внепечной обработки стали характеризуются высокой степенью интенсивности протекающих процессов, что обусловлено необходимостью сокращения времени выплавки и рафинирования металла, увеличения производительности сталеплавильных агрегатов, сокращения затрат на энергетические и материальные ресурсы. В рамках жестких требований по оперативности аналитического контроля технологических процессов экспрессность и точность проведения анализа являются одними из ключевых факторов, определяющих соблюдение регламентируемого технологического цикла и скорости проведения корректирующих воздействий.

Одним из уникальных достоинств оптико-эмиссионных спектрометров ARL является экспресс-анализ неметаллических включений в стали, реализованный в виде программного-аппаратного комплекса Spark-DAT. Сущность его работы заключается в следующем. Проводящая металлическая проба прожигается дуговым электрическим разрядом частотой в течение нескольких секунд. Далее происходит накопление и обработка каждого отдельного разряда. Путем сопоставления данных одиночных разрядов, по разным аналитическим каналам получают информацию о составе неметаллического включения, а анализ интенсивностей получаемых сигналов дает информацию об их размере.

Экспресс-метод анализа неметаллических включений на основе системы Spark-DAT имеет явные преимущества перед традиционными металлографическими методами анализа, которые предоставляют информацию о неметаллических включениях в стали постфактум, исключая возможность оперативной корректировки технологического процесса внепечной обработки еще жидкого металла.

Последние достижения оптико-эмиссионной спектроскопии, инструментально оформленные в спектрометрах Thermo Fisher ARL Products, открывают возможность получения одного универсального инструмента для контроля содержания в стали растворенных газов, неметаллических включений и частичной замене дорогостоящих методов газового анализа и металлографии.



Рисунок 1 – Общий вид оптико-эмиссионного спектрометра
ARL 3460 Metals Analyzer

ООО «Термо Техно» свидетельствует Вам свое искреннее уважение и сообщает, что является эксклюзивным дистрибьютором Thermo Fisher Scientific ARL Products в СНГ.

Бартель Г. П. (г. Краматорск, ДГМА)

ВЛИЯНИЕ МИКРОНЕОДНОРОДНОСТИ РАСПЛАВА НА ПРОЦЕССЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

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).



Рисунок 1 – Микроструктура стали P18 в литом состоянии, увеличение 3000 крат, 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, 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. сборн.* – 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.

Бекленищев О. П. (г. Краматорск, ПАО «ЭМСС»)

ПРОВЕДЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ РАСЧЕТОВ МОДЕЛЬНОЙ ОСНАСТКИ С ЦЕЛЬЮ ОПТИМИЗАЦИИ ЗАТРАТ И АНАЛИЗА ДОЛГОВЕЧНОСТИ КОНСТРУКЦИИ

Развитие практически всех областей промышленности в значительной степени определяется уровнем литейного производства, а качество и стоимость литой продукции в первую очередь зависит от качества изготовленных моделей и стержневых ящиков. Недостаточная точность и конструктивные недостатки модельной оснастки приводят к увеличению массы отливок и, следовательно, к нерациональному расходу металла или к браку отливок по их несоответствию чертежным размерам и техническим условиям. В связи с этим, для повышения качества модельных комплектов, необходимо внедрение новых технологий и применение новых материалов.

Составные части модельных комплектов (к примеру рамка) рассчитывались с условием того, в каком направлении относительно волокон древесины прилагалась нагрузка. Проведенный прочностной анализ отдельных конструктивных элементов показал, что комбинация лесоматериалов и слоеной фанеры позволила существенно снизить объем затраченных материалов, а следовательно и стоимость модельного комплекта без ущерба прочностным характеристикам.

В ходе проведения прочностных расчетов модельного комплекта в среде объемного моделирования SolidWorks было установлено, что для проведения полного анализа конструкции, необходимо значение сцепления между моделью и формой, изготовленной по фуран-процессу. Такая информация в справочной технической литературе отсутствует. Поэтому, было принято решение о замерах усилия сцепления непосредственно в сталелитейном цеху при помощи крана и электронных весов. По завершению процесса формовки, при помощи крана с установленными электронными весами, модель извлекается из формы, фиксируется максимальное значение данных. С начала 2013 года и сегодняшний день проводится замер усилия сцепления, эти данные обобщаются и заносятся в таблицу. Анализируется влияние формы модели и количество отъемных частей высчитывается удельное усилие сцепления для модели-представителя. Полученные данные после актуализации применяются для проведения прочностных расчетов.

Также проводится анализ материалов, применяемых в производстве модельных комплектов. С начала 2013 года, принято решение о замене дорогостоящей фанеры, облицованной буковым шпоном, на менее дорогостоящую ламинированную фанеру на основе березового шпона. Все материалы, применяемые в модельном производстве, подвергаются прочностным испытаниям для определения их физических свойств для дальнейшего использования этих свойств в прочностных расчетах.

Белобров Е. А., Карпенкова О. Л. (г. Краматорск, КНПП «Формовочные материалы Украины»), Волокита В. Я. (г. Краматорск, ПАО «НКМЗ»), Восковец В. Г. (г. Харьков, ОАО «Турбоатом»)

О ПРОБЛЕМНЫХ ВОПРОСАХ ПРИМЕНЕНИЯ ФУРАНОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ СТАЛЬНОГО ЛИТЬЯ В ФОРМАХ ИЗ ХТС

Фурановые ХТС используются в мировом литейном производстве более 60 лет. Формообразование на основе фурановых ХТС заменяет собой старые традиционные технологии, прежде всего песчано-глинистые и жидкостекольные.

Комплекс преимуществ фурановых технологий подробно описан и обоснован во множестве публикаций зарубежных и отечественных авторов, в частности [1].

Для нынешнего поколения литейщиков небезынтересно узнать, что родоначальником промышленного применения ХТС в Украине были Краматорский НИИПТмаш и нынешнее ПАО «НКМЗ».

В 1972 г. в ПАО «НКМЗ» по фурановой технологии было изготовлено 200 тонн стальных отливок единичной массой до 5 т и с преобладающими толщинами стенок до 100 мм. Формы же изготавливались по традиционным технологиям.

В 70-80-х годах прошлого века эта технология при участии Краматорского НИИПТмаша была внедрена на 40 заводах Украины, России и Республики Молдова. В те годы фурановые технологии использовались главным образом при изготовлении стержней.

Высокая культура производства литья в формах из фурановых ХТС, высокое качество отливок, которое несут в себе эти технологии, в то время еще не овладели умами литейщиков Украины.

Реальное применение этих технологий в сочетании с импортным высокотехнологичным оборудованием началось в Украине 5-7 лет тому назад.

Применение этих технологий наряду с положительным началом выявило также ряд проблемных вопросов, над которыми надо работать и которые надо решать.

Ниже мы рассматриваем эти вопросы.

1. О регенерации отработанной ХТС.

Представители фирм, рекомендующие технологию ХТС и оборудование для нее, утверждают, что эта технология позволяет использовать в составе смеси 95 % регенерата и лишь 5 % свежего кварцевого песка. Опыт ПАО «НКМЗ» свидетельствует, что эти цифры значительно отличаются и с натяжкой соответствуют 75-80% и 20-25% соответственно.

Заложенная в эти технологии механическая регенерация не обеспечивает удаления из отработанной смеси образовавшихся вредных примесей, в частности коксика, содержание которого достигает 1,3% и более, а так называемый регенерат имеет черный цвет. Присутствие такого количества углерода в регенерате неприемлемо для стального литья прежде всего из-за газового режима.

Механическое отделение «шелухи» в виде коксика, в разной степени подвергнутого термическому воздействию, не дает регенерата требуемого качества. Для стального литья требуется термомеханическая регенерация, в результате которой песчинки достаточно полно освобождаются от остатков смолы и катализатора.

Внешне отработанная ХТС представляет собой нагромождение комьев черного цвета, которые измельчаются специальными механизмами. Шелуха черного цвета отсасывается вентиляторами. Однако полное удаление коксика не происходит. Часть ококсованных пленок прочно удерживается на песчинках, в связи с чем регенерат окрашен в черный цвет, а содержание углерода в нем на пяти заводах Украины составляет 1,35-2,45 %. Отработанная смесь, содержащая коксик, не должна входить в состав облицовочной ХТС.

Предприятия, использующие при производстве стального литья в качестве облицовки хромитовую смесь на основе южноафриканского хромитового

песка, обычно располагают оборудованием для регенерации хромита. Как показал опыт ПАО «НКМЗ», регенерируется 80-75 % хромита, а 20-25 % теряется.

В случае отсутствия регенерации хромита он накапливается в составе обработанной смеси.

В южноафриканском хромитовом песке содержится до 27 % Fe_2O_3 , при взаимодействии которого с кварцевым песком образуется легкоплавкое соединения (файялит) с температурой плавления 1206 °С, что является существенным недостатком с точки зрения образования пригара.

Очень важным параметром исходного формовочного песка, используемого для приготовления ХТС и регенерата, являются их потери при прокаливании (далее ППП).

В статье [5] констатируется, что ППП фуранового регенерата достигает 4 %, но ППП – это прежде всего газы.

Из очень надежного и достоверного опыта советского времени известно, что ППП огнеупорных наполнителей, в частности хромита, ограничивались 2 %, а в редких случаях - 3 %.

2. О критерии необходимости облицовки стержней и форм высокоогнеупорной смесью.

Предел эффективного применения окрашивания по результатам ПАО «НКМЗ», ОАО «Энергомашспецсталь» (г. Краматорск) и ОАО «Турбоатом» до толщины стенок отливок 70 мм. При больших толщинах стенок отливок формы и стержни надо облицовывать смесью на основе высокоогнеупорного песка. Такой песок с преобладающим индексом зернистости 02-04 поставляется в Украину из Южной Африки. Имеющийся в Украине хромитовый песок непригоден для ХТС ввиду содержащихся в нем вредных примесей, являющихся «ядами» отвердителей кислотного типа для фурановых ХТС.

При выборе варианта технологии и оборудования для фурановой ХТС при развесе литья до 6 т и преобладающих толщинах стенок до 300 мм харьковский «Турбоатом» был введен зарубежными менеджерами в заблуждение о том, что такую номенклатуру стальных отливок можно изготавливать без хромитовой облицовки, полагаясь только на противопопригарные краски. Суть заблуждения в неправильном выборе критерия отливки в виде ее единичной массы.

Правильный критерий состоит в преобладающих толщинах стенок отливок. О нем зарубежные менеджеры просто не знали.

Располагая более чем 40-летним опытом работы с ХТС, констатируем, что в выборе технологий ХТС должны участвовать только такие специалисты, которые имеют опыт работы с этими технологиями. Даже очень опытный литейщик, не имеющий в своем багаже опыта работы с ХТС, может ошибиться в выборе технологии ХТС и оборудования для нее.

Для тех же предприятий, которые еще не определились с выбором рассматриваемой технологии, констатируем, что наиболее известным и авторитетным и в мире и в Украине производителями оборудования для фурановых технологий или их аналогов являются итальянская фирма IMF, немецкая FAT и английская OMEGA.

3. Об альтернативном огнеупорном заменителе южноафриканского хромитового песка.

Южноафриканский хромитовый песок очень дорог (порядка 1200 долларов США за одну тонну). Дороговизна хромитового песка может перечеркнуть весь комплекс положительных характеристик фурановой ХТС. В связи с этим в ЗАО «НКМЗ» были проведены эксперименты по замене хромитового песка другим огнеупором – ставролитом, представляющим собой минерал из класса силикатов.

Основными окислами, слагающими ставролит, являются SiO_2 и Al_2O_3 .

Химическая формула ставролита - $\text{Fe}^{2+} \text{Al}_4 [\text{SiO}_4]_2 \text{O}_2 (\text{OH})_2$.

Ставролит кристаллизуется в моноклинной системе, образуя кристаллы темно-бурого цвета. Его твердость по шкале Мооса – $7,0 \div 7,5$, плотность - $3650-3770 \text{ кг/м}^3$, огнеупорность - 1752°C . Насыпная масса ставролита - $2,05 \text{ кг/дм}^3$ (как хромита).

Ставролит залегает вместе с дистеном, гранатом, андалузитом и другими алюмосиликатами.

Для сравнения приводим аналогичные сведения о кварце: твердость по шкале Мооса – 7, плотность - $2600-2700 \text{ кг/м}^3$, огнеупорность - 1710°C . Насыпная масса - $1,5 \text{ кг/дм}^3$

Ставролитовый концентрат представляет собой песок со средним зерном 016 - 02 и имеет в своем составе высокое содержание окиси алюминия и титана, влияющих на повышение термостойкости поверхностных слоев форм и стержней. Это позволяет отказаться от применения безводных противопожарных красок, содержащих в качестве огнеупорного наполнителя циркон. Опробование и внедрение данной технологии на номенклатуре стального литья различной конфигурации, веса и толщин стенок отливок позволило определить диапазон применения данной технологии для стального литья различной конфигурации с толщинами стенок до 150 мм.

Данная технология позволяет экономить дорогостоящие противопожарные покрытия, снижать трудоемкость и время изготовления литья за счет сокращения производственных операций, устранить одну из причин, влияющих на образование газовых раковин, улучшить условия труда рабочих за счет устранения операции распыления красок при окрашивании форм и стержней. При применении этой технологии удалось ликвидировать такие распространенные дефекты, как песочные раковины и ужимины, и тем самым повысить качество поверхности стальных отливок из высоколегированных марок сталей 110Г13Л, 25ХГНМЛ и др.

Ставролит обладает таким же захлаживающим эффектом, как и зернистые хромит и циркон.

Исключительно важным достоинством ставролита как огнеупорного наполнителя ХТС является отсутствие просечек на отливках, столь вредных для качества и себестоимости отливок.

4. О пределах применения противопожарных красок при производстве стального литья в формах из фурановых ХТС.

При производстве стальных отливок возможности предупреждения пригара использованием краски ограничены предельными толщинами стенок отливок 60-80 мм (в среднем 70 мм). Это опытные результаты трех авторитетнейших в Украине производителей стальных отливок: ПАО «НКМЗ», ОАО «Энергомашспецсталь» (г. Краматорск) и ОАО «Турбоатом» (г. Харьков). При больших толщинах формы и стержни, как правило, надо облицовывать высокоогнеупорной смесью.

На более толстостенных отливках получается сильный металлизированный пригар толщиной до 50 мм и более. Радикальным средством предупреждения пригара является использование южноафриканского хромитового песка, но он очень дорог. Некоторое удешевление технологии может принести регенерация хромита, но это связано с необходимостью дополнительного оборудования и производственных площадей.

Поэтому наши главные усилия были направлены на расширение пределов применения противопопригарных красок и поиск альтернативных заменителей кварцевого, как малоприемлемого, и хромитового, как очень дорогого, песков.

В достижении противопопригарной эффективности краски очень важное значение имеет ее огнеупорная основа. В нашей статье [3] мы уже приводили аргументацию о недопустимости сочетания цирконовой краски с другими огнеупорными материалами в виде стержневых или формовочных смесей и красок, в которых содержатся окислы железа, негативно влияющие на противопопригарную эффективность циркона. Положительную роль в этой ситуации играет многократное окрашивание стержней и форм разнородными по своей огнеупорной основе красками.

Следуя этой концепции, в ОАО «Турбоатом» провели эксперименты на тяжеловесной обойме с толщинами стенок 150 -220 мм, используя спиртовые цирконовую, корундовую и хромитовую краски. Результаты эксперимента таковы: при двойном окрашивании цирконовой краской на отливке образовался пригар. При тройном окрашивании хромитовой краской отливка оказалась чистой от пригара. Лишь в области питателя образовался кружок Ø100, покрытый металлизированным пригаром. Поверхность обоймы, образованная дважды окрашенным корундовой краской стержнем примерно на 20 % была в пригаре, который легко удалялся при обрубке.

Таким образом, трехкратное окрашивание стержня хромитовой краской дало наилучшие результаты. Предел по толщине стенки отливки удалось расширить практически до 200 мм.

Исключительно важное значение имеет глубина проникновения краски в подкрасочный слой стержня или формы.

Реальное проникновение краски достигает 40 мм [2], однако в нем нет технологической необходимости. Проникновение краски даже на глубину в несколько миллиметров может существенно расширить пределы по толщине тела отливки, которую можно получить без применения облицовочной хромитовой, цирконовой или ещё какой-то смесей

В нашем эксперименте двукратное окрашивание корундовой краской показало лучшие результаты, чем двукратное окрашивание цирконовой краской.

Вероятно, реологические свойства корундовой краски способствуют ее более глубокому проникновению в поры стержня даже без снижения ее плотности. Корундовая краска при её нанесении на стержень была жидкой (текучей) и проникла в поры под действием гравитации. Цирконовая же краска была тиксотропной. Она могла проникать на какую-то глубину лишь при ее вдавливании и массировании кистью, но в реальных условиях эта манипуляция при окрашивании стержней и форм отсутствует.

Цирконовая тиксотропная краска в нашем эксперименте наносилась на поверхность стержня и сцеплялась с нею по схеме б, корундовая (нетиксотропная) – по схеме а [4]. Именно этим мы объясняем лучшие результаты при применении корундовой краски.

Наилучшие результаты можно получить при трехкратном окрашивании форм и стержней. При этом первое окрашивание надо производить корундовой краской плотностью $1,3 - 1,4 \text{ г/см}^3$. При такой плотности краска проникает на глубину в несколько миллиметров. Толщина же красочного слоя, расположенного над окрашиваемой поверхностью, может достигать 1,5 мм [4].

Такой подход к этому вопросу хорошо согласуется с очень важной концепцией авторов [2].

В заключение констатируем, что выбор фурановой технологии для изготовления стержней и форм из ХТС - очень дорогое и ответственное дело. Решение на этот счет должно быть тщательно выверенным и взвешенным. Его следует принимать в условиях широкой гласности с привлечением причастных к литейному производству специалистов. Очень важным моментом в принятии такого решения является посещение действующих в Украине и других странах производств, на которых аналогичная технология для аналоговой номенклатуры литья применяется. И только после этого следует принимать окончательное решение о выборе того или иного варианта технологии и набора оборудования.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Изготовление отливок в формах из ХТС в массовом и серийном производстве* / Е. А. Белобров, Р. И. Бульштейн, А. Ф. Подуздинов, О. С. Ковригин // *Литейное производство*. – 2001. – № 8.
2. *Кузьмин Н. Н. Проникающая способность формовочных красок* / Н. Н. Кузьмин, И. В. Валисовский, И. Е. Чеботарев // *Литейное производство*. – 1980. – № 7.
3. *Окрашивание стержней и форм хромамагнетитовыми покрытиями* / Е. А. Белобров, К. Е. Белобров, Л. Е. Белобров, О. Л. Карпенкова // *Литье Украины*. – 2010. – № 4.
4. *О способах окрашивания стержней и форм противпригарными красками* / Е. А. Белобров, О. Л. Карпенкова, Л. Е. Белобров, Е. Л. Белобров // *Литье Украины*. – 2012. – № 9.
5. *Гросс И. Современная система регенерации формовочной смеси на основе фурановых смол* / Инго Гросс, Франк Вольдерт (FAT GmbH, г. Нидерфшибах, Германия) // *Литье Украины*. – 2012. – № 12.

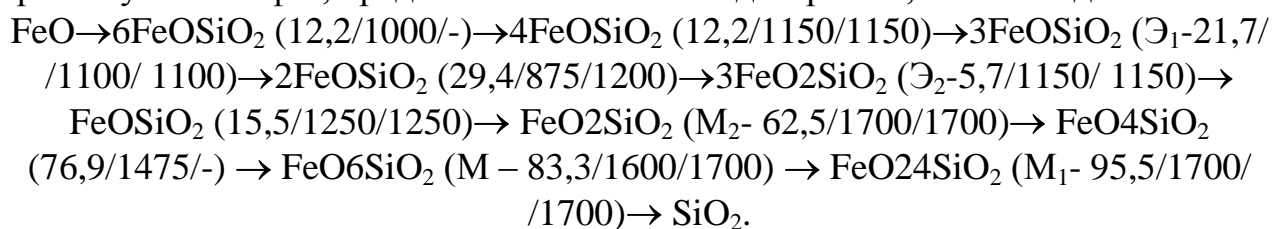
Белов Б. Ф., Троцан А. И., Крейденко Ф. С., Бродецкий И. Л. (г. Киев, ИПМ НАН Украины); Паренчук И. В. (г. Донецк, ООО «Фирма Уникон»)

СТРУКТУРНО-ХИМИЧЕСКИЕ СОСТОЯНИЯ ОКСИДНЫХ И МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФАЗ ПРИ РАСКИСЛЕНИ КРЕМНИЕМ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ РАСПЛАВОВ

Дуплекс – система силикаты-силициды железа является базовой для теории процессов раскисления железоуглеродистых расплавов кремнием, определяющей условия образования и формы существования кремния в силицидах и сплавах ферросилиция при производстве стали.

Для исследования этой системы была разработана методика системного анализа структурно-химического состояния (СХС-анализ) шлаковых (FeO-SiO_2) и металлических (Fe-Si) дуплекс-систем, включающая построение графо-аналитическим методом полигональных диаграмм состояния (ПДС) во всем интервале концентраций твердых и жидких исходных компонентов, определение химического и фазового состава, температур образования и плавления, области гомогенности и структуризации, а также классификации промежуточных фаз.

С помощью построенных ПДС FeO-SiO_2 было установлены физико-химические закономерности образования и структуризации твердых и жидких силикатов железа. Последовательный ряд силикатов железа, содержащий 10 промежуточных фаз, представленных на этой диаграмме, имеет вид:



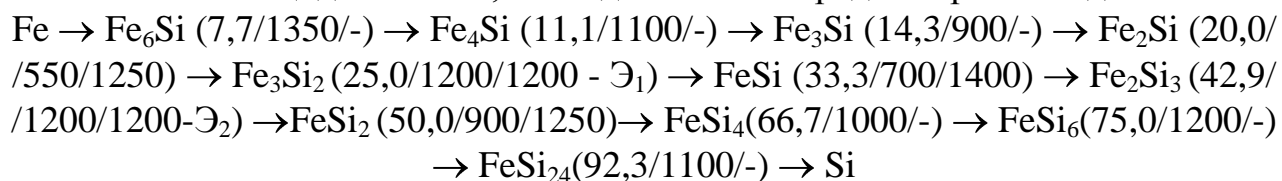
Для последовательных рядов оксидных и металлических фаз цифры в скобках обозначают: первые – концентрацию (масс.%) кремнезема-кремния, остальные – температуры ($^{\circ}\text{C}$) образования и плавления, соответственно.

Разработанная методика системного анализа позволяет также рассмотреть механизм образования промежуточных фаз. В частности, было установлено, что эвтектические фазы образуются на базе стехиометрических химических соединений $3\text{FeOSiO}_2(\text{Э}_1)$ и $3\text{FeO}_2\text{SiO}_2(\text{Э}_2)$, образующихся в эвтектической точке при температурах 1100°C и 1150°C , соответственно, существуют в жидком состоянии в области гомогенности моноструктурных расплавов переменного состава: $\text{Э}_1^{\text{жс}}$ в интервале составов силикатов от 4FeOSiO_2 до 2FeOSiO_2 и $\text{Э}_2^{\text{жс}}$ - от 2FeOSiO_2 до FeOSiO_2 . При затвердевании эвтектические расплавы распадаются на $4\text{FeOSiO}_2 - 2\text{FeOSiO}_2$ для Э_1^T и $2\text{FeOSiO}_2 - \text{SiO}_2$ для Э_2^T с образованием гомогенных твердых растворов периодической структуры повторяющихся элементов исходных компонентов.

Эффективность практического использования сплавов ферросилиция для раскисления и легирования железоуглеродистых расплавов зависит от физико-химических свойств интерметаллидов-силицидов железа – промежуточных фаз

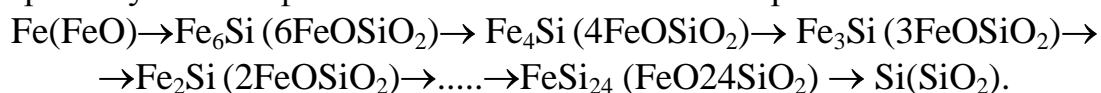
в системе железо-кремний, существующих на бинарной диаграмме фазовых равновесий.

Известная диаграмма фазовых равновесий Fe - Si не позволяет выполнить полный анализ интерметаллидов, т.к. нет данных об условиях их образования в твердом и жидком состояниях. В связи с этим, новым графо-аналитическим методом построена полигональная диаграмма бинарной системы Fe - Si во всем интервале концентраций твердых и жидких исходных компонентов и проведена их классификация. Классификация и оптимизация сплавов ферросилиция включает химические реакции и температуры образования и плавления, состав и плотность силицидов железа, последовательный ряд которых в виде:



позволяет оптимизировать марочный состав сплавов ферросилиция.

Кроме того, СХС-анализ дулекс-систем дает возможность определить стехиометрический состав промежуточных фаз металлической системы из состава промежуточных фаз шлаковой системы и наоборот:



СХС-анализ позволяет разработать химические критерии оптимизации состава сплавов ферросилиция, стабильных в жидком и твердом состояниях. Сплавы в сингулярных точках линии ликвидус существуют в жидком состоянии, что влияет на реакционную активность с повышением степени усвоения кремния. С другой стороны, образовавшиеся в жидком состоянии сплавы, метастабильны в твердом состоянии из-за самораспада при охлаждении. Следовательно, к оптимальным составам ферросилиция относятся сплавы на базе сингулярных фаз, образующихся в твердом состоянии, которые являются стабильными фазами в области гомогенности твердых и жидких растворов.

Существующий ГОСТ 1415-93 включает концентрации сплавов в интервале 19,0...92,0 % Si, отвечающих марочному составу промышленных ферросплавов $\text{ФС20} \rightarrow \text{ФС25} \rightarrow \text{ФС45} \rightarrow \text{ФС65} \rightarrow \text{ФС75} \rightarrow \text{ФС90}$. На ПДС Fe - Si эти сплавы базируются на интерметаллидах $\text{Fe}_2\text{Si} \rightarrow \text{Fe}_3\text{Si}_2 \rightarrow \text{FeSi}_2 \rightarrow \text{FeSi}_4 \rightarrow \text{FeSi}_6 \rightarrow \text{FeSi}_{24}$, соответственно. Сингулярными фазами с конгруэнтной точкой плавления, образующимися в твердом состоянии, не разлагающимися при длительном хранении и сохраняющимися в жидком состоянии на базе силицидов железа являются $\text{ФС15} (\text{Fe}_3\text{Si}) \rightarrow \text{ФС20} (\text{Fe}_2\text{Si}) \rightarrow \text{ФС30} (\text{FeSi}) \rightarrow \text{ФС50} (\text{FeSi}_2)$. Силициды, образующиеся в жидком состоянии - эвтектические сплавы $\text{ФС25} (\text{Fe}_3\text{Si}_2)$, $\text{ФС45} (\text{Fe}_2\text{Si}_3)$ метастабильны в твердом состоянии. Силициды железа с инконгруэнтным характером плавления: $\text{Fe}_6\text{Si} \rightarrow \text{Fe}_4\text{Si} \rightarrow \text{FeSi}_4 \rightarrow \text{FeSi}_6 \rightarrow \text{FeSi}_{24}$, метастабильны в жидком состоянии.

Следовательно, согласно проведенным исследованиям, оптимальными составами ферросилиция являются силициды железа, отвечающие составам $\text{ФС15} (\text{Fe}_3\text{Si}) \rightarrow \text{ФС20} (\text{Fe}_2\text{Si}) \rightarrow \text{ФС30} (\text{FeSi}) \rightarrow \text{ФС50} (\text{FeSi}_2)$.

Бережная Е. В. (г. Краматорск, ДГМА)

К РАСЧЕТУ ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЯ ПРИ ЭЛЕКТРОКОНТАКТНОЙ НАПЛАВКЕ МНОГОСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ

Технология восстановления изношенных деталей электроконтактной наплавкой многослойных покрытий отличается высокой производительностью и низкой энергоемкостью процесса, получением соединения с незначительной зоной термического влияния и сохранением первоначальных свойств металла при высокой прочности соединения. Изучено влияние анизотропии теплофизических свойств многослойных покрытий при прохождении сварочного тока через контакт «лента – промежуточный слой – деталь» в процессе шагошовного нагрева импульсами синусоидального тока с одновременным приложением давления на распределение температур. Схема расчета построена исходя из следующих предпосылок:

- теплофизические и электрические свойства многослойных материалов зависят от температуры;
- энергия внутри объема многослойного материала зависит от величины его электрического сопротивления;
- энергия на свариваемых поверхностях выделяется за счет работы тока на контактом сопротивлении, а интенсивность выделения тепловой энергии зависит от температуры свариваемого контакта;
- учитывается энергия, выделяющаяся на роликах-электродах;
- передача теплоты от изделия к электродам осуществляется через тепловое сопротивление «электрод – деталь».

В расчетах учитывается очертание и интенсивность сварочного импульса тока, как одного из основных параметров. Установлено, что изменение режима по величине тока и длительности сварки не обеспечивает одинаковой температуры в плоскости контакта. Более мягкий режим дает самую низкую температуру. Получены дифференциальные уравнения для расчета температуры в любой точке многослойной композиции с различным числом слоев при электроконтактной наплавке одним импульсом тока различной формы, включающие теплофизические и электрические свойства материалов. Расчет ведется последовательно для каждого слоя через определенные промежутки времени. Теплофизические коэффициенты вводятся в расчет в каждой его стадии в соответствии с температурой предыдущей стадии расчета. В уравнения входит коэффициент анизотропии:

$$\beta = \frac{1}{1 + \left(\frac{R\lambda}{\delta}\right)}, \quad (1)$$

где R – контактное сопротивление;

λ – теплопроводность многослойного покрытия;

δ – толщина покрытия.

Для реализации полученных уравнений на ЭВМ предложен программный комплекс, использование которого позволило разработать технологические рекомендации при восстановлении деталей многослойными покрытиями с формированием требуемой структуры.

Бережная Е. В. (г. Краматорск, ДГМА)

МЕТОДИКА РАСЧЕТА ТЕПЛООВОГО СОСТОЯНИЯ ПОРОШКОВОГО СЛОЯ ПРИ ЭКН ДЕТАЛЕЙ ЛИТЕЙНОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Анализ проблемы повышения надежности и долговечности быстроизнашивающихся деталей литейного оборудования показал, что в настоящее время не представляется возможным решить вопрос увеличения их срока службы только путем применения дорогостоящих высоколегированных сталей, поскольку в большинстве случаев это экономически не оправдывается. В этой связи одним из эффективных методов повышения долговечности деталей является процесс электроконтактной наплавки (ЭКН) поверхностного слоя композиционными материалами. При этом резко сокращается расход дефицитных и дорогих материалов, а эффект повышения работоспособности оказывается значительным, так как в наплавленном композиционном слое можно получить более высокие механические и физические свойства, чем в основном металле. При ЭКН скорость нагрева порошкового слоя композиционного материала может достигать нескольких тысяч градусов в секунду, что делает необходимым разработку методики расчета теплового состояния наплавленного слоя, позволяющего оптимизировать режимы процесса. Схема расчета включает следующий ряд допущений: теплофизические и электрические свойства материалов зависят от температуры; энергия внутри объема материала выделяется из его электрического сопротивления; энергия на свариваемых поверхностях выделяется за счет работы тока на контактом сопротивлении; интенсивность выделения тепловой энергии зависит от температуры свариваемого контакта; учитывается энергия, выделяемая на электродах; передача теплоты от изделия к электродам осуществляется через тепловое сопротивление электрод-деталь; свариваемое изделие является теплопроводящим. В процессе ЭКН образование слоя происходит за счет перекрытия сварочных точек друг другом. В случае ЭКН композиционного сплава отдельную сварочную точку можно рассматривать как цилиндр, состоящий из слоя основного металла, слоев металла оболочки и слоя порошкового сердечника. Высота свариваемых слоев соответственно d_1 , d_2 , d_3 , d_4 . Распределение тока по поперечному сечению цилиндра принято считать равномерным, а процесс распространения теплоты – линейным. Общепринятый метод анализа процессов распространения теплоты с помощью дифференциальных уравнений основан на использовании первого закона термодинамики для отдельных элементов наплавленного изделия. Каждый элемент имеет одинаковую длину Δx с другими. Баланс энергии в каждом элементе определяется за отрезок времени Δt . В начальной стадии нагрева температура в изделии распределена равномерно и равна температуре окружающей среды $\approx 30^\circ\text{C}$. Затем за определенный интервал времени определяется приращение температуры в отдельных точках элементов. Это повышение температуры в элементах (равномерное по всему рассматриваемому цилиндру) учитывается при расчете следующей стадии нагрева. Таким образом, расчет ведут до интересующего времени нагрева. Точность метода тем выше, чем меньше интервал времени Δt и длина

слоя Δx . Наплавку осуществляли одним импульсом (полуволна) переменного тока. Выделение теплоты в каждом элементе в любой момент времени в соответствии с мгновенным значением тока происходит за счет работы тока на местном (локальном) сопротивлении σ данного материала с учетом его изменения с температурой. Значения сопротивления для каждого материала в функции температуры выбирали по справочным данным. Распространение теплоты в наплавляемом изделии происходит для одномерной задачи согласно уравнению Фурье. Расчет ведется с учетом изменения градиента между соседними точками. Точность вычисления обеспечивается очень малыми размерами слоев Δx и интервалов времени Δt . Для каждого приращения времени в дифференциальное уравнение вводили соответствующие данной температуре слоя коэффициенты теплопроводности K и температуропроводности $K/(\rho \cdot C)$, учитывая плотность материала ρ и его теплоемкость C . Выделение теплоты в контакте осуществляется за счет работы тока на контактном сопротивлении. Это местный источник теплоты и его интенсивность измеряется с изменением сопротивления в функции температуры. Интенсивность нагрева в контакте пропорциональна квадрату тока и контактному сопротивлению. Известно, что при нагреве контактной поверхности контактное сопротивление быстро исчезает. В свою очередь, величина контактного сопротивления зависит от свойств материала и состояния свариваемой поверхности – оксидные пленки, класс обработки и т.д. Изменение контактного сопротивления во времени не играет существенной роли в процессе наплавки вследствие незначительной толщины приконтактного слоя и сравнительно быстрого нагрева контактной поверхности, поэтому его сопротивление быстро убывает до своего номинального значения. В контакте электрод-деталь выделяется теплота на переходных сопротивлениях в приконтактном слое.

Учитывая площадь контакта S , термическое сопротивление в контакте электрод-деталь R и температуру поверхности изделия T_ω , уравнение энергетического баланса примет вид:

$$KS \frac{T_{n+1} - T_n}{\Delta x} \Delta \theta + \frac{2KR\Delta \theta}{2K + h\Delta x} = (T_0 - T_n) + I^2 S \sigma \Delta x \Delta \theta = S \Delta x C (T_n' - T_n), \quad (1)$$

Дифференциальное уравнение:

$$T_n' = T_n + \frac{K\Delta \theta}{\rho C (\Delta x)^2} (T_{n+1} - T_n) + \frac{2KR\Delta x}{\rho C (2K + R\Delta x)} \cdot \frac{\Delta \theta}{(\Delta x)^2} (T_0 - T_n) + \frac{\sigma}{\rho C} I^2 \Delta \theta. \quad (2)$$

При постоянных $\Delta \theta$ и Δx должно удовлетворяться равенство:

$$\frac{K}{\rho C} \left(1 + \frac{2R\Delta x}{2K + R\Delta x} \right) \frac{\Delta \theta}{(\Delta x)^2} \leq 1. \quad (3)$$

Данная методика расчета использована для оптимизации энергосиловых режимов электроконтактной наплавки композиционных материалов быстроизнашивающихся деталей литейного оборудования.

Бережная Е. В., Чепель Ю. А. (г. Краматорск, ДГМА)

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЛИНЕЙНЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ В УСТРОЙСТВАХ ДЛЯ ИСПЫТАНИЯ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ МЕТАЛЛА НАПЛАВКИ

Одной из тенденций современного электропривода, заключающейся в максимально возможном устранении промежуточных кинематических передач между электродвигателем и рабочим органом механизма, а в пределе – в объединении электродвигателя и рабочего органа в одном корпусе, является применение линейных электродвигателей.

Применение линейных двигателей в приводах подач современных станков является тем закономерным результатом, к которому привела их эволюция на протяжении десятков последних лет. Однако сейчас использование линейных приводов находится лишь на начальной стадии. Технология их изготовления до сих пор не до конца автоматизирована, цена высока, а применение далеко не всегда уместно. Использование линейных двигателей оправдано для прецизионного оборудования и в том случае, когда большую роль играет динамическая характеристика привода: максимально допустимые ускорения, величины максимально и минимально допустимых скоростей. Тем не менее, даже на оборудовании такого класса линейные приводы устанавливаются, зачастую, лишь в маркетинговых целях, ведь ультрапрецизионное оборудование по умолчанию должно быть оснащено инновациями, позволяющими добиться высочайшей точности, недоступной конкурентам. При этом часто позабытыми оказываются как экономическая эффективность использования таких приводов, которая приводит к неоправданному повышению стоимости обработки, так и технологическая необходимость такого решения в целом.

В результате длительных исследований различных фирм появился относительно новый тип линейных двигателей – цилиндрический линейный двигатель (ЦЛД), который обладает рядом преимуществ по сравнению с аналогами и весьма эффективен с экономической точки зрения: низкое потребление энергии, простота производства и сборки. Притом, что данные электродвигатели обладают великолепными технологическими возможностями и превосходной точностью, главное их преимущество – в экономичности и чрезвычайно низких текущих издержках.

Особенность конструкции цилиндрического линейного двигателя заключается в том, что обмотки расположены вокруг сформированных в виде цилиндра постоянных магнитов.

К достоинствам цилиндрического линейного двигателя относится специфичность тепловыделения. То тепло, которое неизбежно выделяется в обмотках, эффективно отводится окружающей средой и непосредственно на корпус двигателя передается незначительная его часть (рис.1).

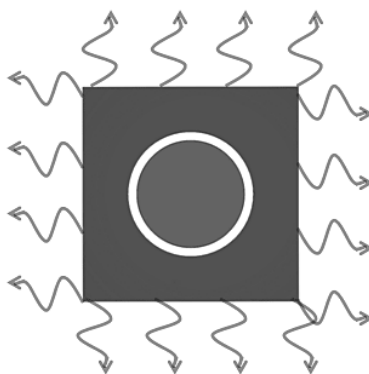


Рисунок 1 – Схема отвода тепла в цилиндрическом линейном двигателе

Цилиндрические линейные двигатели не имеют ограничений по плавности движения. В связи с тем, что в конструкции цилиндрического линейного двигателя нет сердечника, ему не свойственны недостатки, связанные с его наличием. Между цилиндром и обмотками ползуна не возникает дополнительных силовых воздействий (ни в радиальном, ни в осевом направлении), поэтому движение при работе происходит плавно, без скачков нагрузки или скорости. Благодаря симметричной конструкции и отсутствию сердечника, колебания величины зазора принципиально не влияют на работу цилиндрического линейного двигателя, что облегчает его сборку и изготовление. Применение цилиндрического линейного двигателя обеспечивает эффективное использование всего магнитного потока благодаря симметричности конструкции. Благодаря симметричности конструкции, в цилиндрическом линейном двигателе используется весь магнитный поток. Благодаря отсутствию механического контакта отпадает необходимость в смазке, двигатель работает абсолютно бесшумно и не подвергается износу.

С учетом вышеизложенных достоинств была разработана машина трения возвратно-поступательного движения, перемещение каретки и прижим абразива к испытуемым образцам в которой осуществляется цилиндрическими линейными двигателями. Применение микропроцессорной системы позволяет систематизировать и анализировать полученные данные, а также прогнозировать результаты эксперимента

ЛИТЕРАТУРА

1. Чумаченко М. Г. Концепція державної промислової політики України / Чумаченко М. Г. – Донецьк : ІЕП НАН України, 2002. – 424 с.
2. Чигарев В. В. Технологические особенности наплавки порошковой лентой / Чигарев В. В., Грибков Э. П., Касова Е. В. // Матер. V міжнар. наук.-техн. конф. «Важке машинобудування. Проблеми та перспективи розвитку». – Краматорськ : ДДМА, 2007. – С. 118.
3. Свечарник Д. В. Электрические машины непосредственного привода. Безредукторный электропривод / Д. В. Свечарник. – М. : Энергоатомиздат, 1988. – 208 с.
4. Онищенко Г. Б. Состояние и перспективы развития электропривода для станкостроения / Онищенко Г. Б., Босинзон М. А., Калачев Ю. Н. // Приводная техника. – 2003. – № 6.
5. Потапов В. А. Прогнозы роста европейского рынка линейных двигателей / Потапов В. А. // Эксперт. – 2003.

Бибик И. В. (г. Краматорск, ПАО «ЭМСС»)

ИННОВАЦИОННАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЦЕЛЬНОЛИТОЙ КРУПНОГАБАРИТНОЙ СТУПИЦЫ ДЛЯ ДНЕСТРОВСКОЙ ГАЭС

ПАО «ЭМСС» предприятие, постоянно совершенствующее и расширяющее свои технические и производственные возможности, направленные на изготовление крупногабаритного тяжеловесного литья с высокими требованиями.

Ярким примером этого является контракт, заключенный с ОАО «Турбоатом» на изготовление отливки «Ступица» для Днестровской ГАЭС.

Отливка «Ступица» представляет собой кольцо со сферической поверхностью с одной стороны и плоской поверхностью с выступающей кольцевой направляющей с другой стороны. Диаметр данной отливки 7360 мм, высота 1215 мм, черновая масса 115 т, марка материала 06Х13Н4МЛ.

К данной отливке предъявляются высокие требования: контроль методом проникающей жидкости (МПЖ) в объеме 100%, ультразвуковой контроль (УЗК) практически всех поверхностей, контроль методом цветной дефектоскопии (ЦД) зон транспортировочных цапф отливки, разность между минимальными и максимальными значениями твердости в точках замера допускается не более 30НВ.

Ранее на всей территории постсоветского пространства не отливались отливки по габаритным размерам и металлоемкости аналогичные этой.

Подобные «Ступицы» ранее изготавливались из отдельных частей, а затем сваривались между собой.

В настоящее время Заказчик отказывается идти на дополнительные затраты связанные со сваркой изделий, и требует изготовление отливки в цельнолитом варианте.

В марте 2012 г. на «ЭМСС» была изготовлена первая такая «Ступица». Специалистам предприятия потребовалось приложить максимум усилий, как на разработку технологического процесса изготовления отливки, так и на подготовку производства.

При выборе положения отливки в форме первоначально был рассмотрен традиционный вариант для «ЭМСС», предусматривающий расположение проточной части отливки внизу формы, тем самым, обеспечивая требуемое качество металла в этой ответственной части. Питание отливки в этом случае обеспечивалось за счет местных прибылей.

Однако результаты моделирования в программе «LVMFlow» разработанной технологии показали не эффективность такого способа питания и наличие внутренних усадочных дефектов в зоне расположения кольцевой направляющей.

Применение наружных холодильников, питающих ребер, прибылей различных типоразмеров не позволило добиться требуемого качества отливки.

Кардинальным решением данной проблемы было изменение положения отливки в форме. По новой технологии проточная часть «Ступицы» располага-

лась не внизу формы, а вверху – в сторону плоскости разъема. Это позволило при уникально больших габаритных размерах создать направленность затвердевания металла, как в периферийной, относительно тонкой части отливки, так и в ее массивной центральной части.

Для осуществления качественного питания «Ступицы» при затвердевании металла отливка была условно разделена на две зоны питания: периферийная зона – питание осуществлялось закрытыми прибылями и массивная центральная часть – питание, которой предусматривалось кольцевой открытой прибыльюю.

Новая технология позволила:

- изготовить часть модели, взамен целой;
- отказаться от изготовления верхней полуформы, а значит от изготовления специальной опоки для ее формовки;
- уменьшить расход дорогостоящей жидкой стали марки 06Х13Н4МЛ;
- уменьшить трудоемкость изготовления отливки.

По данной технологии отливка «Ступица» изготовлена в сроки, предусмотренные контрактом, с качеством, удовлетворяющим Покупателя (см. рис.1).



Рисунок 1 – Отливка «Ступица»

«Ступица» полностью обработана и проконтролирована в полном объеме на ОАО «Турбоатом». Претензий к качеству металла «Ступицы» со стороны Заказчика не имеется.

Отливка полностью соответствует техническим требованиям и предъявляемым НТД. Внедрение нового технологического процесса изготовления отливки «Ступица» позволило добиться следующей экономической эффективности - 1121022,9 грн.

В декабре ОАО «Турбоатом» разместил на ПАО «ЭМСС» заказ на изготовление еще одной такой же «Ступицы».

Бойко И. А. (г. Краматорск, ДГМА)

РАЗРАБОТКА РЕЖИМОВ ТЕРМООБРАБОТКИ СТАЛИ 40Х12В4К2Ф ПОСЛЕ НАПЛАВКИ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ

Инструмент, наплавленный разработанной самозащитной порошковой проволокой типа ПП-40Х12В4К2Ф применяется в состоянии после наплавки с последующей закалкой и отпуском. Для исследования влияния различных режимов термической обработки на свойства наплавленного и основного металла производились наплавки этого состава самозащитными порошковыми проволоками на пластины размером 20х60х250 мм из стали 45 и 38ХН3МФА. С целью предотвращения образования кристаллизационных и закалочных трещин заготовки предварительно подогревали в камерной электропечи до температуры 350 °С. Все образцы после наплавки 4...5 слоев охлаждались вместе с печью.

За меру трещиноустойчивости принимали количество образцов (в % от общего числа закаленных по данному режиму), на которых обнаруживались трещины. Для определения чувствительности наплавленного металла типа 40Х12В4К2Ф к трещинам при закалке с различных температур производилась наплавка на пластины из стали 45 в 8...10 слоев с предварительным подогревом, предупреждающим образование трещин при наплавке. Перед закалкой образцы предварительно подогревались в камерной печи до температуры 600 °С, а затем помещались в печь, нагретую до температуры закалки. Закалку образцов производили с температуры нагрева 950, 1000, 1050, 1100, 1150 °С в масле. Для каждой температуры закалки изготовлено по 5 образцов. Наличие трещин определялось визуально после травления в 10 % - ном водном растворе азотной кислоты в течение 20 мин.

Как показали результаты исследований с увеличением температуры закалки с 950 до 1150 °С чувствительность к трещинообразованию возрастает. При температурах закалки 1100 и 1150 °С количество образцов с закалочными трещинами составляет 10...20 % от общего количества образцов, закаленных при данной температуре. При снижении температуры закалки до 1050 °С закалочные трещины отсутствуют. Исходя из этого, для обеспечения требуемых свойств наплавленного металла необходимо выполнить термическую обработку по следующему режиму: нагрев до температуры 1050 °С, выдержка при этой температуре 30...40 мин, охлаждение в масле, отпуск при температуре 350...400 °С в течение 1...2 часов. Это позволяет получить стабильную мартенситно-карбидную структуру и получить ее твердость на уровне 50...52 НРС.

ЛИТЕРАТУРА

1. Канюка В. И. *Справочник по инструментальным сталям : справочное издание / В. И. Канюка, В. Н. Терехов, А. Н. Мороз ; под общ. ред. Ю. Ф. Тернового ; ГП «Укр. НИИ спец. сталей, сплавов и ферросплавов «УкрНИИспецсталь».* – 2-е изд. – Х. : Металлика, 2009.–242 с.
2. Лахтин Ю.М *Термическая обработка в машиностроении : справочник/ Ю. М. Лахтин, А. Г. Рахитадт.* – М. : Машиностроение, 1980. – 783 с.

ШЛАКОВАЯ СИСТЕМА САМОЗАЩИТНОЙ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ ДЛЯ НАПЛАВКИ СТАЛИ 40X12B4K2Ф

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

Для исследований влияния состава композиции $CaF_2 - TiO_2 - ZrO_2$ на отделимость шлаковой корки при повышенных температурах и кроющую способность было изготовлено 10 составов порошковых проволок. Содержание шлакообразующих компонентов принято постоянным на уровне 22 % от массы наполнителя для всех составов проволок, легирующая часть которых рассчитывалась при усредненных значениях коэффициентов перехода на наплавку стали 40X12B4K2Ф.

Отделимость корки определялась по отношению площади отделившегося шлака к энергии удара. После остывания образца до температуры $400^\circ C$ производился удар по нему со стороны, обратной наплавке.

Кроющая способность шлака определялась по формуле:

$$K = \frac{F_{\phi}}{F_{\lambda}}, \quad (1)$$

где F_{ϕ} – площадь валика укрытая шлаком;

F_{λ} – общая площадь валика.

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

Анализ полученных данных показал, что повышение основности шлака не может существенно снизить отделимость шлаковой корки ввиду увеличения сил адгезии и снижения вязкости шлака. В пределах исследуемой композиции содержание плавикового шпата не должно превышать 60% от общей массы шлакообразующей части сердечника. Изменение содержания рутилового концентрата до 40 % улучшает отделимость ввиду повышения сил поверхностного натяжения и повышения вязкости шлака, дальнейшее увеличение данного минерала в шихте существенно ухудшает отделимость ввиду повышения окислительной способности шлака и образования субшлаковых и шпинелевидных фаз

на границе раздела. Влияние диоксида циркония наиболее благоприятно проявляется при его содержании 15...35%, что может быть объяснено снижением КТР шлакового покрытия. При большем содержании отделимость ухудшается ввиду повышения окислительной способности (как и для рутилового концентрата), а также плохим формированием рельефа валиков, что приводит к заземлению шлака.

Результаты исследований влияния состава выбранной композиции шлакообразующей системы наполнителя самозащитной порошковой проволоки на кроющую способность шлака приведены на рис.1.

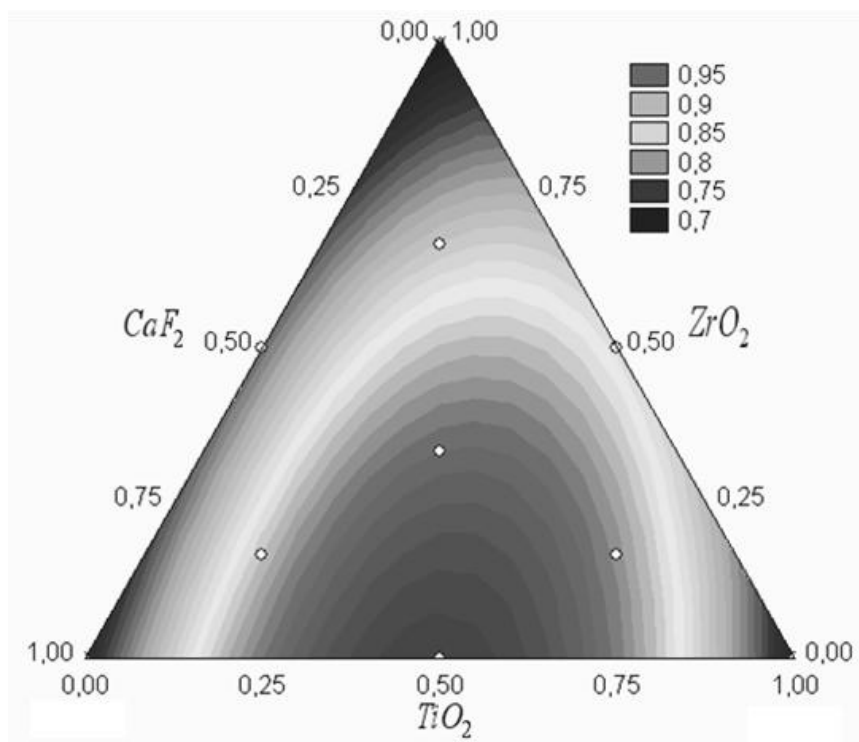


Рисунок 1 – Значения кроющей способности шлака в зависимости от сочетания компонентов системы $CaF_2-ZrO_2-TiO_2$

Наибольшие значения кроющей способности шлака проявляются при соотношении основного и кислых компонентов 1:1. Это явление объясняется физическими свойствами шлаков: вязкостью, адгезией и поверхностным натяжением. При повышении основности шлака пропорционально уменьшается его вязкость, что приводит к стеканию шлака с вершины валика, оголяя ее. Повышение кислотности шлака наоборот увеличивает вязкость, а также поверхностное натяжение, что не позволяет шлаку покрыть валик полностью.

ЛИТЕРАТУРА

1. Рябцев И. И. Улучшение отделимости шлаковой корки при дуговой наплавке под флюсом / Рябцев И. И. // Сварочное производство. – 2008. – № 2.
2. Походня И. К. Сварка порошковой проволокой / Походня И. К., Суптель А. М., Шлепаков В. Н. – К. : Наукова думка, 1972. – 223 с.
3. Ерохин А. А. Кинетика металлургических процессов дуговой сварки / Ерохин А. А. – М. : Машиностроение, 1964. – 252 с.

Бочвар Н. Р., Рохлин Л. Л., Леонова Н. П., Суханов А. В. (г. Москва, ИМЕТ РАН)

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СПЛАВОВ AL-MG-Si, ЛЕГИРОВАННЫХ СКАНДИЕМ

Алюминиевые деформированные сплавы тройной системы Al-Mg-Si, отличаются повышенной пластичностью, средней прочностью, хорошими технологическими свойствами, высокой коррозионной стойкостью, низким электросопротивлением [1]. Они находят широкое применение в качестве легких конструкционных материалов и в качестве проводников электрического тока. Содержание Mg и Si в сплавах устанавливается таким, чтобы упрочняющей фазой являлось соединение Mg_2Si , а сплавы располагались вблизи псевдобинарного сечения Al- Mg_2Si , которое характеризуется сужением области (Al) с понижением температуры. Такие сплавы проявляют способность к упрочнению при старении. Предполагалось, что введение Sc в сплавы Al- Mg_2Si приведет к повышению их прочности и температуры рекристаллизации [2]. Физико-химические исследования сплавов Al- Mg_2Si -Sc проводили, используя методы ДТА, микроскопический и МРСА анализы, измерения твердости, удельного электросопротивления и механических свойств. Были исследованы сплавы, лежащие на сечении концентрационного треугольника, проходящем через составы сплавов Al-9,8% Mg_2Si и Al-1,7%Sc (мас.%). Согласно данным МРСА в структуре сплавов наблюдали три фазы: (Al), Mg_2Si (темная) и $\tau(Sc_2Si_2Al)$ (серая), (рис.1). Фазовые взаимодействия показаны на политермическом сечении (рис.2).

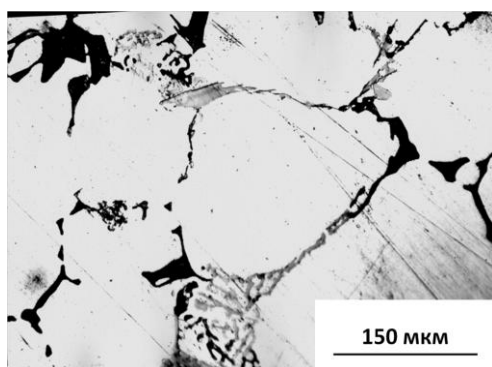


Рисунок 1 – Микроструктура сплава Al-4,36% Mg_2Si -0,48%Sc

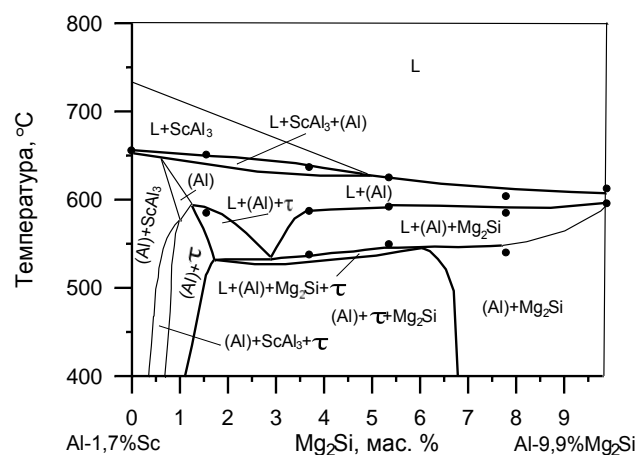


Рисунок 2 – Политермическое сечение: Al-1,7%Sc – Al-9,8% Mg_2Si .

Сплавы Al- Mg_2Si упрочняются как при естественном (при 20°C), так и при искусственном (при 190°C) старении. Исследование проводили на образцах с 1,0 и 1,6% Mg_2Si без Sc (сплавы 1 и 3) и с 0,2%Sc (сплавы 2 и 4), которые послековки были закалены от 525°C – 2 ч. Было установлено, что при естественном старении максимум твердости достигается после 200 ч старения, и более высокие значения имели сплавы, легированные Sc. При температуре 190°C

сплавы со Sc требовали большего времени для достижения максимума твердости и имели меньшую твердость, чем сплавы без Sc, что иллюстрируется на рис. 3. Это связано, вероятно, с выделением из пересыщенного твердого раствора при старении, помимо упрочняющих частиц Mg_2Si , частиц тройного соединения τ . На рис. 4 показаны механические свойства на растяжение, полученные после закалки и старения при $190^\circ C - 8$ ч. Сплавы, легированные Sc и содержащие 1,6% Mg_2Si , показали наиболее высокое упрочнение после старения: $\sigma_B=253$ МПа, $\sigma_{0,2}=210$ МПа (сплав со Sc) по сравнению с $\sigma_B=239$ МПа, $\sigma_{0,2}=192$ МПа (сплав без Sc). Относительное удлинение сплавов со Sc и без Sc находилось примерно на одном уровне и составляло 15-18%.

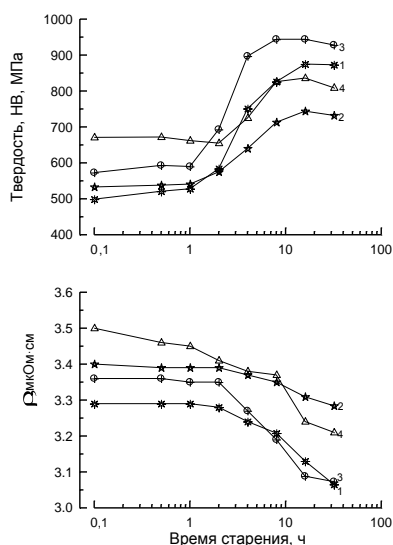


Рисунок 3 – НВ и r при старении $190^\circ C$ от 0,5 до 32 ч

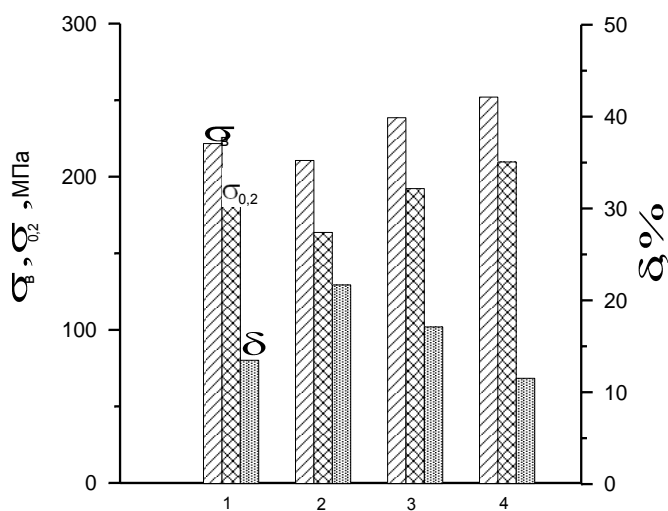


Рисунок 4 – Механические свойства после старения при $190^\circ C$ в течение 8 ч

Введение в Al-Mg-Si сплавы добавок скандия существенно измельчает зерна твердого раствора и задерживает рекристаллизацию (рис. 5).

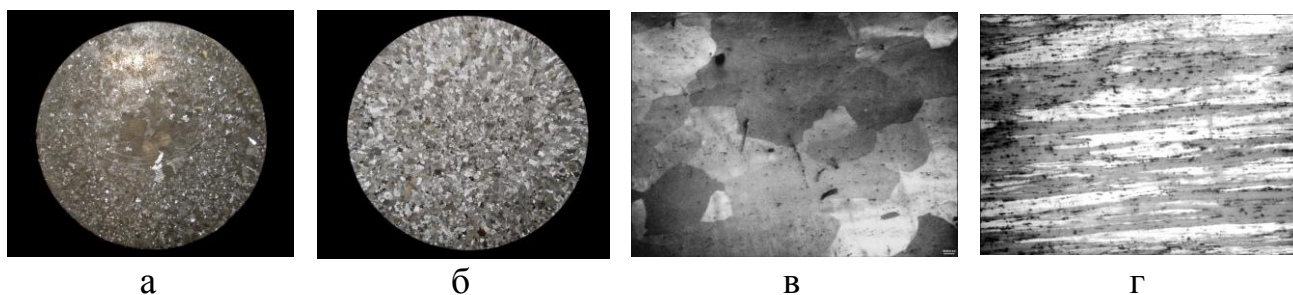


Рисунок 5 – Макроструктура (а, б) и микроструктура послековки (в, г) сплавов Al-1,6% Mg_2Si (а, в) и Al-1,6% Mg_2Si -0,2%Sc (б, г).

ЛИТЕРАТУРА

1. Макаров Г. С. Слитки из алюминиевых сплавов с магнием и кремнием для прессования / Макаров Г. С. – М. : Интермет Инжиниринг, 2011. – 528 с.
2. О легировании алюминиевых сплавов добавками скандия и циркония / Давыдов В. Г., Елагин В. И., Захаров В. В., Ростова Т. Д. // *МиТОМ*. – 1996. – № 8. – С. 25–30.

ПОЛУЧЕНИЕ СТАЛИ С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ

Наряду с чугунами к графитизированным железоуглеродистым сплавам относятся также заэвтектоидные графитизированные стали с содержанием углерода от 1 до 2%, которые по механическим свойствам находятся на уровне легированных конструкционных сталей, но выгодно отличаются от последних более высокой циклической вязкостью (демпфирующей способностью), износостойкостью, теплостойкостью и рядом других свойств, являясь уникальным конструкционным материалом для определенной номенклатуры машиностроительных деталей.

Графитизированную сталь традиционно получают аналогично ковкому чугуну путем длительного (до 50 часов) графитизирующего отжига отливок с типичной для литой заэвтектоидной стали структурой, состоящей из перлита, эвтектического и вторичного цементита. Заэвтектоидные стали характеризуются высокой объёмной усадкой и повышенной склонностью к трещинообразованию, что ограничивает область их применения деталями относительно простой конфигурации, такими как прокатные валки, штампы, прошивки, фильеры, подшипники и др. По причине высокой энергоёмкости графитизирующего отжига производство графитизированной стали, как и ковкого чугуна, в настоящее время малорентабельно и постепенно сокращается.

Для повышения конкурентоспособности графитизированных сталей по отношению к таким машиностроительным материалам как высокопрочный чугун, бронзы, низколегированные стали представляется перспективным создание принципиально новой технологии, обеспечивающей кристаллизацию заэвтектоидной стали с образованием включений шаровидного графита и исключая формирование структурно-свободного цементита. Такое радикальное изменение процесса кристаллизации заэвтектоидной стали может быть достигнуто на основе разработки применения высокоэффективного модифицирования в предкристаллизационном периоде в сочетании с оптимизацией химического состава и скорости охлаждения отливок.

В результате выполненных исследований разработан высокоэффективный процесс модифицирования, определены основные технологические параметры получения заэвтектоидной стали с шаровидным графитом, изготовлены опытные отливки втулок с толщиной стенки 20 мм.

В структуре литых втулок включения шаровидного графита расположены, главным образом, в междендритном пространстве в виде цепочек вытянутых параллельно осям дендритов первичного аустенита. Микроструктура состоит из шаровидного графита, перлита и феррита. В отличие от высокопрочного чугуна с шаровидным графитом (3,6%С) микроструктура заэвтектоидной стали с шаровидным графитом (1,6%С) характеризуется большой неоднородностью распределения включений графита, и соотношения перлит/феррит в металлической основе.

Микроструктура втулок из стали с шаровидным графитом состояла из включений шаровидного графита диаметром 35-40 мк с плотностью распределения 35-45 шт/мм² и перлитно-ферритной (10-40% феррита) металлической основы. Микроструктура втулок отлитых из высокопрочного чугуна состояла из более мелкого шаровидного графита диаметром 25-30 мк со значительно большей плотностью распределения – 240-280 шт/мм² и феррито-перлитной металлической основы (70-85% феррита). Таким образом, по сравнению с высокопрочным чугуном в микроструктуре литой стали с шаровидным графитом количество графитной фазы в структуре и феррита в металлической основе в несколько раз меньше.

Отливки из стали с шаровидным графитом были термообработаны по режиму двухступенчатого отжига: нагрев до 880°C, выдержка 3 ч, охлаждение с печью до 720°C, выдержка 2 ч, охлаждение на воздухе. В результате термообработки получена ферритная заэвтектоидная сталь с шаровидным графитом с механическими свойствами: $\sigma_B = 530-560$ МПа; $\sigma_{0,2} = 407-423$ МПа; $\delta = 24-27\%$; ударная вязкость $KC > 170$ Дж/см²; твердость – 153-170 НВ. Ферритная сталь с шаровидным графитом по сравнению с сопоставимым по прочности высокопрочным чугуном марки ВЧ500 характеризуется увеличенными более чем в 3 раза показателями пластичности и ударной вязкости. Очевидно, что применив такие упрочняющие виды термообработки как изотермическая закалка, закалка в масле, нормализацию и др., можно получить весьма высокие показатели прочности, износостойкости и ряда других свойств. Основные технико-экономические преимущества разработанной технологии получения графитизированной стали: улучшение литейных свойств, устранение энергоёмкого графитизирующего отжига, возможность изготовления отливок сложной конфигурации, включая корпусные.

Полученные научные результаты открывают перспективу разработки высокоэффективных технологий и создания новых марок графитизированной стали – недорогого машиностроительного материала с высокими технологическими, механическими и эксплуатационными свойствами.

Бубликов В. Б., Бачинский Ю. Д., Хоружий В. Я., Талько В. Н. (г. Киев, ФТИМС НАН Украины)

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ В ЗОНЕ КОНТАКТА ФЕРРОСИЛИЦИЙ-МАГНИЕВОЙ ЛИГАТУРЫ ФСМг7 С ЖИДКИМ ЧУГУНОМ

Температура плавления ферросилиций-магниевых лигатур находится в пределах диапазона 1250...1350 °С, что ниже температуры процесса модифицирования, которая составляет 1400...1460 °С. В таких условиях межфазного взаимодействия вначале происходит плавление лигатуры, а затем жидкофазное растворение и химическое взаимодействие компонентов лигатуры с компонентами чугуна. Но

при плавлении частицы магниевой лигатуры в жидком чугунае на ее поверхности возможно замерзание чугунной корочки.

Целью работы являлось исследование особенностей процесса плавления в жидком чугунае сфероидизирующей магниевой лигатуры ФСМг7 в зависимости от времени выдержки образцов.

Необходимо отметить, что в целом, в условиях проведенного экспериментального исследования, плавление ферросилиций-магниевой лигатуры в жидком чугунае при температуре расплава 1400 °С в течение ~5 с проходило без замерзания на образце чугунной корочки. Но в одном из опытов, когда время выдержки образца в жидком чугунае при температуре 1400 °С было уменьшено до 2,4 с, в нижней части образца на его плавящейся поверхности затвердел фрагмент чугуна в форме сегмента со сферической поверхностью размером основания ~6 мм и наибольшей толщиной 2 мм. В месте контакта образца магниевой лигатуры с затвердевшим фрагментом чугуна был изготовлен шлиф и проведено его исследование на рентгеновском электронном микроанализаторе РЭММА-102. При затвердевании вблизи границы с лигатурой сформировался слой толщиной 130-180 мкм из чугуна с шаровидным графитом, а на большем удалении от лигатуры образовался слой доэвтектического чугуна с пластинчатым графитом и крупными кристаллами дендритов.

На поверхности лигатуры у границы с чугуном наблюдается переходной слой толщиной ~100 мкм. Выполнены исследования изменения содержания магния, кремния, железа вблизи границы контакта образца магниевой лигатуры с чугуном.

Установлено, что при уменьшении расстояния до границы контакта с чугуном от 1950 до 250 мкм содержание в лигатуре кремния и железа изменяется незначительно, в то время как содержание магния уменьшается в 3,5 раза (с 4,49 до 1,29 % мас.). Это объясняется тем, что после расплавления легкоплавкой фазы Mg_2Si магний переходит в состояние пара и быстро переносится в чугун, тогда как при температурах незначительно превышающих температуру ликвидус соединения Mg_2Si перенос кремния и железа по диффузионному механизму протекает значительно медленнее. На расстоянии 155 мкм от границы с чугуном диффузионный перенос кремния и железа активизируется и на границе с переходным слоем содержание кремния в лигатуре уменьшается с 38,46-42,39 % мас. до 33,83 % мас., а железа увеличивается с 56,40-57,89 % мас. до 63,9 % мас. В переходном слое интенсивность переноса кремния возрастает почти в 4 раза. Содержание магния в переходном слое толщиной около 100 мкм уменьшается с 1,08 до 0,41 % мас. (в 2,6 раза). Вблизи границы с лигатурой содержание в чугунае магния весьма высокое – 0,30 % мас. в 10 мкм от границы и 0,19 % мас. в 20 мкм от границы. Затем снижается до 0,06 % мас. на расстоянии 30 мкм и до 0,03 % мас. на расстоянии 150 мкм. На расстоянии 200 мкм от границы с лигатурой в слое чугуна с пластинчатым графитом магний не обнаружен, а содержание кремния снижается до минимального – 2,01 % мас. При дальнейшем увеличении расстояния от границы контакта с лигатурой содержание кремния в чугунае постепенно снижается и приближается к его содержанию в исходном расплаве – 1,75-1,85 % мас.

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

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ГРАФИТИЗИРУЮЩЕГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

В настоящее время широко разрабатываются порошковые и брикетированные модификаторы, которые имеют ряд экономических и технологических преимуществ. Учитывая вышеизложенное, актуальным является исследование влияния позднего графитизирующего модифицирования порошковыми и традиционными модификаторами на основе ферросплавов на формирование структуры отливок из высокопрочного чугуна.

Цель работы заключалась в сравнении влияния внутриформенного графитизирующего модифицирования порошковыми и литыми на основе ферросилиция модификаторами с щелочно-земельными металлами на структуру отливок из высокопрочного чугуна. Изучали эффективность двойного модифицирования: сфероидизирующего в ковше магний-кальциевой лигатурой ЖКМК-4Р и графитизирующего в литейной форме: порошковым модификатором FeSiBa₄, брикетированным из порошков FeSiMg₈Ca₇ и дроблеными до фракции 2-5 мм ферросплавами FeSiBa₂₀, FeSiCa₃₀. Отливали ступенчатые пробы с толщиной ступеней 1,5; 2,5; 5; 10 и 15 мм.

Сравнительный анализ показал высокую эффективность графитизирующего модифицирования брикетированным модификатором FeSiMg₈Ca₇, при модифицировании которым в структуре ступени толщиной 2,5 мм цементит не образуется, тогда как при модифицировании порошковым модификатором FeSiBa₄ цементит в количестве до 15 % присутствует по всему сечению шлифа ступени толщиной 3 мм.

Сравнительное исследование модификаторов FeSiBa₂₀, FeSiMg₈Ca₇ и FeSiCa₃₀ показало, что по сравнению с порошковым модификатором FeSiBa₄ они обеспечивают более высокую степень сфероидизации включений графита (90-95 %) и характеризуются более высокой графитизирующей способностью. При модифицировании FeSiBa₂₀, FeSiMg₈Ca₇ - структура ступеней толщиной 2,5 мм состоит из шаровидного графита с плотностью распределения 1200 шт/мм² и перлитно-ферритной металлической основы с количеством перлита 70 %, а при модифицировании FeSiCa₃₀ содержание перлита составляет 85 %. На основе результатов исследования рекомендуется после сфероидизирующего модифицирования в ковше магниевой лигатурой проводить дополнительное графитизирующее модифицирование в литейной форме модификаторами FeSiBa₂₀, FeSiMg₈Ca₇ или FeSiCa₃₀.

Определены параметры процесса внутриформенного модифицирования для получения отливок с минимальной толщиной стенки 2,5-3,0 мм без цементита, которые обеспечивают формирование измельченной литой структуры, состоящей из включений шаровидного графита с плотностью распределения более 1200 шт/мм², металлической основы из тонкопластинчатого перлита (Пд

0,3) и мелкозернистого феррита (7...9 балл), что способствует улучшению качества и повышению механических свойств литых изделий.

Применение после ковшового сфероидизирующего модифицирования графитизирующего модифицирования в литейной форме устраняет отбел тонкостенных отливок, повышает степень сфероидизации графита и плотность распределения его включений в металлической основе. Указанные структурные изменения способствуют уменьшению усадки, снижению твердости, повышению пластичности, улучшению обрабатываемости резанием и обеспечивают повышение механических свойств отливок из высокопрочного чугуна до уровня, достигаемого в традиционных технологиях применением термической обработки.

Бубликов В. Б., Нестерук Е. П., Болдырева Е. С. (г. Киев, ФТИМС НАН Украины)

К ВОПРОСУ О МОДИФИЦИРОВАНИИ В ПРЯМОТОЧНОМ И ЦЕНТРОБЕЖНОМ РЕАКТОРАХ

В мире динамично развивается производство отливок из высокопрочных чугунов. Высокопрочный чугун с шаровидным графитом является перспективным конструкционным материалом, все больше заменяя изделия из литой или ковальной стали, а также серого и ковкого чугуна, и используется во многих областях промышленности. Мировой выпуск отливок из высокопрочного чугуна в 2011 году составил более 23 млн. т., это 25,5 % выпуска отливок из всех видов сплавов. В Украине этот показатель на порядок меньше. Улучшение качества продукции литейного производства, повышение ее надежности и долговечности это требование нашего времени. Такое положение в значительной мере обусловлено отсутствием современных высокоэффективных технологий получения высокопрочного чугуна. Процесс модифицирования в проточных реакторах, расположенных в литейных формах, представляется наиболее перспективным и экономичным для замены устаревших технологий получения высокопрочного чугуна. Не потребуются закупка лицензий, дорогого технологического оборудования (специальных закрытых ковшей, заливочных индукционных печей с нейтральной атмосферой, систем автоматического ввода графитизирующего модификатора в струю и др.).

Одним из главных факторов, влияющих на степень перехода магния и других модифицирующих элементов в чугун при внутриформенном модифицировании, является характер межфазного взаимодействия, который в зависимости от параметров процесса, в соответствии с принятой классификацией, может быть поверхностным, объемным, слоевым и комбинированным. Для технологии внутриформенного модифицирования характерно создание условий, при которых переход магния в чугун происходит равномерно на протяжении всего

времени заливки литейной формы. Равномерный переход магния в чугун можно описать линейной закономерностью, для которой характерен слоевой тип межфазного взаимодействия, при котором скорость растворения лимитируется поверхностью частиц модификатора, находящегося в пределах реакционного слоя. Основным недостатком слоевого межфазного взаимодействия состоит в том, что первые порции расплава с минимальным содержанием магния и других модифицирующих элементов попадают в полости отливок, а последние, насыщенные модифицирующими элементами заполняют литниковую систему. Создание в проточном реакторе объемного характера межфазного взаимодействия обеспечивает высокий уровень насыщения расплава чугуна магнием и другими модифицирующими элементами в начальный период заливки, и гарантировано модифицированная часть расплава идет на заполнение отливок, а последняя часто немодифицированная часть расплава заполняет литниковую систему. Выбор и применение оптимального, для конкретных условий, вида межфазного взаимодействия является одним из главных факторов при разработке высокоэффективных управляемых процессов модифицирования в проточном реакторе. В связи с этим было проведено исследование влияния комплекса технологических факторов на степень перехода магния в металл отливок при модифицировании в прямоточном и центробежном реакторах.

Получены экспериментальные данные о влиянии температуры заливки чугуна в литейную форму, диаметра проточного реактора, расхода модификатора, его фракционного состава и коэффициента заполнения реактора твердой фазой на содержание магния в металле отливок и коэффициент его усвоения при модифицировании в прямоточном и центробежном проточном реакторах. Установлено, что диаметр реактора, фракция модификатора и коэффициент заполнения реактора относятся к факторам, которые оказывают наибольшее воздействие на скорость процесса растворения модификатора.

Определены оптимальные параметры внутриформенного модифицирования для гарантированного получения качественных отливок из высокопрочного чугуна. Высокие показатели процесса внутриформенной модифицирующей обработки достигаются при использовании центробежного реактора диаметром 100 мм, фракции модификатора 1...4 и коэффициенте заполнения 70 %. Создание в реакторе режима центробежного движения ускоряет образование жидко-твердой среды, неременного условия интенсивного растворения модификатора.

Показано, что по сравнению с прямоточным при модифицировании в центробежном реакторе при расходе модификатора 1 % содержание магния в металле отливок увеличивается в 1,5 % раза, а при расходе модификатора 2 % - в 2,3 раза. При этом коэффициент усвоения магния при изменении расхода модификатора от 1 до 2 % снижается для прямоточного реактора на 20 %, а для центробежного на 10 %.

Бубликов В. Б., Ясинский А. А., Медведь С. Н., Моисеева Н. П.,
Зеленская Т. В. (г. Киев, ФТИМС НАН Украины)

ВЛИЯНИЕ МЕТОДА МОДИФИЦИРОВАНИЯ И СОДЕРЖАНИЯ КРЕМНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

Прогрессивным направлением развития технологий высокопрочного чугуна является повышение эффективности модифицирования путем применения позднего внутриформенного модифицирования в проточных реакторах, расположенных в литниковой системе.

Сближение во времени процессов модифицирования и кристаллизации стимулирует инокуляцию (увеличение числа центров кристаллизации), обеспечивает более высокий уровень сфероидизации графитных включений и эффективно предотвращает образование отбела в структуре тонкостенных отливок. При таком ходе кристаллизации в отливках формируется мелкокристаллическая структура с повышенным количеством феррита в металлической основе, обеспечивающая получение оптимальных технологических и механических свойств высокопрочного чугуна в литом состоянии без проведения термической обработки (графитизирующего отжига)

Наряду с модифицированием значительное влияние на структурообразование и свойства высокопрочного чугуна оказывает его химический состав. Кремний повышает активность углерода, как в расплаве, так и в твердом растворе, в результате чего интенсифицируется графитизация. В технологиях высокопрочного чугуна оптимизация содержания кремния является важнейшей составляющей комплекса факторов, обеспечивающих предотвращение образования отбела и регулирование соотношения перлит/феррит в металлической основе.

Влияние содержания кремния на количество феррита в металлической основе и механические свойства высокопрочного чугуна при ковшовом и внутриформенном модифицировании изучали на образцах, изготовленных из стандартных клиновидных проб толщиной 25 мм.

В модифицированном в ковше лигатурой ЖКМК-4Р высокопрочном чугуне при содержании кремния 2 % в структуре клиновидных отливок наряду с шаровидным графитом образовывался также эвтектический цементит в количестве до 10 %. Образование цементита предотвращалось при повышении содержания кремния до 2,3 % и проведении ковшового графитизирующего модифицирования ферросилицием ФС75. При содержании кремния 2,5 % и более, графитизирующее модифицирование не проводилось, так как кристаллизация стандартных клиновидных проб из модифицированного в ковше высокопрочного чугуна проходила без образования цементита. В высокопрочном чугуне, модифицированном в литейной форме лигатурой ФСМг7, цементит в количестве до 10 % образовывался в структуре клиновидной пробы при значительно

меньшем содержании кремния – 1,2 %. При более высоком содержании кремния в модифицированном в литейной форме высокопрочном чугуна в клиновидных пробах цементит при кристаллизации не образовывался.

Полученный внутриформенным модифицированием высокопрочный чугун с содержанием ~2,5 % кремния отличался от полученного ковшовым модифицированием несколько меньшей величиной временного сопротивления разрыву (σ_B), более низкой твердостью (НВ), повышенным относительным удлинением (δ) и в 1,5 раза большей ударной вязкостью (КС). С увеличением содержания кремния до 3,0-3,5 % влияние условий модифицирования на механические свойства высокопрочного чугуна проявляется незначительно.

Установлено, что при содержании более 2,3-2,5 % Si когда в результате внутриформенного модифицирования достигается высокая степень ферритизации металлической основы, влияние графитизирующего отжига на изменение механических свойств проявляется незначительно, что позволяет получать отливки из ферритного высокопрочного чугуна марки ВЧ400-15 без термической обработки.

Обоснована технико-экономическая целесообразность получения отливок из высокопрочного чугуна ферритного класса на основе применения внутриформенного модифицирования и оптимизации содержания кремния, что позволяет ликвидировать характерную для традиционных технологий ковшового модифицирования операцию энергоемкого графитизирующего отжига.

Буланова М. В. (г. Киев, ИПМ НАНУ), Теденак Ж.-К. (г. Монпелье, ICG UMR CNRS, Université Montpellier 2, Франция), Фартушна Ю. В., Мелешевич К. А., Самелюк А. В. (г. Киев, ИПМ НАНУ)

ИЗОТЕРМИЧЕСКОЕ СЕЧЕНИЕ СИСТЕМЫ Ti–Ga–Sn ПРИ 1300 °С

Методами ДТА, РФА, МСА и ЛРСА изучены фазовые равновесия в системе Ti–Ga–Sn в области 50...100 % (ат.) Ti при температуре 1300 °С. По результатам исследования впервые построено изотермическое сечение системы при 1300 °С, которое показано на рис. 1. Впервые найдено новое тройное соединение Ti_5GaSn_2 (τ), кристаллическая структура установлена как тетрагональная (структурный тип Nb_5SiSn_2 , сверхструктура к W_5Si_3 , $I32-I4/mcm$) с параметрами решетки $a = 10.497(3)$, $c = 5.226(2)$ Å (в литом сплаве 70Ti–10Ga–25Sn). Показано, что соединение плавится конгруэнтно при температуре >1580 °С и существует при температуре 1300 °С. Тройное соединение является линейной фазой, расположено по изоконцентрате 62.5 % (ат.) Ti и имеет значительную область гомогенности от ~10 до 22 % (ат.) Ga.

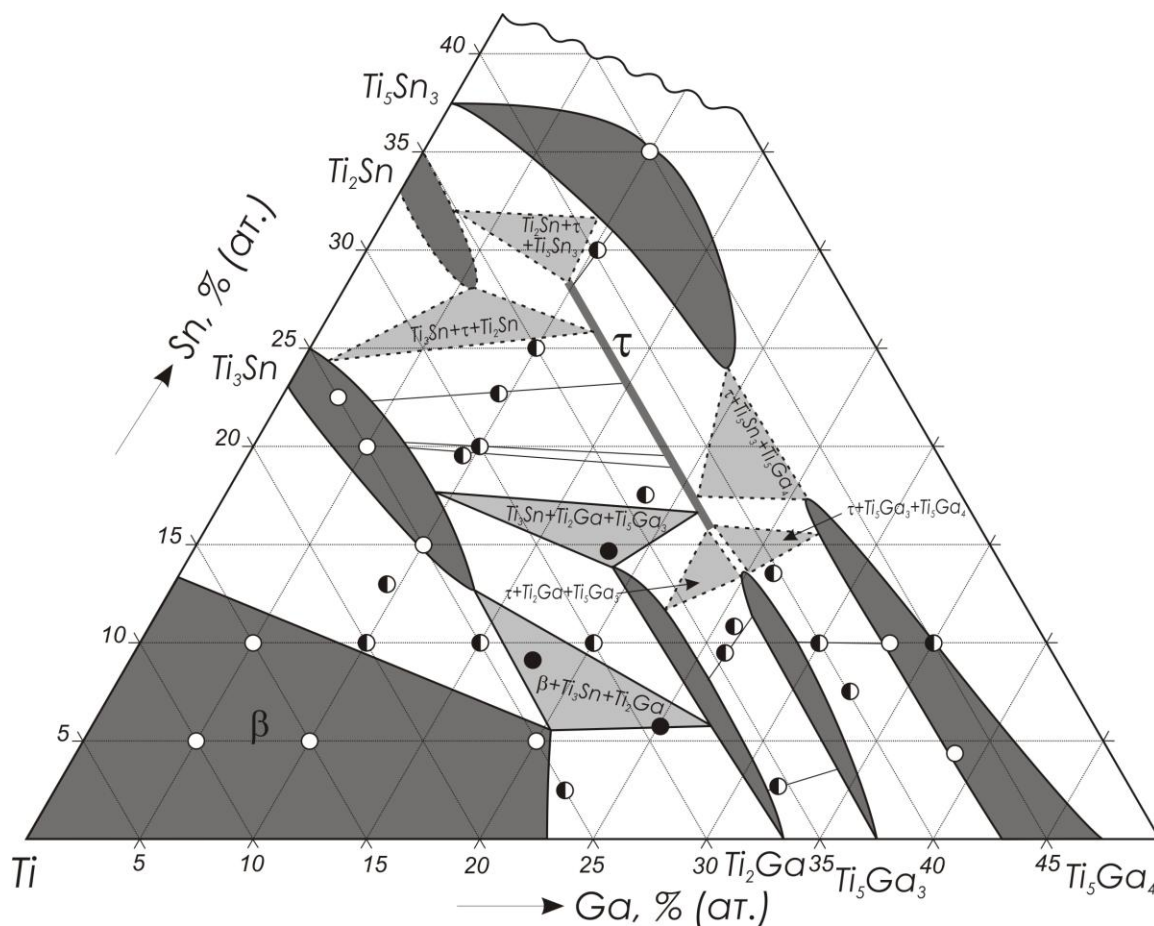


Рисунок 1 – Изотермическое сечение системы Ti–Ga–Sn при температуре 1300 °С

При температуре 1300 °С τ -фаза сосуществует с большинством фаз на основе бинарных соединений: Ti_3Sn , Ti_2Sn , Ti_2Ga , Ti_5Ga_3 , Ti_5Sn_3 и Ti_5Ga_4 .

Изоструктурные соединения Ti_3Sn и Ti_3Ga (структурный тип Ni_3Sn , $hP8-P6_3/mmc$) не образуют непрерывный ряд твердых растворов ни при температуре солидус, ни при температуре 1300 °С, поскольку фаза Ti_3Ga образуется в твердом состоянии при температуре 1030 °С по перитектоидной реакции $(\beta Ti) + (Ti_2Ga) \rightleftharpoons (Ti_3Ga)$. Растворимость Ga в Ti_3Sn при 1300 °С составляет 13.5 % (ат.). Область гомогенности фазы расположена вдоль изоконцентраты 75 % (ат.) Ti.

В отличие от температуры солидус, при температуре 1300 °С изоструктурные соединения Ti_2Ga и Ti_2Sn (структурный тип Ni_2In , $hP6-P6_3/mmc$) также не образуют непрерывный ряд твердых растворов. Растворимость олова в Ti_2Ga составляет 14 % (ат.), а галлия в Ti_2Sn не превышает 7 % (ат.). Области гомогенности фаз расположены вдоль изоконцентраты 66.6 % (ат.) Ti.

Соединения Ti_5Sn_3 и Ti_5Ga_3 имеют разную кристаллическую структуру (Ti_5Sn_3 – структурный тип Mn_5Si_3 , $hP16-P6_3/mcm$, Ti_5Ga_3 – структурный тип W_5Si_3 , $tP32-I4/mcm$) и не могут образовывать непрерывный ряд твердых растворов. Однако, растворимость Ga в Ti_5Sn_3 и Sn в Ti_5Ga_3 , соответственно, значительная. Ti_5Ga_3 при температуре 1300 °С растворяет 13.5 % (ат.) Sn в результате взаимного замещения атомов Sn и Ga. Область гомогенности фазы (Ti_5Ga_3) расположена вдоль изоконцентраты 62.5 % (ат.) Ti.

Установлено, что твердый раствор на основе Ti_5Sn_3 является фазой внедрения, которая при составе Ti_5GaSn_3 имеет упорядоченную структуру типа Hf_5CuSn_3 (производная структуры Ti_5Ga_4) [1]. При добавлении атомов Ga к бинарному соединению Ti_5Sn_3 они занимают позиции 2b (центры Ti_6 октаэдрических междоузлий Ti_5Sn_3), которые являются незаселенными в структуре типа Mn_5Si_3 . Постепенное увеличение концентрации галлия приводит к увеличению занятости позиции 2b, т.е. к образованию твердого раствора внедрения. Полная занятость позиций 2b осуществляется при составе Ti_5GaSn_3 , для которого реализуется структура типа Hf_5CuSn_3 . Об упорядочении твердого раствора внедрения свидетельствует увеличение параметров решетки фазы на основе Ti_5Sn_3 при увеличении содержания галлия в фазе. Эта структура представляет собой заполненный вариант структуры типа Mn_5Si_3 . Область гомогенности фазы на основе Ti_5Sn_3 в тройной системе не расположена вдоль изоконцентраты 62.5 % (ат.) Ti, что отвечает бинарному соединению Ti_5Sn_3 , а с добавлением галлия отклоняется в сторону больших концентраций олова.

Растворимость галлия в Ti_5Sn_3 и олова в Ti_5Ga_4 при 1300°C установлена ориентировочно как ~18 % (ат.) и ~14 % (ат.), соответственно.

Изотермическое сечение при 1300 °C в интервале концентраций от 50 до 100 % (ат.) Ti характеризуется наличием семи трехфазных областей: (βTi) + Ti_3Sn + (Ti_2Ga), τ + (Ti_3Sn) + (Ti_2Ga), τ + (Ti_3Sn) + (Ti_2Sn), τ + (Ti_2Sn) + (Ti_5Sn_3), τ + (Ti_2Ga) + (Ti_5Ga_3), τ + (Ti_5Ga_3) + (Ti_5Ga_4), τ + (Ti_5Sn_3) + (Ti_5Ga_4) и соответствующих двухфазных.

ЛИТЕРАТУРА

1. Rieger W. Antimonides with $D8_8$ and Hf_5Sn_3Cu Structure Types / W. Rieger, E. Parthé // Acta Cryst. (B24) – 1968. – P. 456–458.

Буланова М. В. (г. Киев, ИПМ НАНУ), Теденак Ж.-К. (г. Монпелье, ICG UMR CNRS, Université Montpellier 2, Франция), Фартушна Ю. В., Мелешевич К. А., Самелюк А. В. (г. Киев, ИПМ НАНУ)

ИЗОТЕРМИЧЕСКОЕ СЕЧЕНИЕ СИСТЕМЫ Ti–Ni–Sn ПРИ 1050 °C

Данные относительно строения диаграммы состояния системы Ti–Ni–Sn содержатся в работах [1–3], где представлены изотермические сечения системы при температурах 497 [1] и 800 °C [2], а также квазибинарный разрез TiNi– Ti_3Sn эвтектического типа [3]. В системе образуются два тройных соединения – $TiNi_2Sn$ (τ_1) (структурный тип $MnCu_2Al$, $Fm-3m$, $a = 6,097(1) \text{ \AA}$) и $TiNiSn$ (τ_2) (структурный тип $MgAgAs$, $F-43m$, $a = 5,941(2) \text{ \AA}$) [4, 5], так называемые фазы Гейслера и полу-Гейслера, соответственно. Проведенное нами исследование состояло в изучении фазовых равновесий в системе при температуре 1050 °C в области концентраций до 45 % (ат.) Sn методами ДТА, РФА, МСА и ЛРСА. По

результатам исследования впервые построено изотермическое сечение системы при 1050 °С, которое показано на рис. 1. Нами найдено новое тройное соединение Ti_2Ni_2Sn (τ_3), установлена его кристаллическая структура как тетрагональная (структурный тип U_2Pt_2Sn , $tP20-P4_2/mnm$, № 136) с параметрами решетки $a = 6,836$ (1), $c = 6,400$ (2) Å.

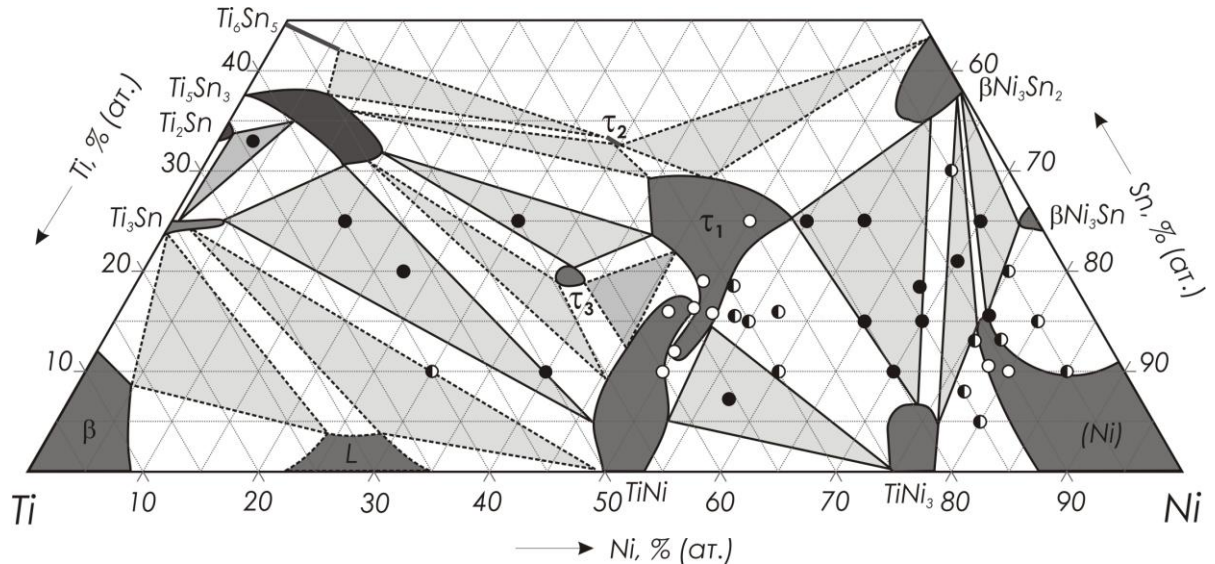


Рисунок 1 – Изотермическое сечение системы Ti–Ni–Sn при температуре 1050 °С

Показано, что фаза Гейслера (τ_1) имеет значительную область гомогенности. Ее протяженность по содержанию никеля / титана составляет ~14 % (ат.), а по олову ~17 % (ат.). При уменьшении содержания олова протяженность области гомогенности τ_1 по никелю / титану резко уменьшается. Фаза полу-Гейслера (τ_2) имеет ограниченную область гомогенности. Ее протяженность не превышает 2 % (ат.) по каждому из элементов.

Кроме фаз на основе тройных соединений τ_1 , τ_2 и τ_3 , в исследованной области концентраций системы Ti–Ni–Sn при 1050 °С в равновесиях принимают участие фазы на основе бинарных соединений Ti_3Sn , Ti_2Sn , Ti_5Sn_3 , Ti_6Sn_5 , $TiNi$, $TiNi_3$, βNi_3Sn , βNi_3Sn_2 и компонентов βTi (β) и Ni . Среди них самую широкую область гомогенности имеет $TiNi$ (~17.5 % (ат.) Sn). Широкую область гомогенности имеет также фаза на основе Ti_5Sn_3 (~15 % (ат.) Ni). При этом образуется твердый раствор внедрения на основе бинарного соединения Ti_5Sn_3 (структура типа Mn_5Si_3 , $hP16-P6_3/mcm$), который при составе Ti_5NiSn_3 упорядочивается по типу Hf_5CuSn_3 ("заполненный" вариант структуры Mn_5Si_3 или производная структуры Ti_5Ga_4 , $hP18-P6_3/mcm$) [6]. Об этом свидетельствует увеличение параметров решетки фазы с увеличением содержания никеля. Область гомогенности фазы на основе Ti_5Sn_3 в тройной системе не совпадает с изоконцентратой 62.5 % (ат.) Ti, а в целом расположена по лучу $Ti_5Sn_3 - Ni$. Растворимость Ni в фазе Ti_6Sn_5 не превышает 5 % (ат.), ее область гомогенности также не совпадает с изоконцентратой 45.45 % (ат.) Sn, а с добавлением никеля наблюдается уменьшение содержания олова в этой фазе до 42 % (ат.). Растворимость Ni в Ti_3Sn при 1050°С составляет 5 % (ат.).

Никелид титана $TiNi_3$ растворяет до 7 % (ат.) Sn. Соединение Ti_2Ni образуется по перитектической реакции $l + (TiNi) \rightleftharpoons (Ti_2Ni)$ при температуре 985 °С и не существует при 1050°С. Среди станидов никеля наиболее протяженную область гомогенности имеет βNi_3Sn_2 . Растворимость никеля в βNi_3Sn_2 составляет 7 % (ат.). Область гомогенности фазы βNi_3Sn значительно меньше. Растворимость олова в ней составляет 2 % (ат.) Наименьшую область гомогенности имеет фаза (Ti_2Sn) , которая растворяет не больше 1 % (ат.) Ni. Растворимость олова в твердом растворе на основе Ni, составляя 12 % (ат.) в двойной системе Ni–Sn при 1050 °С, в тройной системе Ti–Ni–Sn с добавлением титана сначала плавно уменьшается (до ~9 % (ат.) при 5 % (ат.) Ti), а потом резко увеличивается (до ~15 % (ат.) при 10 % (ат.) Ti).

Изотермическое сечение системы Ti–Ni–Sn при температуре 1050°С (рис. 1) характеризуется наличием четырнадцати трехфазных областей, две из которых с участием жидкости: $L + (TiNi) + (Ti_3Sn)$, $L + \beta + (Ti_3Sn)$, $(Ti_5Sn_3) + \tau_1 + \tau_3$, $(Ti_5Sn_3) + \tau_3 + (TiNi)$, $\tau_3 + (TiNi) + \tau_1$, $(Ti_2Sn) + (Ti_3Sn) + (Ti_5Sn_3)$, $(Ti_3Sn) + (Ti_5Sn_3) + (TiNi)$, $\tau_2 + \tau_1 + (Ti_5Sn_3)$, $\tau_2 + (Ti_5Sn_3) + (Ti_6Sn_5)$, $\tau_2 + \tau_1 + (\beta Ni_3Sn_2)$, $\tau_1 + (TiNi) + (TiNi_3)$, $\tau_1 + (\beta Ni_3Sn_2) + (TiNi_3)$, $(\beta Ni_3Sn_2) + (TiNi_3) + (Ni)$, $(\beta Ni_3Sn_2) + (\beta Ni_3Sn) + (Ni)$ и соответствующих двухфазных.

ЛИТЕРАТУРА

1. Стаднык Ю.В. Неорганические материалы / Стаднык Ю. В. Сколоздра Р. В. (27). – 1991. – С. 2209–2210.
2. J. Solid State Chemistry / Romaka V. V. [et. al.]. (197). – 2013. – С. 103–112.
3. Lu B-C., Glass formation of Ti–Ni–Sn ternary alloys correlated with TiNi–Ti₃Sn pseudo binary eutectics / Lu B-C., Xu J. // J. Non-Crystalline Solids. (354). – 2008. – С. 5425–5431.
4. Jeitschko W. Transition Metal Stannides with MgAgAs and MnCu₂Al Type Structure / Jeitschko W. // Metallurg. Trans.(1). – 1970. – С. 3159–3162.
5. Graf T. Simple rules for the understanding of Heusler compounds / Graf T., Felser C., Parkin S. S. P. // Progress in Solid State Chemistry. (39). – 2011. – С. 1–50.
6. Rieger W. Antimonides with D_{8h} and Hf₅Sn₃Cu Structure Types / Rieger W., Parthé E. // Acta Cryst. (B24). – 1968. – С. 456–458.

Бургасенков В. С., Дардесов А. А., Плугатарь С. И. (г. Краматорск, ПАО «НКМЗ»)

ИНТЕНСИВНОСТЬ РЕЖИМОВ ОХЛАЖДЕНИЯ КРУПНЫХ ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ В ПРОЦЕССЕ СПРЕЙЕРНОЙ ЗАКАЛКИ

Опорные валки являются наиболее ответственным и высоконагруженным элементом рабочей клетки прокатного стана. Воспринимая основную нагрузку от усилий прокатки, они одновременно препятствуют изгибу рабочих валков, обеспечивая равномерный зазор между ними и создавая условия для прокатки листов с наименьшей разнотолщинностью.

Возросшие требования к качеству горяче и холоднокатаного листа предъявляют высокие требования к материалу для изготовления прокатных валков. В связи с этим перед изготовителями прокатных валков очень остро встаёт вопрос в создании нового поколения валков. Для изготовления прокатных валков применяется большое количество материалов. Эти материалы хорошо изучены, что позволяет критически проанализировать их и предварительно выбрать составы сплавов для исследования и изготовления из них прокатных валков.

Основные требования, предъявляемые к прокатным валкам: прочность, твёрдость, технологичность, дешевизна, износостойкость.

ПАО «НКМЗ» является основным изготовителем в Украине кованых опорных и рабочих валков для современных станов холодной и горячей прокатки. Для изготовления прокатных валков применяются, легированные стали с содержанием углерода 0,4-0,9% и минимальным количеством вредных примесей серы, фосфора, водорода: 90ХФ, 75ХМФ, 75Х2МФ, 60Х2СМФ, 65Х2С3МФ, 80Х3МФ, 80Х5МФ. Для повышения служебных свойств, стали применяемые для их изготовления, легируют Cr, Mn, Ni, Mo, V.

В качестве основного легирующего элемента, обеспечивающего прокаливаемость, применяется хром в количестве 1,5-5,0%. Хром увеличивает закаливаемость, прокаливаемость, износостойкость и устойчивость стали против отпуска, в то же время усиливает хрупкость и снижает пластические свойства.

Для того, чтобы успешно конкурировать с мировыми производителями прокатных валков на предприятии проводится научно-исследовательская работа по созданию новых марок сталей для производства прокатных валков с максимальным использованием служебных свойств легирующих элементов, технологии их изготовления по всему металлургическому переделу. Научно-исследовательские работы по созданию новых марок сталей ведутся по двум направлениям:

-создание новых марок сталей для производства прокатных валков и технологии их изготовления применительно к существующему оборудованию;

-создание новых марок сталей для производства прокатных валков с использованием перспективных технологических процессов и созданием оборудования для их производства.

Технологический процесс изготовления валков:

1. выплавка слитков в электродуговых печах с последующей обработкой на установке «печь-ковш»;

2. гомогенизирующий отжиг слитков, совмещённый с нагревом под ковку и отжиг поковок;

3. грубая механообработка поковок;

4. предварительная термообработка (спрейерная закалка);

5. механообработка заготовок под окончательную термообработку, ультразвуковой контроль (УЗК) закаливаемых поверхностей;

6. индукционная закалка ТПЧ рабочих и опорных валков. Дифференцированная закалка опорных валков;

7. чистовая механообработка. УЗК, контроль твёрдости, геометрических параметров.

Учитывая специфику производства валков на ПАО «НКМЗ» (кованые стальные валки), вопрос повышения работоспособности валков был связан, с увеличением конструктивной прочности стали путём научно-обоснованного создания новых марок и технологии их изготовления.

Для изготовления опорных валков листовых станов применяют традиционные марки сталей с содержанием углерода в пределах 0,65-0,90%, легированные Cr-Mo-V. Данные марки стали обладают недостаточной глубиной закалённого слоя. Увеличение глубины закалённого слоя можно достичь оптимальным легированием, созданием технологии термической обработки.

На ПАО «НКМЗ» разработаны три состава сталей для опорных валков: 70X3ГНМФ, 50X5НМФ, 65X4ГМФ. Внедрению данных марок сталей предшествовала широкая программа проведения научно-исследовательских работ. В ходе работ были изучены следующие вопросы:

1. влияние температуры закалки на структуру и свойства сталей с содержанием хрома 3-5%;
2. построены зависимости твёрдости сталей от температуры отпуска;
3. определены механические свойства исследуемых марок сталей.

Полученные данные анализировались и по их результатам были выбраны оптимальные составы сталей. Для проведения исследований на натуральных образцах, были выплавлены слитки (массой от 50,0 до 82,0 тонн) и изготовлены макеты опорных валков.

Оценить позитивный потенциал комплексного легирования сталей для изготовления опорных валков возможно при правильно выбранном режиме термообработки. Основопологающей операцией термообработки крупных прокатных валков, является закалка на спрейерной установке с объёмного и дифференцированного нагрева поверхности струями воды и водо-воздушной смеси. Характерной особенностью спрейерной закалки, является возможность регулирования интенсивности охлаждения поверхности переменных сечений. Правильный выбор режимов закалки на спрейерной установке, это возможность получения максимальной глубины закалённого слоя и отсутствие образования трещин в процессе охлаждения.

В 2012- 2013 годах проведена модернизация участка термообработки прокатных валков включающий в себя: печь скоростного нагрева (ПСН), спрейерные установки №1, 2. Целью проведенных мероприятий явилось:

- расширение номенклатуры обрабатываемых деталей за счёт изготовления нового модуля (нагревательной камеры) печи скоростного нагрева (ПСН). Ранее возможности ДТО валков ограничивались следующими параметрами: диаметр бочки 1200-1600мм, длина – 1200-2040мм, масса до 60тонн. С введением в строй нового модуля геометрические параметры ДТО валков следующие: диаметр бочки – до 2100мм, длина бочки - до2800мм, масса – до 100 тонн.

- улучшение качества термообработки рабочей поверхности за счёт принципиально новой системы охлаждения (применения плоско-факельных форсунок фирмы «Lechler», правильный подбор и расстановка на подводящих коллекторах, чередование водяных и водовоздушных коллекторов, возможность

автоматической регулировки подаваемых охладителей). В процессе охлаждения одновременно подвергается охлаждению 80% валка.

С учётом новой системы охлаждения, проектировались режимы «улучшения» (спрейерная установка №1), дифференцированной термообработки (спрейерная установка №2) валков. Отработка режимов охлаждения проводилась на макетах опорных валков.

Применение новой схемы охлаждения на спрейерных установках №1, 2 позволило существенно расширить диапазон основных технологических параметров охлаждения применительно к широкой номенклатуре опорных валков. Режим охлаждения валков на спрейерных установках проводится в 2 этапа, на первом этапе охлаждение ведётся водой, на втором этапе - водовоздушной смесью. Основными параметрами режима охлаждения являются: расход воды и водовоздушной смеси. Индивидуальный подход к режимам термообработки прокатных валков из различных марок сталей с отличными друг от друга геометрическими размерами позволяет прогнозировать получение требуемых характеристик. Технологический процесс охлаждения на спрейерных установках прокатных валков выполняется в автоматизированном режиме.

ВЫВОДЫ

1. Опорные валки из стали 70X3ГНМФ широко используется в станах стран СНГ и дальнего зарубежья. Изготовлена опытная партия валков из стали 50X5НМФ для стана горячей прокатки г. Кошице, Словакия.

2. В металлургический цикл введен режим гомогенизирующего отжига слитков совмещенного с ковкой, это способствует более полному устранению химической и структурной неоднородности.

3. Варьируя степенью интенсивности охлаждения рабочей поверхности валков в процессе закалки, можно получить твёрдость на поверхности бочки валков в пределах 65-75HSD, при температуре отпуска 520-550С⁰.

4. Данные марки стали, также обладают высокой степенью износостойкости (39-43мг/км), что является одним из показателей определяющих конструктивную прочность сталей для изготовления валков.

5. Стали 70X3ГНМФ и 50X5НМФ за счёт специальных карбидов в структуре обладают более низкой склонности к наклёпу по сравнению с традиционными марками сталей. Это даёт возможность использовать опорные валки из данных марок сталей без переделки в течение двух компаний.

6. Модернизация оборудования участка термоулучшения валков и дифференцированной термообработки прокатных валков расширила номенклатуру обрабатываемых деталей и улучшила их качество.

ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМ – ТЕНДЕНЦИИ В РАЗВИТИИ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИСПОЛЬЗОВАНИИ ПРИ РАЗРАБОТКЕ НОВЫХ МАТЕРИАЛОВ И ТЕХНОЛОГИЙ

Потребность в исследованиях диаграмм состояния выросла из потребности разработчиков новых материалов в информации о свойствах сплавов в зависимости от состава и температуры, и наглядном графическом ее представлении, удобном для использования. Хотя со временем были развиты и другие способы описания термодинамических систем в выбранном пространстве параметров равновесия (например, в виде реакционных схем, в аналитическом виде), закрепился первоначальный термин «диаграммы состояния». Достоинства и недостатки различных способов описания фазового состава сплавов, как функции химического состава, температуры и давления, в частности, в применении к многокомпонентным системам, будут кратко рассмотрены.

Общеизвестно, что в большинстве своем реально использованные материалы – это многокомпонентные системы, как правило, далекие от состояния равновесия. В связи с этим закономерен интерес к возможности реализации и характеру метастабильных состояний конкретной системы, к информации о термической стабильности материала. Последний вопрос – в компетенции кинетической теории. Однако метастабильные состояния могут быть описаны и с использованием методов, развитых для термодинамически стабильных состояний. Будут приведены примеры такого подхода, обсуждена взаимосвязь стабильных и возможных метастабильных состояний и рассмотрены примеры для сплавов на основе алюминия (квазикристаллообразующие системы), титана (жаропрочные на основе Ti и Al), железа (инструментальные сплавы). Будут рассмотрены условия стабилизации метастабильных фаз, и факторы, определяющие их стабильность.

Важной особенностью литейных сплавов является формирование структуры в отливке непосредственно в процессе кристаллизации металла в литейной форме. Если в сплаве не происходит перекристаллизация или значительное изменение растворимости компонентов в твердом состоянии (как в сталях), то структуру отливки невозможно существенно изменить последующей термической обработкой. Для понимания процессов, протекающих при кристаллизации сплавов, ключевую роль играет информация об изменении строения сплава от его химического состава при различных температурах. В концентрированном виде подобная информация представлена в виде диаграмм состояния соответствующих систем. Использование диаграммы состояния как научной базы для анализа литейно-металловедческих проблем позволяет прогнозировать формирование структуры и свойств литейных сплавов. Для сплавов в отливках характерна неравновесность фазового и структурного состояний. Вследствие этого проявляются фазовая и структурная неоднородности в металле отливок, что приводит к некоторому смещению линий превращений на диаграммах.

Веліканова Т. А., Карпець М. В., Баланецький С. О. (м. Київ, ІПМ НАНУ),
Гайворонський М. О. (м. Київ, НТУУ „КПІ”), Заславський О. М. (м. Київ,
НУБіП), Цебрій Р. І. (м. Тернопіль, ТНЕУ)

ОСОБЛИВОСТІ ПЕМ-ІДЕНТИФІКАЦІЇ МЕТАСТАБІЛЬНИХ Mn-ПОДІБНИХ ФАЗ В СПЛАВАХ НА ОСНОВІ ФЕРУМУ

В швидкозагартованих (методом спінінгування вихідного розплаву з $V_{\text{охол.}} \sim 10^6$ к/с) сплавах системи Fe–Mo–C знайдено фази зі структурами типу α - та β -поліморфних модифікацій мангану — χ - та π -, відповідно — в метастабільному стані [1]. Внаслідок, практично ідентичних наборів міжплощинних відстаней (за причини високої кристалографічної спорідненості таких структур), існують ускладнення при ідентифікації Mn-подібних фаз за умов їх одночасної присутності в зразку, особливо в ПЕМ-дослідженні (приборний комплекс JEM–100, кут нахилу зразка від фіксованої осі $\pm 45^\circ$, стала приладу 22,5). За рахунок ефекту подвійної дифракції від сімейства площин $\{110\}\pi$ і $\{111\}\pi$ проявляються заборонені правилами погасання рефлекси типу (100) примітивної кристалічної ґратки π -фази, які за міжплощинною відстанню близькі до рефлексів типу (110) χ (рис. 1).

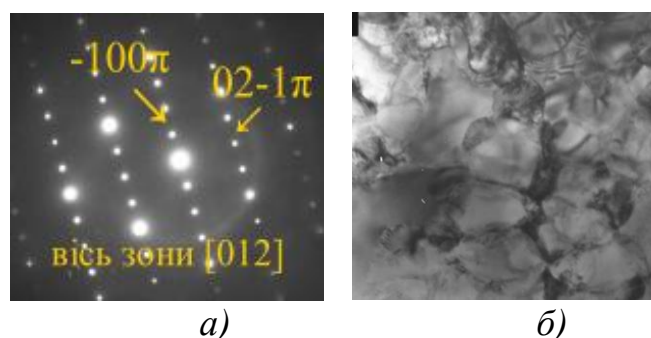


Рисунок 1 – Картини ПЕМ-дослідження спінінгованої стрічки товщиною 30 мкм складу Fe_{75,5}Mo₁₀C_{14,5}: мікродифракція π -фази (а); світле поле, $\times 100\,000$ (б).

В таких випадках картина точкової дифракції з рівною вірогідністю може бути проіндиційована і в рефлексах χ -, і в рефлексах π -фази, як за міжплощинними відстанями, так і за кутами між більшістю кристалографічних напрямків. При цьому надійна ідентифікація фаз можлива тільки з урахуванням мікроструктурних ПЕМ-даних кожної з фаз. Однак, якщо дисперсність π -фази (ОКР ~ 60 нм, розмір зерна ~ 200 нм) ще достатня для одержання коректних зображень мікроструктури, то ще вища дисперсність χ -фази (ОКР ~ 20 нм) в переважній кількості випадків при прискорюючій напрузі 100 кВ не дозволяє її мікроструктурі розділитися. Підвищення ж прискорюючої напруги ПЕМ-дослідження до 400 кВ (апаратний комплекс високої роздільної здатності GEOL4000EX) призводило до миттєвого перетворення Mn-подібних структурних складових ШГ-зразків в стабільні фази системи Fe–Mo–C.

В даній роботі вдалося віднайти лише одну ділянку локального існування χ -фази, від якої було одержано більш менш інформативну картину мікроструктури (рис.2).

З точки зору структурної спадковості π -фаза в трикомпонентних ШГ-стрічках Fe–Mo–C є твердим розчином втілення карбону в октапорожнини бінарного π -інтерметаліду, принципову можливість існування якого в двокомпонентній системі Fe–Mo в метастабільному стані продемонстровано термодинамічним розрахунком [2] та підтверджено експериментально [3].

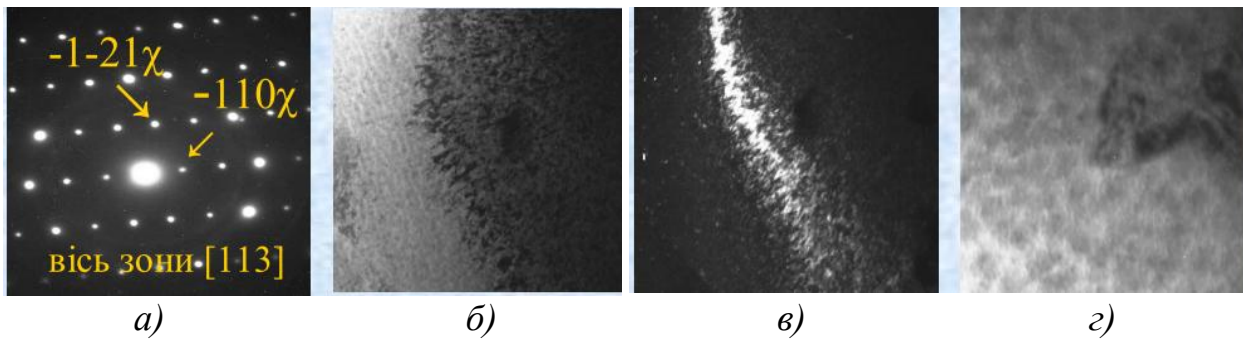


Рисунок 2 – Картини ПЕМ-дослідження спінінгованої стрічки товщиною 30 мкм складу $Fe_{78,4}Mo_{10,8}C_{10,8}$: мікродифракція χ -фази (а); світле поле, $\times 48000$ (б); темне поле в сильних рефлексах, $\times 48000$ (в); темне поле в слабких рефлексах, $\times 140000$ (г).

Одночасне існування в досліджених ШГ-стрічках Fe–Mo–C обох Mn-подібних фаз та наявність ділянок локального існування кожної з них (ділянок зі спадковою структурою повністю перетворених дендритів γ -твердих розчинів на основі феруму для π -фази) свідчить про те, що одним зі способів формування χ та π -фаз є конгруентна кристалізація. Ці дані корелюють з результатами термодинамічного моделювання [2].

Сукупний аналіз даних ПЕМ-дослідження ШГ-зразків $Fe_{78,4}Mo_{10,8}C_{10,8}$ та $Fe_{75,5}Mo_{10}C_{14,5}$ виявив, що в процесі швидкісної кристалізації реалізуються такі структурні складові, які є ізоструктурними δ -, γ -, β - та α -поліморфним модифікаціям мангану, тобто такі сплави поводять себе як „усереднений” манган.

ЛІТЕРАТУРА

1. Фазовые состояния спинингованных сплавов системы Fe–Mo–C при высоких температурах / Т. А. Великанова, М. В. Карпец, П. Г. Агравал, М. А. Турчанин // Порошковая металлургия. — 2010. — № 9/10. — С. 142–153.
2. Марганцеподобные метастабильные фазы в системе Fe–Mo: экспериментальное исследование и термодинамическое моделирование. II. Термодинамическое моделирование метастабильных состояний в системе Fe–Mo / Т. А. Великанова, М. В. Карпец, М. А. Турчанин, П. Г. Агравал // Ibid. — 2010. — № 3/4. — С. 102–112.
3. Марганцеподобные метастабильные фазы в системе Fe–Mo: экспериментальное исследование и термодинамическое моделирование. I. Особенности кристаллоструктурного состояния спинингованных сплавов Fe–Mo / Т. А. Великанова, М. В. Карпец, В. В. Куприн, М. А. Турчанин // Ibid. — 2010. — № 1/2. — С. 108–117.

Веліканова Т. А., Карпець М. В. (м. Київ, ІПМ НАНУ), Турчанін М. А., Агравал П. Г. (м. Краматорськ, ДДМА), Заславський О. М. (м. Київ, НУБіП)

СТАБІЛІЗАЦІЯ Mn-ПОДІБНИХ ФАЗ НА ОСНОВІ ФЕРУМУ ХРОМОМ ТА КАРБОНОМ

Кристалографічно споріднені сполуки зі структурами типу α - та β -поліморфних модифікацій Mn (χ - і π -фази) відіграють важливу роль у формуванні властивостей високолегованих сталей. В сталях такі фази можуть існувати в стабільному, або метастабільному станах та здатні до взаємних перетворень при зміні параметрів рівноваг (внутрішніх та/чи зовнішніх). Вплив елементного складу сплавів на відносну термодинамічну стабільність Mn-подібних фаз в сплавах на основі феруму в ряду Fe–Mo, Fe–Mo–Cr, Fe–Mo–C, Fe–Mo–Cr–C схематично демонструє рис. 1.

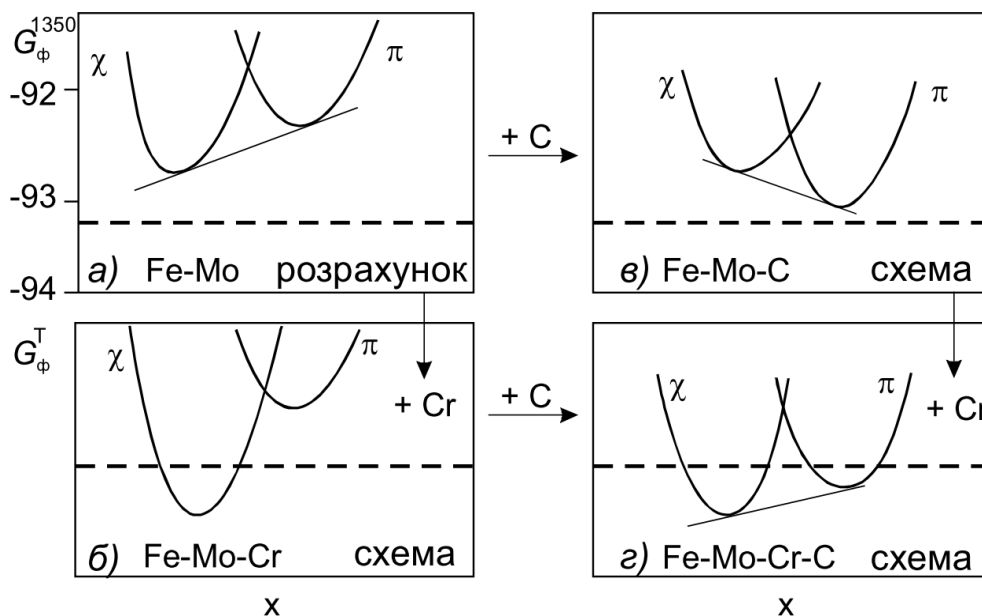


Рисунок 1 – Стабілізація структур типу α - та β -Mn в ряду систем Fe–Mo, Fe–Mo–C, Fe–Mo–Cr, Fe–Mo–Cr–C

Як свідчать експериментальні та розрахункові дані [1–4], в системах Fe–Mo і Fe–Mo–C χ - і π -фази можуть бути отриманими тільки в метастабільному стані — “min” кривих потенціалу Гіббса обох фаз розміщені вище порогового значення (рис. 1 а, в); стабільна χ існує в системі Fe–Mo–Cr [5] (рис. 1 б), і тільки в чотирикомпонентній системі Fe–Mo–Cr–C обидві фази існують як стабільні — “min” кривих потенціалу Гіббса обох фаз розміщені нижче порогового значення [6, 7] (рис. 1 г). Рис. 1 демонструє динаміку зміщення кривих повного термодинамічного потенціалу Гіббса Mn-подібних фаз відносно розрахованих для системи Fe–Mo потенціалів Гіббса конкуруючих фаз при легуванні подвійних сплавів Fe–Mo (у припущенні, що стабільність інших фаз не змінюється істотно). Так, спостерігали підвищення стабільності χ -фази в системі Fe–Mo–Cr у

порівнянні з Fe–Mo, тобто при частковому заміщенні більших атомів — молібдену з $r_{\text{Mo}} = 0,140$ нм — на менші — атоми Cr з $a_{\text{Cr}} = 1,27$ нм — в кристалічній гратці типу αMn . Це пов'язано з впливом розмірного фактору. Таке заміщення розширює можливості необхідної для αMn -подібної структури варіації розмірів „усереднених атомів” віртуального Mn, який утворено сумішшю атомів Fe, Mo і Cr, які займають відповідні еквівалентні позиції в елементарній комірці. Важливо, що при такому заміщенні не змінюється число валентних електронів на „усереднений” атом, оскільки Mo і Cr є аналогами в періодичній системі. Кристалографічні умови для розчинення атомів карбону в гратці типу αMn несприятливі з причини відсутності порожнин необхідного розміру. В той же час, велику кількість карбону здатна поглинути примітивна кубічна гратка типу βMn , в структурі якої існують порожнини, утворені атомами Mo, загальний об'єм яких сягає 16,7 % (ат.) C. Дійсно, експериментально показано, що фаза типу βMn може містити до 16,7 % (ат.) C, а найбільш стабільною є π -фаза в системі Fe–Mo–Cr–C складу $\text{Fe}_{51,9}\text{Mo}_{11,1}\text{Cr}_{26,3}\text{C}_{10,7}$, яка плавиться конгруентно [6]. В цьому випадку утворення ковалентної складової зв'язку між атомами карбону і молібдену вносить додатковий внесок в стабілізацію структури типу βMn .

Автори висловлюють глибоку вдячність Буркут Л.Ф. за технічну допомогу у виготовленні рисунків.

ЛІТЕРАТУРА

1. Марганцеподобные метастабильные фазы в системе Fe–Mo: экспериментальное исследование и термодинамическое моделирование. I. Особенности кристаллоструктурного состояния спиннингованных сплавов Fe–Mo / Т. А. Великанова [и др.] // Порошковая металлургия. — 2010. — № 1/2. — С. 108–117.
2. Марганцеподобные метастабильные фазы в системе Fe–Mo: экспериментальное исследование и термодинамическое моделирование. II. Термодинамическое моделирование метастабильных состояний в системе Fe–Mo / Т. А. Великанова, М. В. Карпец, М. А. Турчанин, П. Г. Агравал // Порошковая металлургия. — 2010. — № 3/4. — С. 102–112.
2. Фазовые состояния спиннингованных сплавов системы Fe–Mo–C при высоких температурах / Т. А. Великанова, М. В. Карпец, П. Г. Агравал, М. А. Турчанин // Ibid. — 2010. — № 9/10. — С. 142–153.
3. Проекція поверхні солідусу системи Fe–Mo–C в області складів 0–40 % (ат.) карбону / Т. А. Великанова, М. В. Карпец, С. Ю. Артюх, С. О. Баланецький, В. М. Петюх, П. Г. Агравал, М. А. Турчанин // Ibid. — 2011. — № 7/8. — С. 75–86.
4. Kasper J. S. The ordering of atoms in the chi-phase of the Fe–Cr–Mo system / Kasper J. S. // Acta Met. — 1954. — Vol. 2, No 3. — P. 456–461.
5. Великанова Т. А. Стабільність структури типу βMn в швидкозагартованих сплавах системи Fe–Mo–Cr–C при високих температурах / Т. А. Великанова, М. В. Карпец // Ibid. — 2011. — № 7/8. — С. 108–117.
6. Великанова Т. А. Стабільність структури типу αMn у швидкозагартованих сплавах системи Fe–Mo–Cr–C при високих температурах / Т. А. Великанова, М. В. Карпец, В. В. Купрін // Ibid. — 2013. — № 5/6. — С. 118–131.

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

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ СТАЛИ 34ХН1М

Согласно чертежу на коленчатый вал, максимальный определяющий размер в сечении шейки коленчатого вала составляет 350 мм, в сечении щеки - 160 мм. Согласно литературным данным требуемые показатели механических свойств заготовок с определяющими размерами 300...500 мм стали марки 34ХН1М открытой выплавки обеспечиваются после закалки с высоким отпуском. После нормализации с отпуском эти показатели ниже. По некоторым данным предел прочности, твердость, прокаливаемость сталей электрошлакового переплава несколько ниже, чем сталей открытой выплавки.

В данной работе исследовалось влияние режимов различных видов термической обработки на физико - механические свойства исследуемой стали применительно к заготовкам коленчатых валов газомотокомпрессоров с учетом её повышенной флокеночувствительности. Известно, что основными предпосылками образования флокенов в стали являются значительные напряжения и водород. Поэтому, в задачи термообработки входит также предупреждение развития значительного уровня и градиента остаточных напряжений и создание условий для выделения водорода из стали. Составной частью всех известных режимов противоблокенной обработки является изотермическая выдержка при температуре выше точки M_n .

Охлаждение шеек коленчатого вала до 750...850°C после выплавки проводилось в кристаллизаторе и далее - на спокойном воздухе. Ультразвуковой контроль отлитой шейки после вылеживания в течение более двух месяцев без термической обработки дефектов в стали не показал, после чего отливка разрезалась на отдельные темплеты для исследования.

Результаты газового анализа металла шейки показали, что содержание водорода повышенное (3,52...3,71 см³ на 100г металла) и согласно литературным источникам требуется проведение противоблокенной термообработки.

Ударная вязкость не термообработанной литой электрошлаковой стали 34ХН1М имела низкие значения (29...61 Дж/см²), характерные для литого металла с резко выраженной межкристаллитной ликвацией. Твердость металла находилась в пределах 24...27HRC.

Содержание водорода (см³ на 100 г металла) при изотермическом отжиге при 860°C, нормализации при температуре 870°C и отпуску при 650°C составило 2,0...2,03; при циклическом отжиге при 860°C, нормализации при 870°C и отпуску при 650°C составило -1,66...1,74.

Структура металла после вышеуказанных режимов термической обработки - сорбит отпуска, балл 7-8. Ультразвуковой контроль образцов, предназначенных для исследований на флокеносодержание, дефектов не обнаружил. После этого способом холодного травления образцов размером 40×40×100 в 15-ти

процентном растворе персульфата аммония и 10-ти процентном растворе азотной кислоты, а затем в горячем 50-ти процентном растворе персульфата аммония выявлялась структура и возможные дефекты металла. Исследованиями макроструктуры образцов флокены не обнаружены. Последующим шлифованием и повторным травлением флокены также не обнаружены.

Механические свойства термообработанной стали по режиму: нормализация при температуре $870^{\circ}\text{C}\pm 10^{\circ}\text{C}$ и отпуск при температуре 650°C имели значения: $\sigma_{B,0.2} = 771-778$ МПа; $\sigma_T = 558-564$ МПа; $\delta = 19,2-21,2\%$; $\Psi = 51,1-59,0\%$; $KCU = 70,8-91,1$ Дж/см²; $HV \geq 217-229$ и превышают требования ГОСТа

($\sigma_T = 490$ МПа; $\sigma_B = 686$ МПа; $\delta \geq 13\%$; $\psi \geq 45\%$; $KCU = 57,6$ Дж/см²; $HV \geq 207$).

На втором этапе исследовалась зона сплавления заготовок секций коленчатого вала (шейки со щекой), охлажденных на воздухе. Секции после охлаждения на воздухе подвергались разным режимам термической обработки.

Результаты исследования структуры стали в сечении шейки, охлаждаемой после электрошлакового переплава на воздухе, показывают, что остаточные напряжения в шейке характеризуются умеренной величиной и отсутствием градиента.

После отжига в зонах сплавления шейки со щекой вырезались образцы для исследования микроструктуры. Структура всех исследуемых образцов - ферритно-перлитная. Существенных различий в структуре образцов, расположенных в металле заготовки и по линии сплавления, не наблюдается. Структура металла после термоциклического отжига характеризуется более мелким и равномерным зерном аустенита (балл 5-7 против 3-7 после обычного отжига).

Результаты исследований показали, что после термоциклического отжига предел прочности, относительное удлинение и ударная вязкость несколько выше, чем после обычного отжига.

Исследования качества стали после проведенных режимов термической обработки свидетельствуют о том, что последние обеспечивают требуемые механические свойства и отсутствие флокенов в металле (содержание водорода составляло $1,44 \dots 1,63$ см³ на 100 г металла).

Через 10 месяцев после выплавки шейка подвергалась закалке в масле с $860 \pm 10^{\circ}\text{C}$. Из средней части закаленной шейки анодно-механическим способом вырезался поперечный темплет толщиной 80мм для определения изменения твердости по сечению. При изменении расстояния с интервалом 5мм от поверхности от 5 до 280мм (с интервалом 5мм) твердость составляла 32..34HRC. Половина темплета подвергалась отпуску при $650 \pm 10^{\circ}\text{C}$ и твердость составляла 15...16 HRC. Содержание водорода в металле после термической обработки - $1,87$ см³ на 100 г металла.

В производственных условиях можно рекомендовать следующую термическую обработку заготовок элементов коленчатых валов: 1. Отжиг при температуре $860 \pm 10^{\circ}\text{C}$, охлаждение на воздухе на подине до 300°C . 2. Нормализация при $860 \pm 10^{\circ}\text{C}$, охлаждение на воздухе. 3. Отпуск при температуре $650 \pm 10^{\circ}\text{C}$, охлаждение на воздухе.

Волков Д. А. (г. Краматорск, ДГМА)

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ РЕЖИМА ЭЛЕКТРОКОНТАКТНОГО ПРИПЕКАНИЯ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ПРОЧНОСТЬ СЦЕПЛЕНИЯ ПОКРЫТИЯ С ОСНОВОЙ

Прочность сцепления покрытия с основным материалом является одним из важнейших параметров долговечности восстановленной или изготовленной детали с использованием электроконтактного припекания порошковых материалов. Известно, что на этот показатель наибольшее влияние оказывают рабочие параметры процесса напекания, активно воздействующие на само спекание и припекание порошка к основе [1]. Установление характера изменения прочности сцепления напеченного порошкового слоя с поверхностью восстанавливаемой детали, в зависимости от основных технологических параметров процесса, а так же выявление функциональной взаимосвязи между ними возможно в настоящее время с использованием аппарата математической статистики. Однако первоначально необходимо определить максимальные и минимальные значения действующих независимых переменных, в качестве которых выступают основные технологические факторы U_{xx} , P и V , т.е. установить уровни их варьирования.

Наплавка экспериментальных образцов производилась на универсальной шовной машине МШ-2201 по методике [2]. В качестве исследуемого порошкового материала использовалась смесь порошка железа, марки ПЖ-1С и порошка феррохрома ФХ-800. Смесь готовилась сухим смешиванием в двухконусном смесителе в соотношении 50% ПЖ-1С+50% ФХ-800 в течении двух часов. После наплавки определялась прочность сцепления напеченного слоя с поверхностью образца по методике [3]. Результаты экспериментальных исследований прочности сцепления покрытия с основой в зависимости от технологических факторов процесса напекания представлены на рис. 1 а, б.

Из анализа графических зависимостей видно, что при увеличении напряжения холостого хода трансформатора прочность сцепления увеличивается (рис. 1, а), причем ее максимум смещается в сторону увеличения давления. При малых значениях напряжения (2,28...2,60 В) процесс идет стабильно. Однако при малых давлениях (1,25...2,5 Н/см²) прочность сцепления напеченного слоя с основой незначительна, а иногда напеченный слой даже сходит с поверхности детали в виде плохо спеченной ленты. При увеличении напряжения холостого хода трансформатора до 4,52 В прочность сцепления несколько увеличивается, но процесс идет нестабильно, слой получается подплавленным уже при давлении 5,0 Н/см², а при более низких давлениях происходит даже расплавление слоя порошка и он приплавляется как к детали, так и к поверхности ролика-электрода. Таким образом, в дальнейших исследованиях за верхний предел по напряжению на клеммах трансформатора было принято напряжение 4,05 В.

Прилагаемое давление на ролике-электроде так же существенно влияет на прочность сцепления. При заданном постоянном напряжении холостого хода

трансформатора с увеличением усилия на ролике-электроде прочность сцепления вначале увеличивается, достигает максимального значения, а затем довольно резко снижается. По мере увеличения давления слой получается плотным, с пониженным содержанием пор. При увеличении давления до 20...40 Н/см² прочность сцепления на напряжениях в диапазоне 3,18...4,52 В значительно уменьшается, хотя слой получается ровный, без трещин. На малых же напряжениях слой сходит с детали в виде спеченной спрессованной ленты.

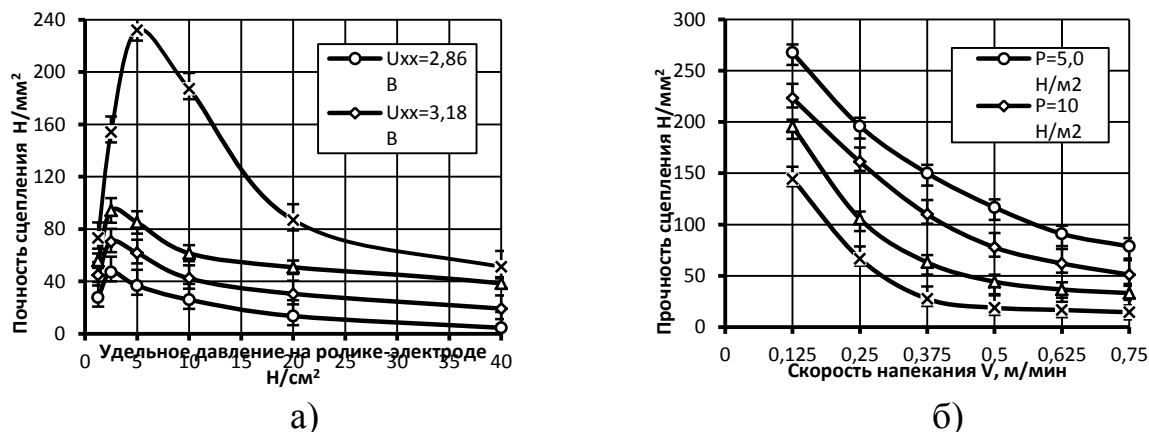


Рисунок 1 – Зависимость прочности сцепления покрытия с основой от основных параметров режима припекания

В то же время, увеличение скорости напекания выше 0,5 м/мин (рис. 1, б) приводит не только к резкому снижению прочности сцепления (в 2,5...3 раза), но и к ухудшению качественных показателей слоя. Процесс протекает неустойчиво, а при увеличении скорости свыше 0,75 м/мин становится неуправляемым даже при давлении 20 Н/см², так как порошок на поверхности детали и в зоне контакта не успевает спрессоваться, имеет большое омическое сопротивление и почти весь расплавляется.

Таким образом, из представленного материала следует, что удовлетворительное качество сцепления напеченного слоя порошка с основным металлом обеспечивается при следующих уровнях варьирования параметров процесса: напряжения холостого хода трансформатора от 2,86 до 4,05 В, давлении на ролике электроде от 2,5 до 20 Н/см² и скорости напекания от 0,125 до 0,5 м/мин.

ЛИТЕРАТУРА

1. Левин Э. Л. Оценка прочности сцепления ленты с основным металлом при восстановлении деталей электроконтактной приваркой / Э. Л. Левин, Р. Н. Сайфуллин // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2008. – № 10. – С. 48–49. – ISSN 1813-1336.
2. Волков Д. А. Исследование влияния шероховатости поверхности детали и гранулометрического состава порошкового материала на прочность сцепления при электроконтактной наплавке / Д. А. Волков // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії : зб. наук. праць ДДМА. – Краматорськ : ДДМА, 2012. – № 3(28) – С. 86–93. – ISSN 1993-8322.
3. Волков Д. А. Методы оценки прочности сцепления покрытий, полученных электроконтактной наплавкой порошковых материалов в металлической оболочке / Д. А. Волков, В. Т. Катренко // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії : зб. наук. праць ДДМА. – Краматорськ : ДДМА, 2010. – № 2(19) – С. 57–64. – ISSN 1993-8322.

Глотка О. А. (м. Запоріжжя, ЗНТУ)

АНАЛІЗ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СТАНУ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ Fe-W СПЛАВІВ ТА ФЕРОВОЛЬФРАМУ ФВ70

В останні роки ціна на легуючі елементи суттєво підвищилась, тому використання високолегованих сталей, до яких належать інструментальні сталі, обмежується. Аналіз ринку металопродукції показує, що коштовність феровольфраму коливається в межах 220 – 230 грн./кг [1, 2]. В той же час вартість важкотопкого брухту, що містить вольфрам, становить 55 – 80 грн./кг [3]. Отже, використання брухту із певним вмістом легувального елемента суттєво знизить собівартість високовольфрамових інструментальних сталей, а також інших вольфрамвмістних стопів.

Метою роботи є виготовлення та дослідження Fe – W лігатури витопленої при використанні важкотопкого брухту, що містить вольфрам, та порівняння за якістю із феровольфрамовими стопами з метою використання такої лігатури для легування інструментальних сталей.

Для виготовлення Fe-W лігатури використовувався важкотопкий брухт (системи W – Ni – Fe), що містить в своєму складі біля 80% (мас.) вольфраму [4] та технічно чисте залізо. Витоплення лігатури проводилось в печі ОКБ 862 на повітрі в графітовому тиглі, нагрівання здійснювали до повного розтоплення компонентів.

При витопленні сплавів системи Fe-W була зафіксована зміна маси зливка порівняно з масою шихти. Різниця коливалася в межах від 1% (для сплава з 30% W (мас.)) до 6,7% (для сплава з 70% W (мас.)).

Дослідження мікроструктури сплавів показало, що сплав Fe-30% W має неоднорідну структуру з великою кількістю включень вторинної фази, що має неоднорідну морфологію (від голчастої до сферичних крапель). Така неоднорідність в структурі пояснюється нерівноважністю кристалізації зливку. Рентгеноструктурний аналіз показав, що структура складається з α - твердого розчину на основі заліза та інтерметалідної сполуки Fe_2W (λ фаза).

РСМА дослідження виявили різницю в хімічному складі основи сплаву та включень. Середнє значення хімічного складу для основи знаходиться в межах 67,14%Fe- 1,45% Ni-31,41% W; в той час як включення має наступний склад: 25,58%Fe- 0,63% Ni-73,79% W. Такі дані вказують на те, що включення за хімічним складом буде наближатися до стехіометрії інтерметаліду типу Fe_2W .

Для сплаву Fe-50% W структура є доволі розвиненою з осями дендритів різного порядку, між якими розташовані ділянки з евтектичною структурою. Евтектика має пластинчасту форму, що нагадує «кошикове плетіння».

Дослідження фазового складу сплаву показало, що структура складається з α - твердого розчину на основі заліза та інтерметаліда Fe_7W_6 .

Матриця сплаву має хімічний склад 59,34%Fe- 7,85% Ni-32,81% W, а пластинчасте включення 41,24%Fe- 4,91% Ni-53,85% W. За хімічним складом пластинчаста фаза не відповідає стехіометрії інтерметаліду Fe_7W_6 , але слід вважа-

ти, що експериментальний сплав містить не два компонента, а принаймні три (W-Fe-Ni). Це може приводити до зсуву концентраційного інтервалу існування μ - фази в межі менших концентрацій вольфраму.

Сплав Fe-70% W має схожу мікроструктуру зливку зі сплавом Fe-50% W. Поряд з дендритними включеннями «ялинкового» типу спостерігається евтектична складова пластинчастого вигляду. Однак, в певних областях зливка присутні сферичні вкраплення, які не спостерігалися не в одному із вище розглянутих матеріалів.

Фазовий аналіз сплаву показав, що окрім фаз α (Fe) та Fe_7W_6 , які присутні в сплаві Fe-50% W, з'являється α твердий розчин на основі вольфраму. Дослідження розподілу елементів по поверхні шліфа показало, що вольфрам присутній в пластинчастих виділеннях, причому кількість вольфраму знижується від центра до периферії. Округлі частинки є твердим розчином на основі вольфраму з кількістю вольфраму на рівні 90-95%. Ймовірно, що частинки вольфраму, які потрапили в сплав з важкотопким бруктом та не розчинилися в розплаві, стають центрами зародження μ - фази. Також можлива недостатня кількість заліза для утворення інтерметаліда.

Порівняння мікроструктури сплаву Fe-70% W з стандартним феросплавом ФВ 70, дає змогу стверджувати, що в феровольфрамі присутньо значно більше сферичних вкраплень, які класифікуються як твердий розчин на основі вольфраму, а кількість пластинчастої фази значно менше. Така відмінність приводе до збільшення кількості тепла та тривалості розчинення сплаву в порівнянні з експериментальними сплавами.

Для перевірки наявності домішок в сплавах використано метод РСМА. Такі елементи, як сірка, фосфор, кремній, марганець та вуглець знаходяться за зоною чутливості приладу. Поріг розпізнання сірки та фосфору знаходиться за вмістом 0,05%(мас.), кремнію та марганцю – 0,3% (мас.), а вуглецю – 0,1% (мас.). Порівнюючи отримані результати з ГОСТом 17293-93 маємо відповідність за хімічним складом стандартним стопам феровольфраму.

Таким чином після дослідження експериментальних сплавів і проведеного аналізу структурно-фазового складу, слід зробити висновок, що за хімічним складом, структурою та домішками виготовлені сплави прирівнюються до стандартних феровольфрамівих сплавів, а в деяких випадках значно кращі, і можуть використовуватися для легування сплавів на основі заліза. В подальшому заплановано виготовлення високовольфрамового інструментального стопу, з використанням експериментальних сплавів, та дослідження його структурно-фазового стану.

ЛІТЕРАТУРА

1. <http://www.ufas.ru>
2. <http://www.pmt.ru>
3. <http://www.vtorcvetmet.ru>
4. Глотка О. А. Дослідження важкотопкого брукту, що містить вольфрам / О. А. Глотка, А. Д. Коваль, Л. П. Степанова // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні – 2007. – № 1. – С. 17–20.

Голуб Д. М. (г. Краматорск, ДГМА)

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ НАПЛАВОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ НАПЛАВКИ ШТАМПОВ

Для обеспечения эксплуатационной стойкости штампов, выполняющих формоизменяющие операции наплавленный металл должен обладать высокой усталостной прочностью и стойкостью при сухом трении о металл. Повышение стойкости металла инструмента достигается увеличением количества карбидной фазы и твердости его матрицы.

В работе [1] отмечено, что свойства материала, подвергающегося циклическим нагрузкам, во многом определяются процессами накопления деформации и повреждаемости, происходящими на поверхности и в тонких приповерхностных слоях материала. Поверхность чаще всего является местом зарождения разрушения, что характерно для циклического нагружения. Состояние структуры поверхности и тонких приповерхностных слоев может вносить искажения в процессы формирования механических свойств материала под воздействием различных физико-химических условий, поскольку приповерхностные слои материала являются границей, через которую происходит обмен энергией и веществом между материалом и окружающей средой.

От правильного выбора материала инструмента, рациональной геометрии режущей части инструмента и режимов резания зависит производительность процесса обработки. Материал, применяемый для изготовления инструмента, должен иметь достаточную твердость и прочность, износостойкость и теплоустойчивость.

Интенсивность и преобладающий вид износа зависит от эксплуатационных, конструктивных, технологических особенностей штамповки и, в конечном итоге, определяется совокупностью, всех факторов.

Все составляющие износа - потеря массы в результате механического истирания, смятие, трещиностойкость - являются структурно зависимыми, то есть определяются составом и количеством избыточных фаз в структуре. Проследим зависимость, этих составляющих от количества и вида карбидной фазы.

Потеря массы при истирании контактных объемов инструмента в зависимости от карбидной фазы материалов определялась в работах [2, 3] при выявлении путей повышения износостойкости наплавленных ножей для холодного деформирования.

Таким образом, из условий работы штампового тяжело нагруженного инструмента следует, что разрушение инструментов возникает из-за потери массы при механическом истирании контактирующих поверхностей, изменения формы штампа вследствие смятия рабочих кромок, появления трещин, сколов.

Повышение стойкости штампового инструмента можно обеспечить, если при выборе наплавленной штамповой стали соблюдать следующие условия: сохранение твердости не менее 59-60 HRC; количество избыточной карбидной фазы в структуре должно быть таким, чтобы обеспечить максимально высокое сочетание износостойкости и ударной вязкости; ударная вязкость должна быть не

менее 0,25-0,30 МДж/м²; высокое сопротивление усталостному разрушению (не менее 10⁶ циклов); теплостойкость не ниже 450°C; твердость после отжига должна составлять не более 30 HRC, тогда возможна обработка деталей резанием.

Штампы для формоизменяющих операций изготавливают из углеродистых инструментальных сталей марок У8, У8А, У10 и У12, а также из углеродистых легированных сталей 7ХЗ,5ХНВ, 7ХГ2Ш, Х6ВФ, Х12Ф1, Х12М и др.

Как нами было установлено ранее сплавы системы Fe–Co–Mo и Fe–Co–W с некоторыми добавками легирующих элементов являются перспективными для создания безуглеродистых дисперсионно-твердеющих наплавочных материалов для режущих элементов штампов, ножей гильотинных ножниц и др. Однако, большинство таких материалов создает небольшой эффект повышения твердости, а некоторые из них имеют значительную первоначальную твердость. Кроме того сплавы системы Fe–Co–W плохо работают в условиях больших динамических нагрузок вследствие выкрашивания и хрупкого разрушения.

Предварительно поставленная нами задача исследования и разработки состава сердечника порошковой проволоки для наплавки дисперсионно-твердеющим сплавом системы Fe–Co–Mo решалась путем математического моделирования воздействия на эксплуатационные свойства наплавленного металла добавки в порошковую шихту таких легирующих элементов как Nb, Ni, Cr и Al+Mg с целью повышения износостойкости и твердости при одновременном сохранении пластичности матрицы наплавленного слоя.

Однако предложенный ранее состав порошкового сердечника проволоки: 15% Co; 15% Mo; 9% Ni; 4% FeNb; 1,0% Al+Mg; остальное Fe, обеспечивающий получение наплавленного слоя с эффектом дисперсионного твердения не дал ожидаемого повышения твердости до 52 HRC, а привел к существенному удорожанию восстановленного инструмента (высокое содержание таких дорогостоящих легирующих элементов как кобальт и молибден), и усложнению технологии наплавки.

Была поставлена задача рассмотреть наплавочные материалы, содержащие меньшее количество кобальта и молибдена и повышение эксплуатационных характеристик наплавленного инструмента за счёт карбидного упрочнения.

Разработанная самозащитная порошковая проволока для наплавки безвольфрамовой быстрорежущей стали на рабочую поверхность штампового инструмента позволяет достичь экономии дорогостоящих высоколегированных вольфрамовых и вольфрамомолибденовых быстрорежущих сталей.

ЛИТЕРАТУРА

1. Геров В. В. Влияние модификации поверхности на статические и циклические характеристики мартенситно-стареющей стали: дис. ... канд. техн. Наук : 05.16.01 / Владимир Владимирович Геров. – М. : Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН. – Москва, 2003. – 183 с. : ил.
2. Геллер Ю. А. Быстрорежущие стали с пониженной карбидной неоднородностью / Геллер Ю. А., Кременев Л. С., Олесова Ц. Л. // *МиТОМ*. – 1961. – № 6. – 25 с.
3. Влияние азота на режущие свойства быстрорежущих сталей повышенной производительности / Мансциашвили О. Г. [и др.] // *Металловедение и коррозия металлов*. – Менуереба ; Тбилиси, 1980. – Вып. 6. – 40 с.

Городчиков В. Н., Плотниченко А. В. (г. Краматорск, ПАО «ЭМСС»)

ИЗГОТОВЛЕНИЕ ОТЛИВОК «ЛОПАСТЬ ВИНТА» ДЛЯ СУДОСТРОЕНИЯ С ПОВЫШЕННЫМИ ТРЕБОВАНИЯМИ К ВНУТРЕННЕМУ КАЧЕСТВУ

В период 2010 – 2015 гг. Российская Федерация реализует проект по модернизации транспортной системы. Особую роль уделяют морскому транспорту. В рамках проекта изготавливают атомные ледоколы, быстроходные катера, пассажирские суда и т. д.

При строительстве ледокола нового поколения необходимо изготовление гребных винтов фиксированного шага, лопастей и винтов регулируемого шага, дейдвудных устройств, ступиц и других литых заготовок.

В 2013 г. ПАО «Энергомашспецсталь» начало изготовление отливок «Лопастей винта» (для гребного винта) из марки стали 08X15H4ДМЛ, масса заготовки – 7800 кг. Общее количество – 6 шт.

К изделиям предъявляются особые требования т. к. работают в агрессивных средах и принимаются Российским Морским Регистром Судоходства (РМРС).

Перед запуском в производство, качество технологии было проверено с помощью программного продукта MAGMASOFT.

Результаты моделирования дали возможность увеличить выход годного за счет уменьшения размеров прибыли и обеспечить плавное заполнение формы металлом.

Все шесть «Лопастей винта» заливались одной плавкой из 100 т. шибберного ковша.



Рис.1. Отливки «Лопастей винта» для ледокола.

После принятия всех отливок Российским Морским Регистром Судоходства, заготовки были отгружены Заказчику.

МОДЕЛЮВАННЯ ДІЇ ЕЛЕКТРИЧНОГО СТРУМУ НА ПРОЦЕС КРИСТАЛІЗАЦІЇ ЗЛИВКА

Подальше поліпшення якості металопродукції за допомогою класичного обладнання практично неможливе, тому усе більш часто використовують різні способи зовнішньої дії на розплав. Особливо важливе значення це набуває з точки зору рішення завдання знаходження досить недорогих, але, в той же час, ефективних заходів дії на рідкий метал з метою одержання якісних виливків. У цьому напрямі успішно використовуються ультразвукові, електродинамічні, магнітні і інші методи зовнішньої дії [1].

Аналіз літературних даних показав, що одним з найбільш ефективних способів впливу на розплав, що кристалізується, є накладення електричного струму. На цей час робіт щодо вивчення дії електричного струму на кристалізацію розплавів і макроструктуру одержаних зливків невпинно збільшується, що є доказом актуальності цього питання. Але часто наведені дослідниками дані носять розрізнений й суперечливий характер. Тому потрібне подальше дослідження закономірностей формування зливків під впливом електричного струму з метою знаходження його раціональних характеристик.

При проведенні досліджень використовували методи «холодного» та «гарячого» моделювання. Під час «холодного» моделювання за моделююче середовище застосовували водні й неводні розчини неорганічних і органічних речовин, а також прозорі розплави з температурою плавлення до 100°C. Моделювання проводили у три етапи:

- 1) зовнішній вплив на розплав, що кристалізується, не здійснювали (базовий варіант);
- 2) розплав піддавали дії постійного струму, причому на кристалізатор подавали або негативний потенціал (пряма полярність), або позитивний (зворотна полярність);
- 3) на систему подавали змінний електричний струм промислової частоти.

Для всіх експериментів з накладенням зовнішніх впливів щільність струму не перевищувала 375 А/м², а напругу підтримували на рівні 12 В. Кожний експеримент повторювали не менше п'яти разів. Температура перегрівання розплаву й умови зовнішнього тепловідведення у всіх експериментах були однаковими.

Встановлено, що накладення на розплав, що кристалізується, струму зворотної полярності та струму змінної частоти призводить до збільшення ширини зони рівноосних кристалів, а отже, до підвищення якості виробів.

При реалізації «гарячого» моделювання було розроблено досить просту за конструкцією установку, що дає змогу подавати на розплав, який кристалізується в піщано-глинистих формах, електричний струм заданої напруги, частоти, скважності, полярності та сили. За моделююче середовище було обрано сплав АК7. Для створення однакових умов кристалізації розплав одночасно заливали

в контрольній і дослідній зразки циліндричної форми, що знаходилися в одній формі закритого типу та були з'єднані спільною ливниковою системою однакової довжини.

Проведення "гарячого" експерименту складалося з трьох етапів:

1. Постійну позитивну напругу з витоку електронного ключа подавали на електрод, що знаходився у дослідному зразку металу в його найбільш гарячій точці (пряма полярність). Негативну постійну напругу подавали на електрод, що знаходився у найбільш холодній точці дослідного зразка. Сила струму, який подавали на дослідний зразок металу, складала 5 А, його щільність - $4 \cdot 10^4$ А/м².

2. Змінювали полярність постійної напруги, подаваної на дослідний зразок металу, тобто на рідкий метал подавали негативну напругу, а на тверду кірку – позитивну (зворотна полярність). Сила струму складала 5 А, щільність струму - $4 \cdot 10^4$ А/м².

3. За допомогою генератора прямокутних імпульсів встановлювали скважність імпульсів, подаваних на електронний ключ (5 меандрів). Також під час досліджень змінювали полярність електричного струму, що подавали на зразок. Сила струму складала 3 А, його щільність - $2,4 \cdot 10^4$ А/м².

З середини виливків, одержаних під час експериментів, було відібрано темплети для дослідження мікрошліфів. Шліфи досліджували за допомогою світлового мікроскопу "Neophot-2" при різному збільшенні (x50, x100, x200). Структури, які спостерігали, фіксувалися на цифрову фотокамеру.

У дослідних зразках зерна алюмінію (світлі ділянки) оточені мілкодисперсною евтектикою (сіре обрамлення). Подібна структура характерна для модифікованих алюмінієвих сплавів. Також знайдено, що дослідний зразок третього етапу експериментів має більш мілкозернисту структуру, ніж дослідний зразок другого етапу.

Імовірно, позитивний вплив змінних струмів, які накладаються на розплав, що кристалізується, пов'язаний з руйнуванням мікрогруповань атомів (так званих «кластерів») внаслідок змінювання енергії поверхневого натягу на їхніх границях. А це призведе до зменшення ліквідаційних процесів у зоні двофазного стану і збільшення центрів кристалізації. Таким чином, накладення на розплав, що кристалізується, змінних струмів заданої полярності, частоти та скважності дозволить підвищити якість металопродукції.

ВИСНОВКИ

В ході досліджень виявлено підвищення якості зливків під час обробки рідкого металу в процесі кристалізації електричним струмом зворотної полярності, заданих скважності, сили, щільності, частоти. Запропоновано концептуальний механізм впливу електричних струмів на процес кристалізації сплавів.

ЛІТЕРАТУРА

1. Огурцов А. П. *Непрерывное литье стали* / А. П. Огурцов, А. В. Гресс. – Днепропетровск : Системные технологии, 2002. – 675 с.

Гресс А. В., Стороженко С. А. (г. Днепродзержинск, ДГТУ)

КОМПЛЕКСНОЕ РЕШЕНИЕ ЗАДАЧИ ПОВЫШЕНИЯ ЭФФЕКТИВНОСТИ ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКИ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ

Анализ современного состояния внепечной обработки в литейном производстве показал, что научных работ, содержащих результаты исследований характера поведения металла в ковшах малой вместимости незаслуженно мало. Именно от должной организации процессов, происходящих в таких ковшах, во многом зависит себестоимость и качество готовой продукции.

Решение поставленной задачи возможно на основе исследований и анализа гидродинамики, тепло- и массообмена жидкого металла в процессе внепечной обработки, применения сопряженных математических моделей для моделирования влияния технологических факторов и должно носить комплексный характер, объединяя положения ряда смежных научных дисциплин - гидродинамики, теории фазовых переходов и теплотехники.

Нами разработана трехмерная математическая модель гидродинамики в двухфазной среде газ-расплав в литейном ковше, продуваемом через донную фурму. Модель дополнена уравнением конвективного теплопереноса в газожидкостной среде [1, 2]. Адекватность математической модели доказана посредством сравнения с результатами физического моделирования гидродинамики металла в ковшах малой вместимости.

Модель 1-т ковша выполнена прозрачной в масштабе 0,6 реального образца. В ее днище предусмотрен перемещаемый продувочный узел. В качестве моделирующей жидкости использовалась вода, аргона – сжатый воздух. В процессе холодного моделирования исследовали гидродинамику металлической ванны при подаче в реальный агрегат газа с различной интенсивностью. Определяющими являлись числа Вебера, Лапласа, Архимеда и критерий гомохронности [3], что предопределяет возможность нахождения не только качественных, но и количественных характеристик объекта исследований.

Проведенный комплекс исследований позволил подробно изучить гидродинамические явления в металлической ванне при подаче в реальный агрегат газа с интенсивностью 1,2-3,2 л/(мин·т). В результате экспериментов определены скорости и направления потоков металла в объеме исследованного литейного ковша при различной интенсивности продувки.

Обработка результатов экспериментов физического и математического моделирования производилась с использованием методов математической статистики.

Найдено:

1. Поведение газожидкостной струи в объеме жидкости носит неустойчивый характер, что выражается в изменении ее формы и угла отклонения от вертикальной оси ($0-10^0$). По мере роста расхода продувочного газа угол раскрытия струи увеличивается и она смещается от оси ковша.

2. В объеме ковша при его продувке находится несколько относительно стабильных замкнутых гидродинамических потоков, интенсивность и число которых определяются, соответственно, расходом газа и расположением продувочного узла.

3. Поверхность шлака при исследованных режимах продувки практически не имеет волн, в то время, как граница раздела шлак–металл находится в постоянном движении. В результате продувки возникают концентрические волны, расходящиеся радиально от центра «глаза» к стенкам ковша. Амплитуда волн увеличивается по мере роста интенсивности продувки, достигая значений, при которых происходит отрыв капель шлака и их «запутывание» в объеме металла.

4. При неизменной интенсивности продувки скорость гомогенизации расплава в ковшах малой садки будет выше, чем в крупных ковшах. По мере роста садки ковша, влияние интенсивности подачи газа на время гомогенизации уменьшается. Характер уменьшения средних скоростей движения расплава по мере увеличения вместимости ковшей при неизменной и при различной интенсивностях продувки нелинеен.

В результате решения задачи оптимизации посредством использования метода эволюционного поиска решения определено местоположение глобальных экстремумов абсолютных значений скоростей потоков металла, с помощью которых несложно определить оптимальные места ввода дополнительных материалов в объем металла различных литейных ковшей, продуваемых снизу инертным газом с заданной интенсивностью [4].

Таким образом, в результате исследований получена недостающая достоверная информация о характере и скорости движения потоков расплава и распределения температурных полей при донной продувке. Найдены количественные закономерности зависимости абсолютных значений скоростей потоков металла от садки литейных ковшей и интенсивности подачи газа в любой точке их объема. Предложен новый теоретический подход для расчета аналитических зависимостей определения оптимальных мест ввода дополнительных дисперсных материалов в литейные ковши.

ЛИТЕРАТУРА

1. Математическая модель гидродинамики расплава в заполняемом сталеразливочном ковше с учетом донной продувки металла аргоном / В. А. Вихлевицук [и др.] // Математичне моделювання. – 1998. – №3. – С.75–79.
2. Математическая модель гидродинамики расплава в двухкамерном ковше / А. Г. Чернятевич [и др.] // Математичне моделювання. – 2000. – №2(5). – С. 102 – 106.
3. Некоторые вопросы оценки интенсивности перемешивания при продувке металла в ковше инертным газом. Сообщение 2 / А. Н. Смирнов [и др.] // Процессы литья. – 2008. – № 5. – С. 30–35.
4. Применение генетических и эволюционных алгоритмов оптимизации. Нейронные сети и анализ данных : материал из сайта Виктора Царегородцева NeuroPro [Электронный ресурс]. – Режим доступа : <http://www.neuropro.ru/memo314.shtml>.

Громенко Э. А. (г. Киев, ООО «Мелитэк-Украина»)

СОВРЕМЕННОЕ ОБОРУДОВАНИЕ ОТ КОМПАНИИ «МЕЛИТЭК-УКРАИНА» ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ, ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

В настоящее время перед многими предприятиями литейной отрасли стоит актуальная задача контроля качества входного сырья и готовой продукции. Решение этих задач связано в первую очередь с методами контроля материалов: выявления физико-механических и химических свойств, коррозии, дефектов структуры и т.д. Эффективность проведенных исследований в первую очередь зависит от выбора средств лабораторного и неразрушающего контроля и диагностики.

Компания ООО «Мелитэк-Украина» предлагает лабораторное оборудование для проведения металлографических, физико-механических исследований, определения химического и фазового состава материалов как в стационарной лаборатории, так и в полевых условиях методами неразрушающего контроля.

Компания «Мелитэк» была создана в Августе 1999 года на базе отдела автоматизации производства Государственного Научно-исследовательского Института Горно-Химического сырья (ГИГХС). Деятельность фирмы началась с работ по внедрению систем для контроля химического состава металлов и сплавов, железорудного сырья, сыпучих и строительных материалов. Но, кроме анализа химического состава лаборатории практически любого предприятия интересовали вопросы контроля качества структуры и физико-механические свойства материалов. Поэтому направления деятельности компании были расширены. В настоящее время в структуру компании входят следующие отделы:

✓ Отдел химического анализа, который занимается поставкой и внедрением портативных и стационарных оптико-эмиссионных и рентгенофлуоресцентных анализаторов химического и структурного состава металлов, сплавов, руды, кокса и т.д. В спектре деятельности этого отдела также представлено оборудование для анализа газовых составляющих в металлах методом сжигания.

✓ Отдел оборудования для пробоподготовки, который занимается комплектованием лабораторий материаловедения системами для подготовки образцов для дальнейшего исследования на оптических, лазерных и электронных микроскопах. Причем могут быть предложены как бюджетные решения для небольших лабораторий на базе компактных настольных систем, так и высокопроизводительные системы, встраиваемые в технологическую цепочку основного производства.

✓ Отдел оптической и лазерной микроскопии, специалисты которого помогут найти наиболее эффективные решения в комплектации материаловедческой лаборатории в соответствии с задачами, стоящими перед лабораторией. Современные материалографические комплексы включают в себя микроскоп, цифровые камеры, системами анализа и обработки изображения, что позволяет автоматизировать процесс получения и анализа изображения микроструктуры с возможностью получения отчетов согласно ГОСТ, ASTM, EN или в произвольной форме.

✓ Отдел твердометрии. Здесь Вы сможете выбрать для своей лаборатории любое оборудование для измерения твердости материалов (твердомеры): от переносных малогабаритных моделей, до больших стационарных систем, встраиваемых в технологическую линию предприятия.

✓ Отдел физико-механических испытаний. Отдел занимается поставкой и внедрением оборудования для контроля механических свойств материалов. В сфере ответственности этого отдела находятся испытательные машины для испытаний практически любых материалов на разрыв, сжатие, изгиб, скручивание и т.д. в режиме статического или динамического нагружения.

ООО «Мелитэк-Украина» является эксклюзивным дистрибьютором в Украине ведущих зарубежных производителей лабораторного и аналитического оборудования:

- Struers A/S, Дания (пробоподготовка для микроскопических исследований);
- Olympus, Япония (микроскопы и цифровые системы);
- EMCO-TEST, Австрия (твердомеры)
- Bruker, Германия (анализаторы химического, минерального и структурного состава);
- Walter+Bai AG, Швейцария (испытательное оборудование, копры, твердомеры);
- Nanovea, США (исследования в нанодиапазоне).

Основной миссией ООО «Мелитэк-Украина» является комплексное решение проблем предприятия: от анализа и предоставления рекомендаций по модернизации лаборатории до поставки оборудования «под ключ», запуска, обучения пользователей и гарантийного обслуживания.

ООО «Мелитэк-Украина»

03067, г. Киев, б-р Ивана Лепсе, 4, корп. 1, офис 308

Тел.(044)454-05-90, факс: (044) 454-05-95

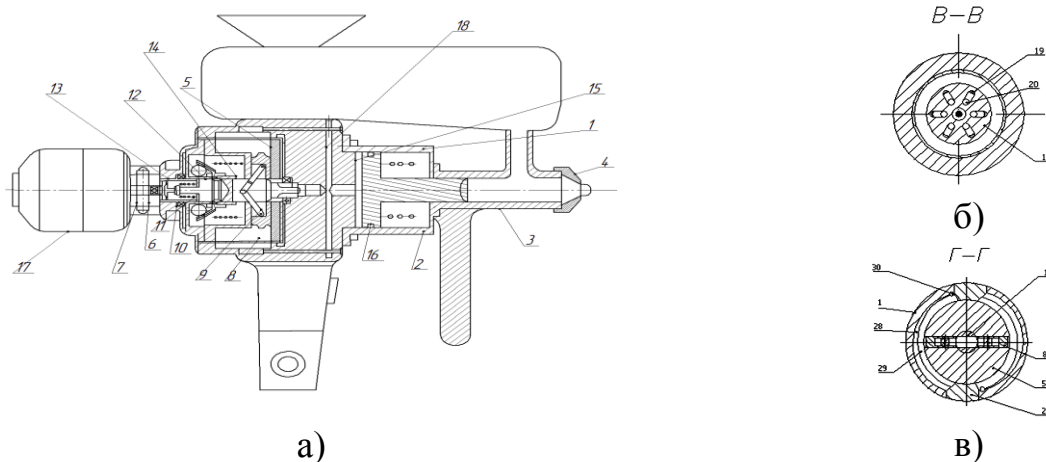
e-mail: infoua@melytec.ru

Web: www.melytec.ru

ДРОБЕСТРЕЛЬНЫЙ ПИСТОЛЕТ – АППАРАТ НОВОГО ТИПА ДЛЯ ОЧИСТКИ ТРУДНОДОСТУПНЫХ МЕСТ В ОТЛИВКАХ

Для очистки отливок, имеющих пригар, заливки, остатки формовочной и стержневой смесей после выбивки на выбивных решетках, чаще всего используют дробеметные камеры. Преимущества дробеметной очистки известны - простота и высокая производительность процесса. Наиболее часто применяемая дробеметная центробежная двухдисковая восьми лопастная головка предназначена для придания потоку дроби высокой скорости движения в определенном направлении [1]. Однако в существующих моделях дробеметных головок имеется ряд недостатков: невозможность регулирования угла разброса дроби, неравномерность ее разброса, невозможность подачи дроби в труднодоступные места отливки. Следовательно, для обеспечения оптимальной степени очистки литья необходим такой дробестрельный аппарат, который обеспечивал бы вылет дроби с большой скоростью и минимальным энергопотреблением.

В работе предложена схема дробестрельного пистолета (рис.1), состоящая из трех частей: 1 – энергетического устройства (позиции 5 – 18), являющегося частью известной конструкции гайковерта [2], 2 – добавленного гидроцилиндра для подачи дроби на отливку пульсирующими порциями (позиции 1 - 2), 3 – сопло для подачи дроби (позиции 3 – 4). Кроме того пистолет снабжен ручками для управления и большой емкостью-магазином для хранения дроби.



а – главный вид дробестрельного пистолета; б – сечение дробестрельного пистолета по втулке 12; в – сечение дробестрельного пистолета по втулке 5

Рисунок 1 – Дробестрельный пистолет

Дробестрельный пистолет работает следующим образом. Дробь подается в горловину 34. Одновременно с этим происходит пуск двигателя 17 и разгон маховика 5 энергетического устройства. С ростом угловой скорости маховика 5 возрастают и центробежные силы, которые действуют на грузы 21, расположенные в радиальных прорезах 20 крышки 15, в результате чего грузы 21 начинают перемещаться к периферии маховика 5, перемещая вниз втулку 17 и сжи-

мая пружину 16. Промежуточные элементы 8, связанные тягами 9 с подвижным ступенчатым валиком 10, приходят в движение. Но начнут перемещаться к периферии маховика 5 (под действием своих центробежных сил лишь) в том случае, когда профильная канавка 19 окажется напротив отверстий 13 (выполненных в охватываемой втулке 14), а шары 12 выйдут из проточки 11 и разрешат ступенчатому валику 10 осуществлять осевое движение. Однако дальнейшее осевое движение валика 10 становится возможным только в положении, при котором промежуточные элементы 8 окажутся напротив выступов 27 корпуса 1. Выполнение этого условия обеспечивается взаимодействием профильной лопатки 22 и пружинами 24 с помощью ползунов 25 механизма ориентации. Это взаимодействие осуществляется так. Профильная лопатка 22 входит в пространство между ползунами 25 и при дальнейшем обращении маховика 5 лопатка 22 отжимает ползун 25 к периферии радиального паза 23, сжимая пружины 24. В случае если лопатка 22 упирается в ползуны 25, то при дальнейшем обращении лопатка соскальзывает в пространство между ними. При этом промежуточные элементы 8 продолжают свое движение и, сжимая пружину 26, входят в камеры 29 высокого давления, по каналам образованным маховиком 5 и корпусом 1. Происходит нарастание давления внутри рабочей среды (например, масла), так как промежуточные элементы 8, закончив радиальное перемещение (войдя в камеры высокого давления), продолжают вращательное движение вместе с маховиком. При этом давление продолжает расти с одновременным сжатием жидкости, а маховик тормозится, и часть рабочей среды протекает через профильные канавки 28 из области высокого давления в область низкого давления. Одновременно высокое давление через рабочую среду передается по системе каналов 30 в ствол 2, вызывая тем самым движение поршня 33. Под действием высокого давления шток поднимается вверх и выталкивает порцию дроби на отливку. Для создания направленного потока дроби используется насадка 4. При дальнейшем обращении маховика 5 промежуточные элементы 8 встречаются с выступами 27, которые тормозят. Происходит остановка маховика 5, ступенчатый валик 10 под действием поворотной пружины 26 возвращается в исходное положение. Пружина 16 возвращает втулку 17 и центробежные грузы 21 в начальное положение. Пружина 12 занимает исходное положение в охватываемой втулке 14, замыкая тем самым ступенчатый валик 10. Одновременно пружина 32 возвращает поршень 33 в исходное положение. Потом весь цикл повторяется.

Применение предложенной модели обеспечит повышение производительности и качества очистки литья за счет изменения конфигурации штока поршня, благодаря которой выталкивается больше дроби, и наличия насадки, которая создает во время очистки направленный на отливку поток дроби.

ЛИТЕРАТУРА

1. Аксёнов П. Н. Оборудование литейных цехов / Аксёнов П. Н. – М. : Машиностроение, 1977. – 510 с.
2. Патент МПК В01F15/08. Дробестрельный аппарат. / Гунько И. И., Порожня С. В., Гребенюк Н. Н. – Заявл. 24.04.2008 ; опубл. 26.08.2008.

ИНЕРЦИОННАЯ ДВУХЪЯРУСНАЯ ВЫБИВНАЯ РЕШЕТКА

Наиболее распространённым способом выбивки литейных форм и стержней в современных условиях является выбивка на выбивных решётках.

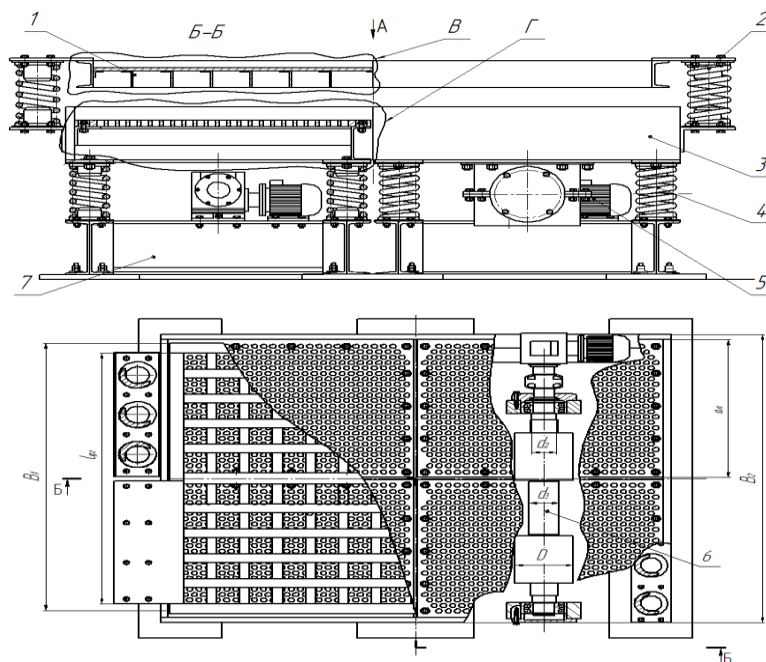
Теоретически выбивка литья на решетке протекает, как известно [1-5], следующим образом. Залитая литейная форма, подлежащая выбивке, подаётся на выбивную решётку, которая колеблется непрерывно, либо включается во время выбивки формы. Колебания решётки передаются залитой форме. Сочетания масс решётки и формы, режимов их колебаний и соударений подбираются так, чтобы форма подбрасывалась вверх на некоторую высоту, и падала вниз, соударяясь с выбивной решёткой. Возникающие при этом ударные и инерционные импульсы вначале расшатывают и нарушают связи между отливкой и опокой, смесью и стержнями, а затем в разделённых элементах из-за разности их масс создаются различные ускорения, появляются и увеличиваются число соударений между ними. В этих условиях уплотнённая смесь и стержни, имеющие меньшую прочность, чем металл, интенсивно разрушаются. Комья измельчаются как от соударений с решёткой, отливкой, опоками, так и от соударений друг с другом. Измельчённая отработанная формовочная и стержневая смеси сквозь выбивную решётку проваливаются на транспортёр уборки смеси. Однако на практике смесь, в зависимости от ее природы, разрушается не так интенсивно, комья смеси зачастую не разрушаются, и приходится дополнительными ударными воздействиями помогать этому процессу, что приводит к поломке полотна решетки.

Целью работы является возможность изменить конструкцию выбивной решетки и предложить вниманию читателей схему новой двухъярусной решетки способной разрушать выбитую смесь и избежать поломок полотна решетки.

Конструкция новой решетки состоит из блоков – полотен низа 3 и верха 1, блоков амортизаторов низа 4 и верха 2, двух валов 6 и приводов 5, а также основной рамы 7. Основная рама является опорной конструкцией для валов, приводов и блоков амортизаторов низа, на которые крепится блок – полотно низа.

Приводом машины является мотор-редуктор. Он посредством муфты приводит в действие вал с дебалансами. Сам блок – полотно низа состоит из рамы, сваренной из полосок стали. Внутри приварены уголки и швеллера, являющиеся опорами для полотен. Полотна – представляют собой толстый лист металла, с просверленными в шахматном порядке отверстиями, закрепленный на уголках и швеллерах рамы болтами. На раму с внешней стороны наварены уголки для крепления блоков амортизаторов верха. Эти блоки держат блок – полотно верха. Полотно верха представляет собой сварную конструкцию, состоящую из рамы, сваренной из швеллеров. На узких сторонах рамы приварены уголки, параллельно им – к длинным боковым стенкам, приварены неравнополочные уголки. Сверху проложены полосы металла, для создания решетки. Блоки амортизаторов и полотен сконструированы таким образом, чтобы при

создании колебательных движений валом, с помощью мотор – редуктора, полотно верха входило в блок – полотно низа и ударяло по нему, создавая механические нагрузки на разрушаемую смесь.



1 – блок – полотно верха; 2 – блок амортизаторов верха; 3 – блок – полотно низа; 4 – блок амортизаторов низа; 5 – привод; 6 – вал; 7 – основная рама;
Рисунок 1 – Схема новой инерционной двухъярусной выбивной решетки

Таким образом, форма подается на выбивную решетку. Мотор – редуктор приводит в действие вал, передающий вибрации, создаваемые дебалансами, полотнам и блокам амортизаторов. Полотна действуют на форму, совершая колебательные движения, тем самым разбивая её. Комья смеси разбиваются о полотно верха и проваливаются на полотно низа. Полотно верха под действием силы инерции бьёт по полотну низа, разбивая крупные комья лежащие на нем, до тех пор пока они не начнут просыпаться вниз.

ЛИТЕРАТУРА

1. Аксенов П. Н. Оборудование литейных цехов / Аксенов П. Н. – М. : Машиностроение, 1977 – 510 с.
2. Гунько І. І. Автоматизоване проектування ливарних машин на прикладі імпульсних формувальних агрегатів : метод. посіб. / І. І. Гунько, С. В. Порохня. – Краматорськ : ДДМА, 2005. – 104 с.
3. Гунько І. І. Методика автоматизованого проектування на ЕВМ імпульсної машини низкого тиску / І. І. Гунько, В. О. Ковригин // Пути підвищення якості та економічності литейних процесів. – Одеса : ОГУ, 2003. – С. 61–64.
4. Гунько І. І. Автоматизоване проектування формувальних машин / І. І. Гунько, А. С. Дмитренко // Машинобудування та металобробка. – Кировоград : КДТУ, 2003. – С. 25
5. Мятисевич Ю. В. Побудова і аналіз вичислювальних алгоритмів / Мятисевич Ю. В. – М. : Мир, 1979. – 536 с.

Гутько Ю. И., Калюжный П. Б., Голофаев А. Н. (г. Луганск, ВНУ им. В. Даля)

МЕТОДЫ ИЗГОТОВЛЕНИЯ НЕРАЗЪЕМНЫХ ФОРМ ПО ВАКУУМНО-ПЛЕНОЧНЫМ МОДЕЛЯМ

Литейное производство представляет широчайший перечень способов получения литых заготовок. Каждый способ литья имеет свои преимущества и недостатки, и целесообразность его использования зависит от многих факторов: серийности производства, требований качества, литейного сплава, наличия того или иного оборудования у производителя и т.п. Для некоторых отливок очень важна высокая точность и качество поверхности, но не все способы литья способны удовлетворить данные требования.

Одним из способов литья, позволяющих получать точные отливки, является литье в неразъемные формы. Это литье по выплавляемым, газифицируемым, растворяемым и другим моделям. Все эти способы подразумевают изготовление формы по разовым моделям, которые в последствии выплавляются, выжигаются или газифицируются, но не извлекаются как при традиционной формовке. К этим широко используемым способам можно отнести менее известный способ литья по вакуумируемым моделям.

Вакуумируемая модель представляет собой герметично закрытую эластичную оболочку, заполненную сухим подвижным наполнителем, который зафиксирован вакуумом. В данном способе [1] модель помещают в опоку, которую затем заполняют самотвердеющей формовочной смесью. После отверждения смеси внутренность пластикового мешка соединяют с атмосферой и легко извлекают модель из формы.

Разновидностью данного метода является технология литья по вакуумно-пленочным моделям (ВПМ), предложенная в работе [2]. Основное отличие данного способа состоит в том, что огнеупорный наполнитель формы упрочняется не с помощью связующего, а под действием вакуума, и пластичная оболочка модели не извлекается из формы. Технология литья по ВПМ представляет интерес, поскольку позволяет получить качественную поверхность и высокую размерную точность литья с использованием сухого песка без связующих, и для модели используется воспроизводимый материал.

Кафедрой «Промышленного и художественного литья» ВНУ им. В. Даля проводятся исследования технологии изготовления форм по ВПМ. Для проведения экспериментов было сконструировано специальное оборудование и оснастка, позволяющие получать ВПМ.

Вакуумно-пленочные модели получали следующим образом: модельные плиты с оттисками полумоделей облицовывали полиэтиленовой пленкой, затем выполняли сборку модельных плит, образованную полость заполняли сухим песком и вставляли вакуумный фильтр, после уплотнения наполнителя вибрацией полость модели вакуумировали и отключали вакуум от модельных плит, далее производилось раскрытие модельных плит и запайка пленки по контуру разъема модели, после удаления лишних частей пленки модель готова к фор-

мовке. Полученная ВПМ устанавливалась в контейнер, куда засыпался песок и виброуплотнялся, верх формы покрывали пленкой, которую спаивали с краями пленочной модели. После отключали вакуум от модели и подключали к контейнеру. Песок из модели высыпали, путем переворачивания контейнера на 180°. После продувки литейной полости сжатым воздухом контейнер переворачивали обратно и заливали металлом.

Первые испытания проводились для отливок несложной конфигурации. При изготовлении форма и модель имели достаточно высокую твердость – 90÷95 ед. и 85÷90 ед. соответственно, при величине вакуума 40кПа. Отливки, полученные литьем по ВПМ, имеют чистую и гладкую поверхность. В дальнейшем планируется применение данной технологии для более сложных отливок.

Усовершенствование технологии литья по ВПМ, комбинирование ее с другими технологиями, промышленное внедрение полученных результатов – такие задачи поставлены на ближайшее будущее.

ЛИТЕРАТУРА

1. Минаев А. А. Вакуумная формовка / А. А. Минаев, Е. Б. Ноткин, В. А. Сазонов. – М. : Машиностроение, 1984. – 216 с.
2. Феклин Н. Д. Технология литья по вакуумно-пленочным моделям / Феклин Н. Д. // *Литье Украины.* – 2012. – № 9. – С. 29–30.

Давиденко А. О., Сокольский В. Э., Роик А. С., Казимиров В. П. (г. Киев, КНУ имени Тараса Шевченко), Гончаров И. А., Галинич В. И. (г. Киев, ИЭС им. Е. О. Патона)

ОПРЕДЕЛЕНИЕ МАССОВОЙ ДОЛИ ШПИНЕЛИ, ОБРАЗУЮЩЕЙСЯ ПРИ НАГРЕВАНИИ И ПЛАВЛЕНИИ КЕРАМИЧЕСКИХ СВАРОЧНЫХ ФЛЮСОВ

Для формирования бездефектных швов при сварке под флюсом шлаковая часть сварочной ванны, должна гасить колебания расплавленного металла. Поэтому шлаки должны характеризоваться плавным повышением вязкости при снижении температуры. Однако большинство плавных флюсов, при хороших технологических свойствах, ограничено влияют на качественное формирование швов, поскольку, не обладают этим свойством.

В последнее время все более широкое применение при сварке высокопрочных сталей и сталей повышенной прочности находят агломерированные флюсы. Это объясняется их дешевизной и более широкими возможностями влиять на металл сварочной ванны. Приемлемого механизма, который объяснял бы это влияние в настоящее время не предложено.

Поведение керамические флюсов при сварке существенно отличается от плавных. Составы плавных флюсов для обеспечения минимальных затрат тепла, как правило, выбирались в точках эвтектик малоизученных многокомпо-

ментных диаграмм состояния, а существенные изотермические выдержки шлакового расплава при температурах выше плавления и грануляция расплава в воду, определяла аморфное строение флюса в твердом состоянии. Как известно аморфные флюсы плавятся не при определенной температуре, а в некотором температурном интервале. Если этот интервал относительно большой, флюсы называют длинными, а если малый – короткими. Длинные флюсы лучше гасят колебания металлической части сварочной ванны, поскольку имеют повышенное значение вязкости и плотности в более широком интервале температур. Керамические флюсы состоят из смеси кристаллических компонентов. Во время быстротечного сварочного процесса сначала плавится легкоплавкая часть кристаллических компонентов, к ним постепенно присоединяются высокоплавкие компоненты, а самые высокоплавкие могут (по крайней мере, частично) переходить в расплав путем растворения.

Таким образом, керамический флюс расплавляется частично и состоит из расплавленной матрицы, внутри которой находятся включения высокотемпературных кристаллов. Среди таких могут находиться кристаллы, которые слабо растворимы в шлаковом расплаве.

Практически нерастворимыми являются кристаллы шпинели ($MgAl_2O_4$). Шпинель специально не добавляется в керамический флюс, а образуется при нагреве флюса, если в его состав входят Al_2O_3 и MgO . По нашим данным [1], шпинель начинает образовываться уже при $700...800\text{ }^\circ\text{C}$. Температура плавления шпинели выше $2000\text{ }^\circ\text{C}$, поэтому гетерогенный шлак, в состав которого входят расплав и распределенные в нем мелкодисперсные кристаллы шпинели, будет иметь повышенную вязкость, численное значение которой будет зависеть от количественного соотношения расплавленной массы и кристаллов шпинели. Т.е, чем больше масса шпинели в шлаке, тем больше его вязкость.

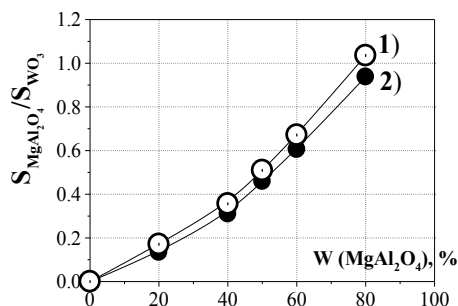
Можно предположить, что чем больше шпинели в шлаке, тем шлак будет длиннее и, тем лучше, будут гаситься колебания металлической части сварочной ванны.

В данной работе мы попытались количественно определить шпинель в шлаке и сделали попытку связать полученные результаты со сварочно-технологическими свойствами флюса.

Для расчёта мы использовали количественный рентгенофазовый анализ (метод внутреннего стандарта) [2]. В качестве внутреннего стандарта использовали моноклинный WO_3 . Шпинель получали с помощью низкотемпературного синтеза из гидроксидов магния и алюминия.

Рентгенографические исследования проводили на дифрактометре ДРОН-3 (MoK_α -излучение) и на дифрактометре для исследования расплавов (MoK_α -излучение, монохроматизированное дифференциальными фильтрами цирконий–итрий). Для интерпретации данных рентгенографического анализа использовали структурные программы Powdercell, Mercury, Match, которые свободно распространяются в сети Интернет.

Как видно из рис. 1, получено относительно хорошее совпадение экспериментальной и расчетной кривой.



1 – экспериментальные соотношения; 2 – полученные расчетом по Powdercell

Рисунок 1 – Калибровочные графики

шпинели мало либо она отсутствует вовсе. Таким образом, установлена принципиальная возможность максимально уменьшить колебание металла сварочной ванны за счет количественного увеличения шпинели. Показано, что CaF₂ способствует образованию шпинели при более низких температурах.

Для определения шпинели дополнительно разработан оригинальный метод, в котором использовалось то, что шпинель практически нерастворима в большинстве кислот, а все остальные компоненты удаляются с их помощью.

Таким образом, определено количество шпинели в некоторых сварочных флюсах. Следует отметить, что в пределах 2...3 мас.% обе методики коррелируют между собой.

Установлено, что флюсы с большим количеством шпинели являются более длинными при плавлении, чем флюсы, где

ЛИТЕРАТУРА

1. Образование шпинели в расплаве агломерированного сварочного флюса системы MgO–Al₂O₃–SiO₂–CaF₂ / И. А. Гончаров, В. Э. Сокольский, А. О. Давиденко, В. И. Галинич, Д. Д. Мищенко // Автомат. сварка. – 2012. – № 12. – С. 21–28.
2. Хейкер Д. М. Рентгеновская дифрактометрия / Хейкер Д. М., Зевин С. З. – М. : ГИФМЛ, 1963. – 380 с.

Давиденко А. О., Сокольский В. Э., (г. Киев, КНУ имени Тараса Шевченко), Токарев В. С., Рябцев И. И., Рябцев И. А., Гончаров И. А. (г. Киев, ИЭС им. Е. О. Патона)

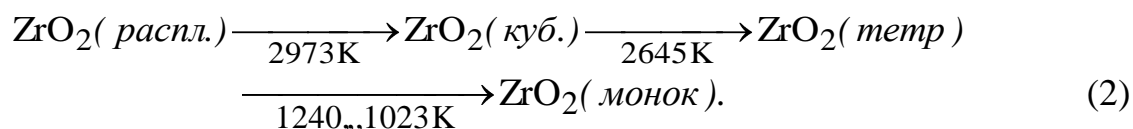
ВЛИЯНИЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ НА ОТДЕЛИМОСТЬ ШЛАКОВОЙ КОРКИ ПРИ ДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ И ДРУГИХ СВАРОЧНЫХ ПРОЦЕССАХ

В работе [1] исследовано влияние диоксида циркония, который возникает при разложении циркона (ZrSiO₄), добавленного в низколегированную порошковую проволоку. Такая проволока представляет собой пустотелую металлическую трубку, внутреннее пространство которой можно заполнять различными порошковыми компонентами. Основным таким компонентом в данном случае был циркон. В зоне дуги металлическая часть сварочной проволоки превращается в капли расплавленного металла, который вместе с цирконом поступает в ванну расплавленного металла. Поскольку циркон легче расплавленного металла сварочной ванны и значительно тяжелее расплавленного шлака, он концен-

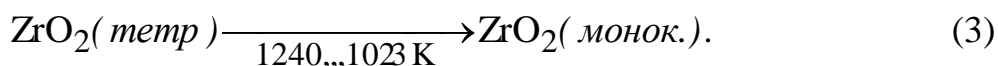
трируется на поверхности раздела металл–шлак в значительных количествах. Согласно диаграмме состояния, что подтверждено нашими исследованиями, циркон разлагается в твердой фазе при 1976 К с образованием диоксидов циркония и кремния [2]



Это разложение возможно при интенсивном отводе кремнезема из зоны реакции. Поскольку сверху находится расплавленный шлак, то кремнезем будет интенсивно растворяться в расплавленном шлаке и удаляться из зоны реакции. Образовавшийся диоксид циркония имеет высокую температуру плавления (не менее 2700 К). Учитывая быстротечность сварочного процесса и незначительное время нахождения циркона в зоне сверхвысоких температур, следует предположить, что основная часть диоксида циркония не успевает переплавиться и остается в кристаллическом состоянии. Охлаждение циркона может сопровождаться следующими фазовыми превращениями:



Поскольку время нахождения диоксида циркония в высокотемпературной зоне ограничено, успевают пройти только последняя часть реакций



Эта реакция происходит не в определенном температурном интервале, а некотором температурном интервале, при температурах, когда шлак уже затвердевает. ZrO_2 при этом переходит в стабильную при низких температурах моноклинную форму. Эта форма имеет минимальную плотность и максимальный объем из всех возможных модификаций диоксида циркония. Увеличение объема при фазовом переходе (3) приводит к значительным микронапряжениям в матрице шлаковой корки, особенно на границе между металлом и шлаком, где, согласно нашим данным, концентрация диоксида циркония наиболее высока. Таким образом, шлаковая корка хорошо отделяется при сварке. При многослойной (пятикратной) наплавке отделение ухудшается, что связано с тем, что температура свариваемого металла значительно повышается (до 800 К) и при этом (приблизительно на такую же температуру) повышается температура высокотемпературных зон сварочной ванны. Диоксид циркония успевает расплавиться и раствориться в перегретой части сварочной ванны которая состоит из расплавленного шлака. Отделимость шлаковой корки при этом значительно ухудшается. Для повторных наплавки требуется полное охлаждение изделия.

Хотя вышеприведенное имеет определенный интерес, значительное удешевление сварочного процесса могло бы быть связано с отказом от пустотелой

порошковой сварочной проволоки. Для этого в плавленные сварочные флюсы вводился циркон в различных количествах. Полученная смесь измельчалась и гранулировалась в специальном грануляторе с помощью жидкого стекла. Полученный наполовину керамический флюс использовался для наплавки. В этом случае результаты были не такие хорошие. В случае с порошковой проволокой диоксид циркония практически концентрировался на границе металл–шлак, и шлаковая корка легко отделялась. В полукерамическом флюсе, несмотря на то, что плотность диоксида циркония, а так же циркона практически в два раза больше плотности сварочного флюса, они распределяется практически равномерно по всему объему, а концентрация на границе незначительна. Кроме того, в шлаковой корке после наплавки остается в основном циркон, и только незначительная его часть (даже при концентрации его флюсе до 20 % (мас.)) образует диоксид циркония. Можно получать полукерамический флюс непосредственно с диоксидом циркония, однако он не является сырьевым материалом и значительно повысит цену готового изделия. На данный момент эти работы проводятся. Кроме этого проводится поиск других сырьевых материалов, которые помогли бы решить эту проблему.

ЛИТЕРАТУРА

1. Влияние диоксида циркония на свойства шлага при дуговой наплавке низколегированной порошковой проволокой под флюсом АН-348А /Сокольский В. Э., Роик А. С., Казимиров В. П., Рябцев И. И., Мищенко Д. Д. и др. // Автомат. Сварка. – 2008 – №7. – с. 24–29.
2. Бережной А. С. Многокомпонентные системы окислов / А. С. Бережной. – Киев : Наук.думка, 1970. – 456 с.

Данилюк В. А. (г. Краматорск, ДГМА)

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ОСНОВНЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ПРОКАТКИ ПОРОШКОВЫХ ЭЛЕКТРОДНЫХ ЛЕНТ ДЛЯ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЙ НАПЛАВКИ ЛИТЫХ ИЗДЕЛИЙ

Из известных и широко применяемых способов нанесения износостойких сплавов при упрочнении и восстановлении изношенных литых деталей наиболее универсальным и высокопроизводительным является механизированная электродуговая наплавка с применением порошковых электродных лент, которые позволяют наплавить высоколегированные и композиционные сплавы. При помощи порошковой ленты решаются те задачи легирования, которые труднодостижимы для порошковой проволоки.

Технологический процесс прокатки порошковой электродной ленты является определяющим в формировании геометрических размеров электрода, равномерности заполнения по сечению и степени уплотнения порошкового сердечника.

Общее решение задачи о прокатке порошковых материалов осуществлялось путем решения плоской одномерной задачи посредством численного рекуррентного решения конечно-разностной формы условия статического равновесия выделенного элементарного объема очага деформации.

Экспериментальные исследования процесса прокатки порошковых материалов на металлической подложке проводились на лабораторном мини-стане 100 × 100 кафедры АММ Донбасской государственной машиностроительной академии. Экспериментальные исследования были проведены для случая прокатки порошка на основе меди с насыпной толщиной 3,0 мм на металлической подложке из стали 08 кп толщинами 1,2; 0,62; 0,55 и 0,42 мм. Скорость прокатки при проведении всех экспериментов составляла 0,05 м/с, ширина прокатываемой композиции – 20 мм. Конечная толщина порошковой составляющей составляла 1,0 мм, то есть степень обжатия – 66,7 %. При этом сила прокатки для ленты с подложкой толщиной 1,2 мм меньше в 2,55 раза, чем для ленты с подложкой толщиной 0,42 мм.

Из анализа результатов, полученных в ходе экспериментальных исследований, можно сделать вывод о влиянии толщины оболочки на протекание процесса прокатки порошковых материалов. При этом было установлено, что чем больше толщина оболочки, тем выше её жесткость, а, следовательно, и упругий прогиб, что уменьшает протяженность очага деформации и как следствие и энергосиловые параметры процесса, и деформацию порошковой составляющей. Это делает актуальным учет данного фактора при математическом моделировании процессов прокатки порошковых электродных лент, предназначенных для восстановительной наплавки изношенных деталей, изготовленных литьем.

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

КАПИЛЛЯРНЫЙ ТРАНСПОРТ НА СЛУЖБЕ ФИЛЬТРАЦИОННОЙ ФОРМОВКИ ПО ЛЕДЯНЫМ МОДЕЛЯМ

Начиная разговор о формовке с применением смачивания, вспомним одно из его проявлений во время пребывания на пляже. Если раскапывать сухой песок на пляже, то дойдем до влажного песка. И чем глубже копать, тем больше воды в нем будет, несмотря на то, что уровень водоема расположен гораздо ниже. В зависимости от размеров песчинок вода поднимается на высоту 30...60 см! Прилегающие друг к другу песчинки образуют множество узких ходов – капилляров. Вода смачивает песчинки, обволакивает их и поднимается по стенкам капилляров за счет сил молекулярного притяжения. Чем уже капилляры (мельче песчинки), тем меньше масса находящейся в них воды и соответственно на большую высоту она может подняться [1]. Подобное явление называют капиллярным транспортом [2]. А формовку, при которой сухой сыпучей песчаной смесью фильтруют жидкость, компоненты которой и этой смеси образует

связующую композицию, приводящую к твердению этой смеси, называют фильтрационной [3]. Гидрофильность кварцевых зерен приводит к обволакиванию их водным раствором связующего и молекулярному сцеплению между связующим и песчинками. Если в одном из вариантов формовочная смесь состояла из сухого песка с порошком гипса (цемента), то талая вода от модели служила отвердителем гипса – связующего песчаной смеси – и увеличивала прочность сцепления (адгезию) связующего с зернами песка. Вода, имеющая высокое поверхностное натяжение, сама является слабым связующим. При образовании пленок связующего на зернах кварца получаемой оболочковой формы (оболочка на глубину фильтрации или пропитки жидкости) силы адгезии и когезии связующего, зависящие от сил его поверхностного натяжения, оказывают решающее влияние на качество структуры оболочки. Прочностные свойства многих связующих органического (лигносульфонат, декстрин, пектиновый клей, патока и др.) и неорганического (глина, цемент, гипс, жидкое стекло и др.) происхождения проявляются только в присутствии воды. Вода образует с ними коллоидные системы или как бы сама растворяется в связующем, вызывая его набухание.

Основная проблема фильтрационной формовки по ледяным моделям связана с ответом на вопрос, как вокруг разупрочняющейся тающей модели упрочнить сыпучую формовочную смесь с качественной стабильной поверхностью полости формы. Причем одно твердое тело (модель) разрушается, а другое сыпучее (песчаная смесь) упрочняется в результате фильтрации (пропитки, адсорбции) продуктов разрушения первого и запуска механизма химического твердения второго. При вакуумировании формы в процессах ВПФ и ЛГМ песок формы упрочняется физическим способом – перепадом газового давления на поверхности полости формы, когда в полости – давление газа близкое к атмосферному или залитого металла, а в толще песка (порах песчаной среды) – разрежение. Однако стабильно обеспечить атмосферное давление в зазоре (образуемой полости) между тающей ледяной моделью и стенкой вакуумируемой формы по всей поверхности не всегда возможно, также увлажняющийся слой формы трудно загерметизировать, и вакуумирование формы вызывает проход сквозь влажный песчаный слой, образуя в нем трещины и каверны по путям движения потоков воздуха. Такое же образование каверны свойственно форме при ВПФ в месте прокола синтетической пленки за счет выноса потоком воздуха мелких зерен песка вглубь стенки формы.

При замене газа на жидкость, создающую перепад давления на поверхность полости формы, эту жидкость с добавкой связующего подавали через полый стояк или выпор на поверхность модели. Герметизирующие свойства этой жидкости проектировали, как правило, по аналогии с вызывающими явление кольматации (закупоривания пор) традиционно применяемыми в технологии бурения скважин буровыми растворами, которые своим давлением стабильно удерживают стенки скважин, включая наклонные и горизонтальные. Однако этот вариант технологии усложняет формовку тем, что задействует дополнительную жидкость с герметизирующими или связующими материалами, требу-

ет соблюдать точный невысокий перепад давлений у поверхности полости формы, иначе переувлажняет песчаную смесь, что увеличивает как толщину пропитанного влагой песчаного слоя, так и продолжительность последующей сушки. А местное переувлажнение нередко ведет к оплыванию - деформированию вертикальных и потолочных песчаных стенок. Кроме того, явление кольматации часто создает слой покрытия на поверхности полости формы, влияющее на точность отливки.

Наиболее перспективным оказался способ упрочнения (оболочковой) формы путем образования связующей композиции при фильтрации за счет капиллярного транспорта. Этому способствовало создание способов нанесения порошковых облицовок – противопопригарных красок на ледяные модели. Порошковые покрытия на модели «налипают» потому, что при температуре близкой к точке плавления льда его поверхность является квазижидкостью (подобна «пленке» жидкости), имеющей на поверхности льда электрический заряд, способный удерживать на ледяных моделях слой насыпаемой на них порошковой краски толщиной 0,5...0,8 мм. Эту облицовку утолщали 2–3-кратным обсыпанием порошка с помещением модели в увлажненную атмосферу, разделительный тонкий слой влаги или инея давал возможность получать оболочку толщиной до 2...3 мм. Затем модель с полутвердой обсыпкой формовали в сухую песчаную смесь (с добавлением гипса), пропитка которой жидкостью талой модели позволяла ее отвердить.

ЛИТЕРАТУРА

1. Котов. В. Физика на пляже / В. Котов // Наука и жизнь. – 2003. – №6. – С. 120–123.
2. Либенсон Г. А. Производство порошковых изделий / Г. А. Либенсон. – М. : Металлургия, 1990. – 240 с.
3. Фильтрационное формообразование гелеобразующих систем в точном литье / Л. Г. Знаменский [и др.] // Литейное производство. – 1997. – №4. – С. 34.

Дорошенко В. С. Кравченко Е. В. (г. Киев, ФТИМС НАН Украины, г. Киев, МНУЦИТС НАН Украины)

ИНТЕРВАЛЬНЫЙ МЕТОД КОНТРОЛЯ ДОСТОВЕРНОСТИ ТЕЛЕМЕТРИЧЕСКОЙ ИНФОРМАЦИИ ПРИ МОНИТОРИНГЕ ПРОЦЕССА ОХЛАЖДЕНИЯ ОТЛИВКИ В ПЕСЧАНОЙ ФОРМЕ

Теория литейных процессов, как правило, рассматривает литейную песчаную форму как однородное тело, и регулирование скорости охлаждения находящейся в ней отливки, в большинстве случаев, возможно только путем изменения материала формы. Однако, при применении вакуумируемых песчаных форм, такую форму, возможно, рассматривать как объект управления тепло-массообменными процессами на границе металла с формой путем создания газового потока в объеме песчаной среды формы. Исследование тепло-массообмена при охлаждении и кристаллизации отливки в песчаной форме по-

служило основой для создания математических моделей этих процессов и способов управления различными по природе и динамике процессами, происходящими как в самой отливке, так и в песчаной форме. Все контролируемые системы теплового процесса взаимосвязаны между собой и представлены совокупностью разрозненных параметров: температуры, давления, степени уплотнения, прочности песчаной формы и т.п. Телеметрический контроль осуществляли в режиме непосредственной передачи телеметрических параметров с отражением их на экране монитора в реальном масштабе времени. Сложность интерпретации результатов анализа измеряемой информации возрастает из-за возможных состояний системы, вызванных неисправностями или внешними возмущающими факторами. Как показывает практика обработки экспериментальных данных, результаты первичной обработки информационных параметров содержат как одиночные, так и групповые аномальные погрешности. Использование таких результатов в качестве исходной измерительной информации для автоматизированной системы поддержки принятия решений в реальном масштабе времени может привести к ошибочным заключениям о контролируемом тепловом процессе, в том числе, и к апертурной погрешности, т.е. погрешности, обусловленной несинхронностью измерения различных параметров. Известно, что в метрологии информационно-измерительных систем для оценивания их точности применяются методы, основанные на положениях теории автоматического регулирования, статистики, оптимального управления и т.п. При этом реализация программ обработки телеметрической информации требует специальных методов контроля точности и надежности программной реализации на основе оценки точности вычисления всех составляющих эту программу операторов и снимаемых и используемых данных. При этом метрология снимаемых сигналов, которая рассматривает методику получения измерений для оценки характеристик погрешностей получаемых результатов измерений, проводится для наихудших вариантов сочетания моделей полезных сигналов и моделей погрешностей исходных данных.

Такой подход дает гарантированную, но завышенную оценку итоговой погрешности. Отсюда, очевидно, что необходимо создание таких адаптивных алгоритмов обработки результатов экспериментальных данных, которые самостоятельно контролировали бы точность экспериментальных результатов, полученных в последующем процессе вычисления. Методом, дающим возможность выполнить надежные численные вычисления с гарантированной точностью в условиях неопределенности и неоднозначности снимаемой информации, является метод интервального анализа [1]. При использовании этого метода результат каждого измерения рассматривается как некоторая интервальная величина с центром, который соответствует показаниям, например, температурного датчика, и шириной интервала, определяемой классом точности датчика. Такое интервальное представление снимаемых экспериментальных данных служило основой методов обработки этих данных, измеренных в процессе охлаждения отливки, поскольку методы обработки экспериментальных данных в рамках интервального анализа обеспечивают актуальность и достоверность получен-

ных в процессе охлаждения отливки данных эксперимента. При этом актуальность самих данных эксперимента определяет свойство снимаемой информации адекватно отображать состояние кристаллизирующейся отливки, а достоверность определяет соответствие снимаемой информации об отливке реальной действительности с учетом класса точности датчика температуры с термопарой.

При исследовании процесса кристаллизации отливки по методике термического анализа контейнерная вакуумируемая песчаная форма с находящейся в ней цилиндрической стальной отливкой рассматривалась по аналогии с альфа-калориметром. Изменение температурного поля по толщине стенки песчаной формы измеряли с помощью 5-ти термопар (с многоточечным записывающим потенциометром), которые располагали в этой форме вдоль толщины ее стенки на некотором расстоянии друг от друга. По определяемым значениям величины температурного поля в точках нахождения термопар определяли локальные (местные) коэффициенты теплоотдачи в слоях песчаной формы, контролируемых показаниями от соответствующих термопар. Коэффициент теплоотдачи по всей толщине дисперсного песчаного слоя определяли как среднее арифметическое значений локальных коэффициентов теплоотдачи в местах расположения соответствующих термопар. Контроль достоверности снимаемой термопарами телеметрической информации осуществляли алгоритмами интервального анализа, дающими возможность выполнения достоверных и надежных вычислений с гарантированной точностью, когда случаи неопределенности и неоднозначности снимаемой температурной информации возникает с момента получения такой информации в процессе охлаждения и кристаллизации металлической отливки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Шокин Ю. И. *Интервальный анализ* /Ю. И.Шокин. –Новосибирск: Наука, 1981. – 112 с.

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

ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ ПЕРЕМЕННОГО ГАЗОВОГО ДАВЛЕНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЛИТЫХ ИЗДЕЛИЙ СИСТЕМЫ Al-Si

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

Наиболее высокие и стабильные по сечению отливок свойства обычно достигаются при получении однородной и мелкозернистой структуры [2]. Чем мельче размеры первичных кристаллов, тем выше ряд важных эксплуатационных

и технологических свойств отливок. Поэтому литейщики чаще всего стремятся к получению наиболее мелкозернистой и однородной структуры металла [3].

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

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

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

В лаборатории современных материалов Ариэльского университетского центра (Израиль) совместно со специалистами кафедры литейного производства Национальной металлургической академии Украины были проведены исследования влияния переменного газового давления на структурообразование металла отливок из сплава А356. Результаты лабораторных исследований показали повышение механических свойств литого металла и снижение пористости цилиндрических отливок из сплава А356 диаметром 50 мм и высотой 100 мм. В порядок технологических операций изготовления отливки были включены следующие этапы: проведение рафинирования (препарат DEGASAL T 200, введение в рабочую полость формы устройства для подачи газа оригинальной конструкции, выдержка отливки с устройством в течение заданного промежутка времени, подача газа (аргона) с начальными показателями давления 0,15–0,2 МПа, последующее наращивание давления до 1,3–1,4 МПа и выдержка под давлением до полного затвердевания отливки. Приведенные данные свидетельствуют о том, что в результате газодинамического воздействия удалось измельчить структурные составляющие, в результате чего увеличились на 20–25 % пластические свойства литого металла и на 8–12 % увеличилась его плотность. Таким образом, газодинамическое воздействие на затвердевающий металл позволяет добиться эффекта модифицирования, который может быть значительно усилен вводом в расплав дополнительных центров кристаллизации в виде соответствующих традиционных модификаторов либо нанокристаллических порошков, полученных методами механохимии. При этом возможно снижение количества расходуемого модификатора.

ЛИТЕРАТУРА

1. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов: пер. с англ. / Л. Ф. Мондольфо. – М.: Металлургия, 1979. – 640 с.
2. Ларионов Г. В. Вторичный алюминий / Г. В. Ларионов. – М.: Металлургия, 1967. – 271 с.
3. Немененок Б. М. Теория и практика комплексного модифицирования силуминов / Б. М. Немененок. – Мн.: Технопринт, 1999. – 272 с.
4. Возможность использования комплексного модификатора длительного действия на основе нанопорошков длительного действия для повышения качества отливок из алюминиевых сплавов: Новые материалы и технологии в машиностроении – 2005 : сб. трудов IV Международной научно-технической конференции. – Брянск: БГИТА. – 2005. – С. 17–23.
5. Селиверстов В. Ю. Технология газодинамического воздействия на расплав в литейной форме – один из перспективных способов повышения качества металла отливок / В. Ю. Селиверстов // Сучасні проблеми металургії : наукові праці. – Днепропетровск: Системные технологии. – 2007. – Том 10. – С. 25–35.
6. Селиверстов В. Ю. Перспективы применения комбинированных способов управления структурообразованием литого металла / В. Ю. Селиверстов, Ю. В. Доценко / Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15). – С. 267–273.
7. Калиниченко А. С. Управляемое направленное затвердевание и лазерная обработка: теория и практика / А. С. Калиниченко, Г. В. Бергманн. – Мн.: Технопринт, 2001. – 367 с.
8. Доценко Ю. В. Застосування перспективної комплексної технології для підвищення механічних властивостей литих виробів зі сплавів системи Al-Si / Ю. В. Доценко // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. – 2008. – №4/1 (34). – С. 27–29.

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

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ БАЗ ДАННЫХ ДЛЯ РАЗРАБОТКИ СТАЛЕЙ С НИЗКОЙ СКЛОННОСТЬЮ К ОБРАЗОВАНИЮ ТРЕЩИН ПРИ ГОРЯЧЕЙ ОБРАБОТКЕ

Как известно, сталь, получаемая из вторичных сырьевых источников, содержит остаточную медь, которая может вызывать образование горячих трещин при дальнейшей технологической обработке. В виду более слабого сродства к кислороду меди по сравнению с железом, она не участвует в процессе окисления при нагреве и остается в основе сплава, накапливаясь с каждым циклом переработки. Когда концентрация меди превысит предел растворимости в твердом железе, на границе раздела между отдельными зернами выделяется чистая жидкая медь. Эта жидкая фаза может вызывать поверхностные трещины при ковке и горячей прокатке, и горячие трещины при кристаллизации отливок. Увеличение растворимости меди в твердом железе – один из потенциальных путей предотвращения или уменьшения горячих трещин.

Введение легирующих элементов позволяет увеличить растворимость меди в твердом железе. Влияние легирующих добавок на растворимость меди может быть оценено в рамках CALPHAD-метода с использованием термодинамических баз данных. На рис. 1, в качестве примера, приведены рассчитанные кривые растворимости меди в твердом железе в зависимости от содержания легирующих элементов. С повышением температуры никель и алюминий увели-

чивают, а марганец понижает растворимость меди в железе. Таким образом, при разработке сталей, устойчивых к образованию трещин при горячей обработке, целесообразно учитывать положительное влияние никеля и алюминия, а также отрицательное влияние марганца.

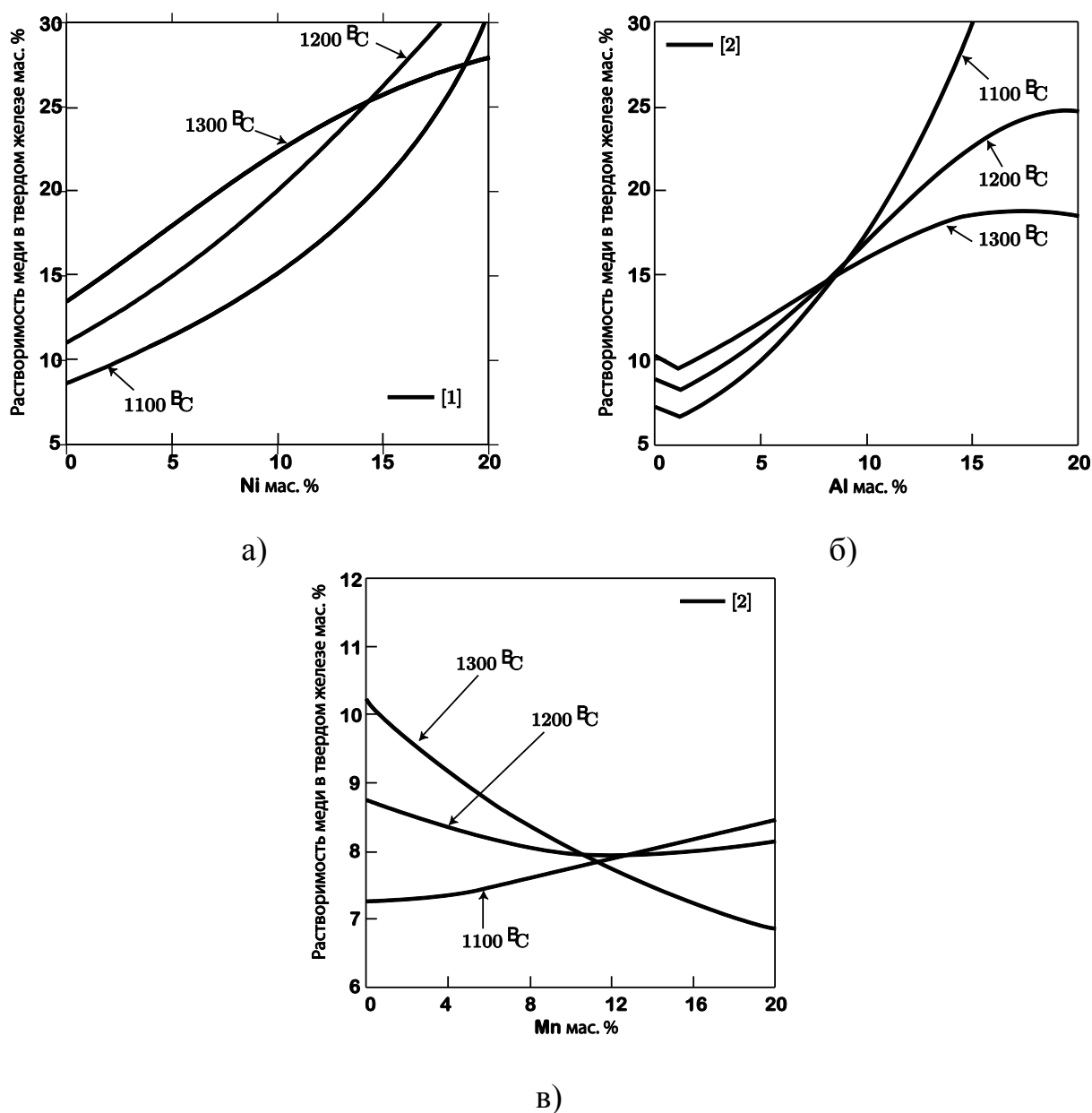


Рисунок 1 – Влияние добавок никеля (а), алюминия (б) и марганца (в) на растворимость меди в твердом железе при различных температурах.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Mixing enthalpies of liquid alloys and thermodynamic assessment of the Cu–Fe–Ni system* / M. A. Turchanin, T. Ya. Velikanova, L. A. Dreval' [et al.] // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. – 2009. – Vol. 48, Nos. 11–12. – P. 672–692.
2. *Thermodynamic description of the Cu–Fe–Mn system with key experiments and its practical applications* / L. Zhang, Y. Du, Q. Chen [et al.] // *Int. J. Mat. Res.* – 2008. – V. 99. – P. 1306–1318.

ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ СПЛАВЫ КАК МАТЕРИАЛЫ, ИМЕЮЩИЕ В ОСНОВЕ МНОЖЕСТВО БАЗОВЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Традиционный подход к разработке металлургических сплавов заключается в выборе металла-основы в зависимости от основных требований, предъявляемых к будущему материалу, и легирующих элементов для придания необходимых рабочих и технологических свойств. Такой подход привел к созданию множества многокомпонентных сплавов на основе одного элемента. Типичные примеры включают никелевые жаропрочные сплавы, медные и алюминиевые сплавы, стали и чугуны. В некоторых случаях два или три компонента могут присутствовать в материале в заметных пропорциях, например, латуни на основе системы Cu–Zn или припой на основе системы Sn–Pb. Традиционный подход к разработке сплавов ведет к накоплению огромного объема знаний о сплавах на основе одного элемента, но при этом фактически к отсутствию информации о сплавах, содержащих несколько базовых элементов, смешанных в приблизительно равных пропорциях. Теории, касающиеся механизма образования, структуры и свойств кристаллических фаз, также ограничиваются сплавами на основе одного или двух элементов. Такой дисбаланс становится более ярко выраженным с увеличением числа компонентов, составляющих сплав. Для пятикомпонентных, шестикомпонентных систем и систем более высокого порядка информация о сплавах в центре диаграммы состояния практически отсутствует. Такая практика приводит к ограничению круга сплавов, которые могут быть использованы для получения материалов различного назначения.

Успешной попыткой в разработке новых материалов является создание высокоэнтропийных сплавов (ВЭС), которые представляют собой комбинацию нескольких основных элементов (не менее пяти), смешанных в приблизительно равных пропорциях. При этом предполагается, что в сплавах с большим числом основных элементов формирование твердых растворов является более предпочтительным с термодинамической точки, чем образование интерметаллических соединений, в виду высокой энтропии смешения первых. Предполагается, что такие сплавы, имеющие простую кристаллическую структуру и большое число разнообразных легирующих элементов, могут обладать уникальными свойствами, которые обусловлены сочетанием твердорастворного упрочнения, упрочнением за счет измельчения зерна микроструктуры, отсутствия дислокаций и др. К таким уникальным свойствам можно отнести – высокие магнитные, механические, электрохимические свойства, высокую коррозионную стойкость, износостойкость и др. Все это говорит о перспективности исследований и разработки ВЭС.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys* / B. Cantor, I. T. H. Chang, – P. Knight [et al] // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2004. – V. *Foundation*, 2008. – Vol. 375–377. – P. 213–218.
2. *Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements^ Novel design concepts and outcomes* / J.-W. Yeh, S.-K. Chen, S.-J. Lin [et al] // *Adv. Eng. Mater.* – 2004. – Vol. 6, No. 5. – P. 299–303.

Дудченко А. В. (г. Краматорск, ПАО «НКМЗ»)

ЭВОЛЮЦИОННОЕ РАЗВИТИЕ СИСТЕМ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ЛИТЕЙНЫХ ПРОЦЕССОВ НА ПАО «НКМЗ» – СООТВЕТСТВИЕ ТРЕБОВАНИЯМ ВРЕМЕНИ

В настоящее время разработка литейной технологии отвечающей современным требованиям рынка машиностроительной продукции без использования компьютерного моделирования процессов литья практически невозможна. Некоторые известные зарубежные производители оборудования для энергетической отрасли указывают в технических требованиях на отливку обязательное проведение компьютерного моделирования литейных процессов в одном из специализированных пакетов, как правило, в «MagmaSoft».

История развития программного и аппаратного обеспечения для компьютерного моделирования литейных процессов на ПАО «НКМЗ» берет свое начало еще в 90-е годы прошлого столетия. Необходимость проведения инженерных расчетов с прогнозированием реальных процессов возникла при составлении концепции системы сквозного проектирования литья. На начальном этапе развертывания системы моделирование производилось в программном пакете «LVMFlow». Большая ресурсоемкость математического аппарата реализованного в программе не позволяла производить моделирование полной задачи «заливка-кристаллизация». Круг решаемых задач сводился к простому анализу показаний критерия кристаллизации «Пористость».

Параллельно с развитием аппаратной части компьютерной техники происходило усовершенствование программного обеспечения. Значительно повысилась точность и быстрота вычислений. Веховой чертой в развитии практики компьютерного моделирования стал переход к использованию программы «MagmaSoft» версии 4.2, а затем и версии 4.4. Постоянно увеличивалась и мощность аппаратной платформы программы. На последнем этапе осуществлен переход на многопроцессорную версию программы «MagmaSoft». В настоящее время анализ и разработка литейных технологических процессов производится с использованием сервера HPZ800 (2 CPU 6*2 cores; 98 GbRAM).

Дудченко А. В. (г. Краматорск, ПАО «НКМЗ»), Тарасевич Н. И.,
Примак И. Н. (г. Киев, ФТИМС НАН Украины)

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРЕДЕЛОВ ПРИМЕНИМОСТИ ЛИТНИКОВЫХ СИСТЕМ РАЗЛИЧНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ДЛЯ УСЛОВИЙ СКОРОСТНОЙ ЗАЛИВКИ

Скоростная заливка является вынужденным технологическим мероприятием при производстве крупного стального литья с использованием холоднотвердеющих смесей по Фуран-процессу по причине низкой термостойкости

этих смесей. При этом возрастают требования к характеристикам режима движения металла на выходе из питателя и в форме отливки. До настоящего времени скоростная заливка рекомендовалась только для отливок из высоколегированных марок стали, в современных условиях при все возрастающем использовании холоднотвердеющих смесей, эта мера становится повседневной нормой для обеспечения заданных требований внутреннего качества отливок.

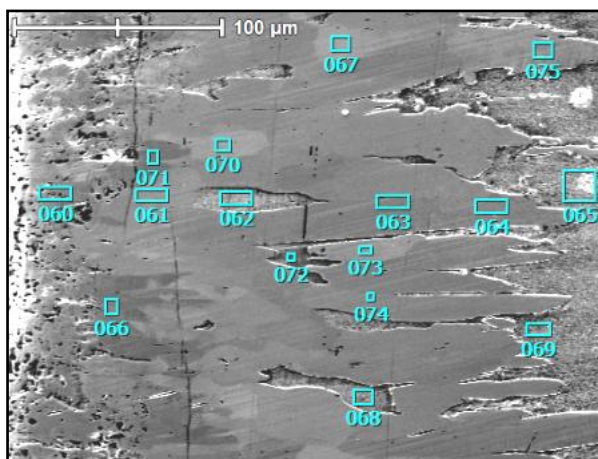
При исследованиях наиболее распространенных конструкции литниковых систем, проводимых с применением метода компьютерного моделирования в программном пакете «MAGMAsoft» v.4.4, установлены ограничения по предельной скорости поступления металла в форму. Кроме того, выполнен анализ гидравлических и тепловых процессов происходящих в форме отливки в процессе скоростного заполнения.

Повышение скорости движения металла влечет за собой пересмотр конструкции таких важных элементов литниковых систем, как питатели. В результате анализа существующих типов щелевых питателей определены основные их преимущества и недостатки для условий скоростной заливки. Проведенные исследования позволили выявить основные закономерности построения питателей различных конструкций и разработать оптимизированную конструкцию щелевого питателя для скоростной заливки форм. Кроме того, составлен типовой ряд таких изделий.

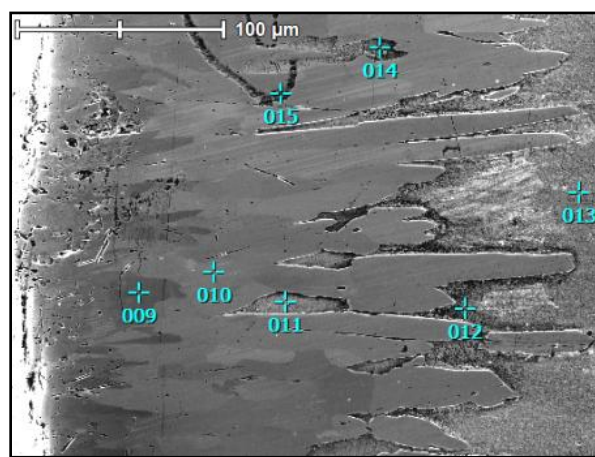
Дьяченко Ю. Г. (г. Краматорск, ДГМА)

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОГО ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ У7, ПОЛУЧЕННОГО ПРИ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Известно, что порошковые борохромоалитированные поверхностные слои обеспечивают углеродистым сталям наиболее высокие показатели износостойкости, чем при однокомпонентном борировании или двухкомпонентном борохромировании. Наиболее оптимальная температура процесса комплексного насыщения бором, хромом и алюминием для стали У7, при которой формируется поверхностный слой, обеспечивающий высокие показатели износостойкости, составляет 1000°С. Обеспечение высокой износостойкости стали У7 после борохромоалитирования связано с формированием поверхностного слоя, в частности, глубины слоя и продолжительности выдержки при температуре процесса [1]. Важным является определение химического состава поверхностного износостойкого слоя стали У7. Для установление факта присутствия боридов хрома в поверхностном слое стали У7 после борохромоалитирования были проведены исследования с помощью растрового электронного микроскопа JSM 6360LA, оснащенной системой рентгеноспектрального энергодисперсионного микроанализа JED 2200, на поперечном шлифе, структура которого соответствует структуре, приведенной на рис. 1.



а)



б)



в)

а – изображение в режиме вторичных (низкоэнергетических) электронов с отмеченными местами анализа, $\times 450$;

б – изображение в режиме отраженных (высокоэнергетических) электронов, $\times 450$;

в – изображение после теплового травления, $\times 450$

Рисунок 1 – Микроструктура борохромоалитированной стали У7(в), подвергнутой рентгеноспектральному микроанализу (а, б)

На рис. 1, а и 1, б отмечены поля, в пределах которых определяли химический состав фаз. По внешнему виду темно-серые поля рис. 1, а и 1, б следует признать светлыми участками рис. 1, в, серые поля рис. 1, а и 1, б это коричневые участки боридов рис. 1, в, темные участки рис. 1, а и 1, б соответствуют темным участкам твердогораствар рис. 1, в. Результаты химического анализа фаз показывают, что содержание бора в темно – серых участках примерно в два раза больше, чем в серых участках, а в темных участках бор отсутствует, содержание кремния и алюминия высокое. Отсюда следует, что светлые бориды 1в, предполагаемые нами как бориды, обогащенные хромом, не содержат хром, а содержат повышенное количество бора. Коричневые бориды, предполагаемые

как обычные бориды, содержат незначительное количество бора. Твердый раствор не содержит бора, а содержит кремний и алюминий. Наличие кремния и алюминия в твердом растворе подтверждается исследованиями в режиме картирования, где большему содержанию элемента соответствует более интенсивная окраска, и сканирования поперечного шлифа борохромоалитированного образца из стали У7, а также получение изображения в режиме характеристических рентгеновских лучей.

Можно сделать вывод, что светлые бориды – это соединения FeB, как более легированные бором, меньше окисляются при тепловом травлении и сохраняют белую окраску. Вместе с тем не исключено, что меньшему окислению FeB способствует также присутствующий в них хром, который нельзя обнаружить, возможно, в связи с чувствительностью метода. В пользу такого предположения следует признать тот факт, что рентгеноструктурный анализ показал присутствие боридов хрома CrB, Cr₂B в верхней части слоя после борохромоалитирования, присутствие хрома в бориде было обнаружено в работе [2]. Серые участки боридов, содержащие меньшее количество бора, представляют собой соединения Fe₂B, которые сильно окисляются при тепловом травлении. Повышенное содержание кремния в твердом растворе свидетельствует о том, что он диффундировал из феррохрома, содержащего Cr – 68,49 %, Fe – 19,86 % и Si – 7,27 %. Этот факт косвенно подтверждает, что FeCr участвовал в диффузионном процессе, при насыщении стали, кремний растворился в твердом растворе, а хром образовал бориды.

Были поставлены дополнительные исследования, которые показали, что после борирования стали У7 в порошковой смеси состоящей из 98 % В₄С 2 % NH₄Cl при 1000°C, 5 ч, в ее структуре после теплового травления в отдельных местах в поверхностной зоне боридов наблюдаются светлые боридные включения аналогичные тем, которые наблюдаются на рис. 1, в, это указывает на то, что тепловое травление позволяет дифференцировать боридные фазы FeB и Fe₂B.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Заблоцкий В. К. О некоторых особенностях получения износостойких борохромоалитированных слоев на поверхности изделий из углеродистых сталей, полученных при химико-термической обработке / В. К.Заблоцкий, Ю. Г. Дьяченко // Вісник ДГМА. – 2010. – № 1(6Е). – С. 74–78.*
2. *Косс Е. В. Борохромоалитирование стали 45 /Е. В. Косс, И. М. Шевченко, И. И Андриященко // Одесский политехнический институт. – Одесса, 1988. – 11 с. – Деп. в УкрНИИНТИ 12.09.88, №2314 Ук88.*

Ефимов М. В., Селютин А. А., Онипко Г. В. (г. Краматорск, ПАО «ЭМСС»)

НОВЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПАО «ЭМСС» В ИЗГОТОВЛЕНИИ УНИКАЛЬНЫХ ОТЛИВОК ДЛЯ ЭНЕРГЕТИКИ И СУДОСТРОЕНИЯ

На ПАО «ЭМСС» в переделе литейного производства произошел переломный момент: завершена реконструкция СЛЦ, которая коренным образом изменила подход к технологическому процессу изготовления отливок.

Введены и освоены новые технологии No-Vacue процесса: формовка по песчано-смоляным смесям с применением связующего на фурановой основе.

Внедрение формовки с применением холодно-твердеющих смесей (ХТС) в СЛЦ позволило добиться следующего:

- высокой точности изготовления формы и стержней;
- возможности практически полной регенерации смеси и использования 90 % регенерата (значительное уменьшение отходов производства);
- применение ХТС позволило полностью уйти от организации смесеприготовительного отделения, так как приготовление смеси и подача ее в формы и стержневые ящики совмещены в одном агрегате – смесителе. В цехе установлены два стационарных смесителя непрерывного действия, работающие с производительностью 10 и 60 т/ч.

Также установлена выбивная решетка, грузоподъемностью 100 т и введен в эксплуатацию комплекс регенерации смесей.

Все оборудование в реконструируемом цехе было поставлено итальянской фирмой «IMF».

Для улучшения качества поверхности отливок смонтирована и введена в эксплуатацию самая крупная в Европе дробеметно-дробеструйная камера производства немецкой фирмы Rösler Oberflächentechnik GmbH.

В рамках реконструкции производственных мощностей ЭСПЦ построена и введена в эксплуатацию новая электродуговая печь ДСП-70, основные преимущества которой – это:

1. Бесплаковый выпуск для обеспечения высокого качества металла.
2. Низкий расход электроэнергии за счет использования альтернативного тепла экзотермических реакций.
3. Высокая производительность.
4. Низкий расход шлакообразующих материалов.

Применение самого современного технологического оборудования для выплавки, внепечной обработки, вакуумирования и вакуум-кислородного обезуглероживания позволяет выплавлять стали, удовлетворяющие самым жестким требованиям, предъявляемым современным рынком.

В 2013 году приобретена и успешно применяется система инженерного анализа (CAE) высокого уровня Magmasoft.

Использование программы Magmasoft в литейном производстве предприятия позволяет:

- резко повысить качество проектирования литейных технологий за счет сокращения времени анализа промежуточных вариантов технологии;
- повысить преемственность проектных решений за счет накопления выверенной базы данных технологий, отливок и оснастки;
- в процессе моделирования увидеть сразу несколько ошибок и исправить одновременно, что сокращает количество процедур коррекции техпроцесса в 2 раза.

Качество стальных отливок в значительной степени определяется температурно-скоростным режимом заливки: общим временем заполнения формы (до выхода металла в прибыль), скоростью подъема зеркала металла, скоростью его истечения из питателей в полость формы.

Оптимизация этих параметров уже позволила в значительной мере улучшить внутреннее качество конструктивно сложных отливок.

Важно знать не только то, как получить качественную отливку, но и то, по какой причине результаты получаются неудовлетворительными..

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 или трещины (надрывы).

На сегодняшний день при подготовке к производству всех отливок ответственного назначения выполняется их объемное проектирование в графической среде пакета «Solid Works», а затем выполняется моделирование литейных процессов в расчетной среде Magmasoft.

В последнее время часто приходится сталкиваться с заказами на изготовление крайне нетехнологичного литья. Зачастую ответственные массивные части отливок конструктивно располагаются в зонах затрудненного питания, при этом эти места могут подвергаться контролям МПД и УЗК. Важным инструментом при разработке технологических процессов является ранее упомянутая программа Magmasoft, в которой можно визуализировать следующие процессы: распределение температурных полей отливки и формы; гидродинамику течения расплава; направление затвердевания сплава; развитие усадочных дефектов; развитие ликвационных процессов; возникновение горячих и холодных трещин; деформацию формы отливки в осях X, Y, Z и многое другое.

Особенности новых технологий изготовления литейных форм и стержней из ХТС предъявляют более жесткие требования и к качеству модельных комплектов, так как от этого напрямую зависит размерная точность и качество литой поверхности отливки. Задача добиться высокой точности и хорошего качества модельных комплектов решается за счёт объемного проектирования модельных комплектов, широкого применения ламинированной и буковой фанеры, вставок из пенополистирола.

Внедрение всех перечисленных комплексных мер позволило значительно расширить номенклатуру выпускаемого литья, как по сложности, так и по требованиям, предъявляемым к отливкам, создать качественно новые возможности по изготовлению уникальных отливок для энергетики, судостроения и др. областей машиностроения.

Жариков С. В., Гринь А. Г., Недодай Р. С. (г. Краматорск, ДГМА)

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ШЛАКОВ ПРИ НАПЛАВКЕ ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ

Известно, что структура и свойства шлаков, образующихся при наплавке самозащитными порошковыми проволоками (СПП), оказывают влияние на надежность защиты расплавленного металла от взаимодействия с воздухом, характер плавления, качество наплавленного металла [1]. Обеспечение этих свойств существенно зависит от выбора состава газошлакообразующей части сердечника СПП[2].

Повышение производительности наплавки и обеспечение равномерности плавления сердечника и оболочки СПП может быть достигнуто введением в состав их шихты экзотермических смесей[3]. Однако их введение изменяет состав и структуру образующегося при наплавке шлака, а следовательно оказывает влияние на свойства наплавленного металла. Поэтому изучение этого вопроса играет важную роль при разработке СПП с экзотермической смесью (СЭПП).

Для изготовления СЭПП применялись минералы, образующие шлаковую основу $\text{CaF}_2\text{-CaO-TiO}_2$. Количество газо-шлакообразующих компонентов в шихте наполнителя составляло 10 массовых процентов. Содержание экзотермической смеси в шихте сердечника СПП – 40 %. Легирующая часть шихты наполнителя рассчитывалась на получение наплавленного металла типа 8ХЗГСВ2Ф. Коэффициент заполнения проволоки составлял 0,35–0,37.

Исследования показали, что в результате наплавки экзотермической порошковой проволокой образуется шлак, относящийся к шлаковой основе: $\text{CaF}_2\text{-CaO-TiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$. Структура шлака представляет собой оксиды и шпинели, сцементированные стекловидной массой SiO_2 . Установлено наличие следующих фаз и соединений: $\text{CaO}\cdot\text{TiO}_2$ – перовскит, $\text{FeO}\cdot\text{TiO}_2$ – ильменит, $\alpha\text{-TiO}_2$ – рутил, $\text{TiO}_2\text{-TiN}$, $\text{TiO}_2\text{-TiC}$ – нитриды и карбиды титана, FeO , Fe_2O_3 – оксиды железа, алюминаты типа $4\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{Fe}_2\text{O}_3$, $2\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiO}_2$ и $3\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2$, оксиды Cr_2O_3 , WO_3 и V_2O_5 .

Общей составляющей исследуемых шлаков по данным микроструктурного и рентгеновского анализа является оксид железа.

В структуре шлака установлено наличие комплексных соединений и алюминатов, присутствие которых оказывает влияние на изменение двухкальциевого силиката, что положительно сказывается на отделимости шлака.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гринь А. Г. Отделимость шлаковой корки при наплавке самозащитной порошковой проволокой / А. Г. Гринь, В. М. Карпенко, И. А. Бойко // *Вестник ДГМА. – Краматорск, 2009. – № 5. – С. 169–173.*
2. Гринь А. Г. Исследование физических свойств и структуры шлаков, образовавшихся при наплавке порошковыми проволоками / А. Г. Гринь, С. В. Жариков, И. А. Бойко // *Вестник ДДМА. – Краматорск, 2011. – № 4 (25). – С. 185–190.*
3. Зареченский А. В. Особенности плавления порошковых лент с термитными смесями / А. В. Зареченский, Л. К. Лецинский, В. В. Чигарев // *Сварочное производство. – 1985. – № 8. – С. 39–41.*

ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ СТАЛИ 40X

В работах [1, 2] Волокушиным В. Ф. и Гуляевым А. П. описана способность различных металлов и сплавов к структурным превращениям в твердом состоянии, одни из них склонны к таким превращениям, требуемая величина зерна в таких материалах достигается перекристаллизацией во время нагрева под закалку отжиг и нормализацию. В случае, когда сплавы и особенно чистые металлы такой способностью не обладают, то наклеп с последующей рекристаллизацией остаются единственной возможностью для получения нужной величины их зерна. Данное их утверждение указывает на то, что для некоторых металлов и сплавов деформация оказывает определяющее влияние на структуру металла вне зависимости от вида их термической обработки.

Также описано влияние легирующих элементов на способность роста зерна аустенита. Так марганец и бор повышают эту способность, а такие элементы как Cr, Mo, W, V, Ti оказывают особенно сильно тормозящее воздействие. Это объясняется их устойчивостью к распаду, неравномерностью распределения в аустените при нагреве стали. Такие элементы как Ni, Co, Si, Cu относительно слабо влияют на рост зерна аустенита, т.к. не образуют карбидов, а, следовательно, не оказывают тормозящего действия на рост его зерна. Для разработки новых эффективных процессовковки важным является определение влияния деформации в горячем состоянии и последующей термической обработки по стандартным режимам, выполняемым на предприятии на структуру металла, которая определяет его механические свойства. Проверку этого влияния необходимо определять на сталях наиболее чувствительных к деформациям и наименее восприимчивых к термической обработке.

Проведены экспериментальные исследования по осадке цилиндрических образцов из стали 40X, диаметром 18 мм и высотой 20 мм. Образцы изготавливались из одного куска проката и перед деформированием проходили отжиг, который заключался в выдержке образцов при температуре 880 °С в течении 5 минут и охлаждении вместе с печью. Деформирование происходило после того как холодные образцы помещали в печь нагретую до 1100 °С и выдерживали в течении 11 минут. Деформировали осадкой на различную высоту, степени деформации 0 %, 32 %, 47,5%, 63,5 % (рис. 1), после чего одни образцы помещали в печь с температурой 1050 °С и медленно охлаждали (отжиг), вторые образцы охлаждали на воздухе на керамической подкладке (нормализация).

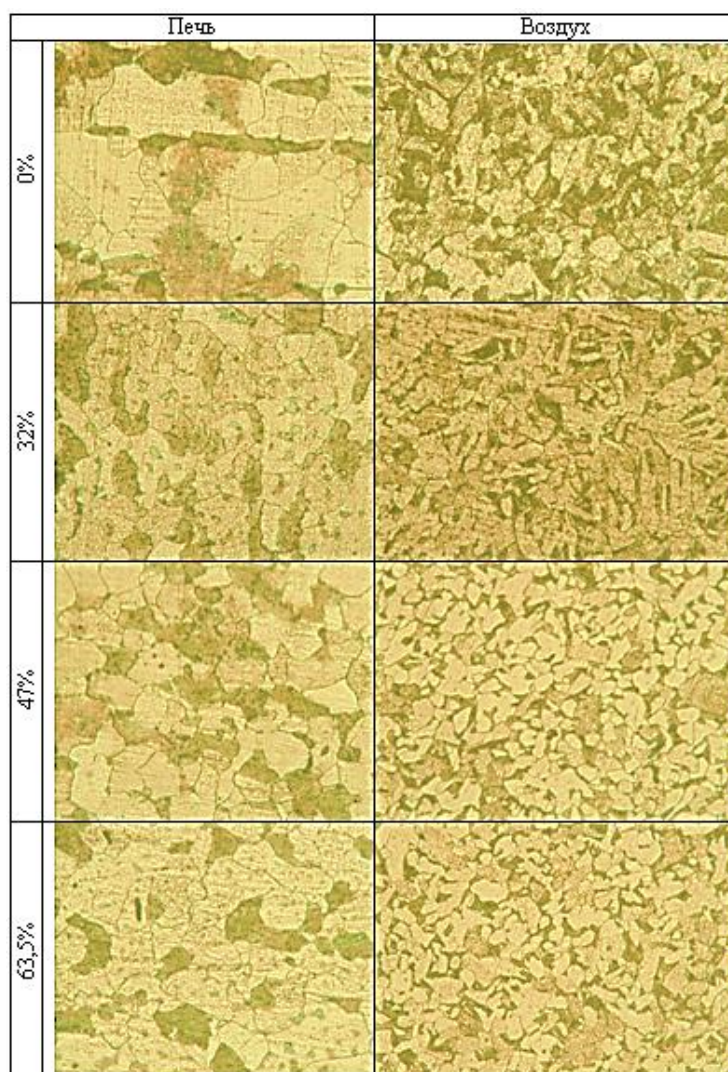


Рисунок 1 – Общий вид цилиндрических образцов после осадки

После чего из образцов изготавливались шлифы, и исследовалась их микроструктура. Т.к. при осадке в заготовке наблюдается неравномерное распределение деформаций, и их наибольшая величина локализована в центральной ее части, то микроструктуру образцов исследовали именно в этой зоне. Фотографии микроструктуры приведены в табл. 1.

Из табл. 1 видно, что наибольшая величина зерна в заготовках прошедших отжиг, наименьшая в заготовках прошедших нормализацию. Кроме того видно, что с увеличением степени осадки зерно в образцах дробиться, что положительно влияет на механические свойства металла.

Таблица 1 – Микроструктура осажженных на различную высоту образцов стали 40Х (увеличение $\times 100$)



ЛИТЕРАТУРА

1. Волокушин В. Ф. *Металловедение и термическая обработка* / В. Ф. Волокушин. – Винница, Книга-Вега, 2011. – 518 с.
2. Гуляев А. П. *Металловедение* / А.П. Гуляев. – М.: Металлургия, 1986 – 544 с.

Жеманюк П. Д., Клочихин В. В., Лысенко Н. А. (г. Запорожье, АО «Мотор Сич»), Наумик В. В. (г. Запорожье, ЗНТУ)

ПОЛУЧЕНИЕ ШИХТОВЫХ ЗАГОТОВОК ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ИЗ 100 % ЛИТЕЙНОГО ВОЗВРАТА

Современные экономические условия требуют снижения себестоимости изделий при сохранении уровня их физико-механических, эксплуатационных свойств и надёжности. Одним из путей снижения стоимости отливок из жаропрочных никелевых сплавов является использование в шихте при их выплавке технологического литейного возврата.

В условиях АО «Мотор Сич» опробовано и налажено производство жаропрочных никелевых сплавов ЖС26-ВИ и ЖС32-ВИ из 100 % собственного технологического литейного возврата.

Перед использованием поверхностные зоны литейных отходов (литники, прибыли, литниковые чаши, брак отливок) жаропрочных никелевых сплавов проходят предварительную очистку.

Для сохранения физико-механических и эксплуатационных свойств на уровне изделий, полученных с использованием исключительно свежих шихтовых материалов, применяют разнообразные технологические процессы рафинирования сплавов, закономерности обеспечивающие эффективность которых на текущий момент изучены еще недостаточно.

На установке ULVACFM1-2-100 с применением высокотемпературной обработки расплава (ВТОР) из возвратных отходов сплавов ЖС26-ВИ и ЖС32-ВИ (литейных чаш) изготовили прутковые заготовки диаметром 85 мм.

Поверхность литейных чаш очищали методом электролитического плазменного полирования с последующей обдувкой электрокорундом. Заливку металла осуществляли в металлическую форму через керамический фильтр.

Химический состав по высоте исследованных заготовок диаметром 85 мм был удовлетворительный, отвечал требованиям ТУ 1-92-177-91 и находился примерно на одном уровне.

В структуре заготовок наблюдали кристаллизационные зоны мелких подкорковых, столбчатых и равноосных кристаллов.

В центральной зоне средней части заготовок выявлена осевая усадочная рыхлота.

Анализ макроструктуры полученных слитков показал, что для заготовок, полученных на установке ULVACFM1-2-100 характерно наличие небольших зон столбчатых кристаллов, распространяющихся на глубину до 8 мм и мелкокристаллической структуры.

Металлографическим исследованием на боковой поверхности, а также в верхней части исследуемых заготовок загрязнения металла в виде плен, шлаковых включений и т. п. не обнаружены. Карбиды MeC имеют вид «китайских иероглифов», характерный для сплавов ЖС26-ВИ и ЖС32-ВИ.

Микроструктура представляет собой γ -твердый раствор с наличием интерметаллидной γ' -фазы, эвтектической (γ - γ')-фазы, карбидов, и карбонитридов, соответствует литому состоянию сплава ЖС32-ВИ. В центральных зонах средних частей заготовок структурные составляющие, а также расстояние между осями дендритов второго порядка имеют наибольшие размеры.

Установлено, что в краевой зоне (столбчатых кристаллов) расстояние между осями дендритов более чем в 2 раза меньше чем в центре заготовок. Загрязнения металла в виде шлаковых включений, скоплений карбонитридов, плен и т.п. в исследуемых заготовках не обнаружены.

Из опытных прутковых заготовок диаметром 85 мм методом высокоскоростной направленной кристаллизации (ВНК) были отлиты образцы диаметром 15 мм для определения механических и жаропрочных свойств.

Опытные образцы подвергали гомогенизации при температуре 1270°C в течение 2 часов с охлаждением на воздухе.

Результаты механических испытаний и испытаний на длительную прочность соответствуют требованиям ТУ1-92-177-91 (табл. 1).

Таблица 1 – Свойства опытных жаропрочных сплавов (ВНК)

Сплав	Механические при 20°C		Жаропрочность		
	σ_b , кгс/мм ²	δ , %	Температура испытания, °C	Нагрузка, кгс/мм ²	Время до разрушения, час
ЖС26-ВИ	104,6	6,4	975	26	62,0
	118,2	6,2			63,0
ТУ1-92-177-91	$\geq 90,0$	$\geq 6,0$			$\geq 40,0$
ЖС32-ВИ	112,2	7,2	1000	28	67,0
	102,7	8,0			83,3
	117,2	7,6			45,0
ТУ1-92-177-91	$\geq 90,0$	$\geq 6,0$			$\geq 40,0$

ВЫВОДЫ

В вакуумной плавильной установке «ULVAC» FM-1-2-100 опробовано в производственных условиях и налажено производство сплавов ЖС26-ВИ и ЖС32-ВИ из технологического литейного возврата.

Химический состав полученных прутковых заготовок по высоте соответствует требованиям технических условий.

Получены качественные прутковые заготовки диаметром 85 мм с микроструктурой, характерной для сплавов ЖС26-ВИ и ЖС32-ВИ.

Механические свойства при комнатной температуре и жаропрочность образцов, изготовленных из опытных заготовок, соответствуют требованиям соответствующей нормативно-технической документации.

ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ВАЛКОВЫХ РАСПЛАВОВ В ПОЛЕ ДЕЙСТВИЯ ЦЕНТРОБЕЖНЫХ СИЛ

Валки относятся к числу ответственных деталей, качество которых определяют не только надежность, но и эффективность работы прокатного стана. При этом значительно отличаются условия нагружения разных частей конструкции такого инструмента. В то время как сердцевина испытывает нагрузки, работая на изгиб и кручение, рабочая поверхность бочки должна быть стойкой к действию динамических, температурных нагрузок, а также сил трения.

Известно [1], что центробежное литье позволило не только изготавливать массивные валки с рабочим слоем из высокотвердых и износостойких материалов и одновременно обеспечивать необходимый уровень прочности и пластичности их сердцевины, но и расширило возможности в управлении качеством прокатного инструмента путем регулирования различных технологических параметров.

Охлаждение и затверждение массивных отливок в условиях вращения характеризуются рядом технологических особенностей. Так, на начальном этапе, в результате значительного теплообмена между вращающимся расплавом и стенкой формы мгновенно образуется твердая корка на поверхности отливки, а следом – газовый зазор между ней и кокилем. С момента образования последнего гидравлическое давление вращающегося металла воспринимается только затвердевшей оболочкой. Такое воздействие налагает дополнительные напряжения в корке, что приводит к ее деформированию и возможному нарушению сплошности и образованию горячих трещин на валковой поверхности. Результаты исследований [2] показали, что нарушения сплошности рабочей поверхности наблюдались на заготовках, уровень напряжений которых значительно превышал допустимые значения. При этом на поверхности отливок наблюдались раковины и горячие трещины.

При центробежном литье в отличие от стационарного метода охлаждение валковой отливки происходит не только путем отдачи температуры от ее внешней поверхности к стенке кокиля, но и за счет излучения и передачи тепла внутренней свободной поверхностью воздушной массе, интенсивная циркуляция которой обеспечивается скоростью вращения формы. В результате падение температуры происходит по двум направлениям, что значительно ускоряет процесс кристаллизации и способствует измельчению валковой структуры. Вместе с тем у внутренней свободной поверхности равномерность снижения температуры постоянно нарушается из-за возникающих в жидком слое металла конвективных потоков. Такое движение происходит вследствие того, что охлажденные более плотные слои под действием гравитационных и центробежных сил перемещаются в сторону стенок кокиля, а к свободной поверхности всплывает горячий менее плотный расплав. Вследствие большой теплопроводности

металла температура охлажденного слоя быстро выравнивается с окружающим его расплавом и дальнейшее его продвижение вглубь прекращается. В результате такого перемешивания происходит измельчение зерен структуры.

В результате изучения процесса кристаллизации валка установлено, что образующийся рабочий слой характеризуется зонами, отвечающими трем состояниям металла: жидкого, переходного и твердого материала, а основной характеристикой продвижения фронта кристаллизации является линейная скорость нарастания затвердевшей корки. Она зависит от интенсивности теплообмена между отливкой и окружающей средой, определяемой аккумулялирующей способностью формы. Показано, что с увеличением слоя теплоизоляционного покрытия скорость продвижения фронта затвердевшей корки снижается.

Вместе с тем использование в качестве материала рабочего слоя сложнолегированных сплавов неизбежно сопровождается насыщением его металла неметаллическими включениями, которые способствуют развитию дефектов и неоднородностей в теле изделия. Изучение движения неметаллических включений во вращающемся потоке жидкого металла [3] показало, что в таком случае относительная траектория всплывания частиц из металла рабочего слоя будет кривой. Полученная в работе [3] математическая модель показала, что центробежные силы способствуют увеличению скорости всплывания частиц.

На основе изучения процесса кристаллизации рабочего слоя массивных валков в поле действия центробежных сил получено выражение для определения минимального значения диаметра неметаллического включения, которое возможно удалить из вращающегося металла. Показано, что такая величина зависит от физических характеристик материала рабочего слоя, скорости вращения валковой формы, радиуса отливки и плотности включения. Установлено, что с увеличением последней возрастает минимальное значение диаметра удаляемой частицы. Вместе с тем, в результате сравнения размеров частиц одного типа выявлено, что увеличение скорости продвижения фронта кристаллизации снижает влияние центробежных сил на процесс очищения металла рабочего слоя от неметаллических включений. В связи с этим, для повышения эффективности такого процесса необходимо применять внепечные методы рафинирования приготавливаемого расплава. Поэтому работа в этом направлении продолжается.

ЛИТЕРАТУРА

1. Жижкина Н. А. Производство центробежнолитых валков с высоколегированным рабочим слоем: монография / Н. А. Жижкина. – Луганск: Ноулидж, 2011. – 167 с.
2. Жижкина Н. А. Исследование процесса формирования массивных валков при центробежном литье / Н. А. Жижкина // Процессы литья, 2012. – № 4 (94). – С. 44–50.
3. Будагьянц Н. А. Движение неметаллических включений в расплаве при центробежном литье массивных валков / Н. А. Будагьянц, Н. А. Жижкина // Вісник Східноукраїнського національного університету ім. В. Даля. – Луганськ: СХУ ім. В. Даля, 2010. – № 3, ч. 2. – С. 51–55.

Заблоцкий В. К., Корсун В. А. (г. Краматорск ДГМА)

БЕЗОКИСЛИТЕЛЬНЫЙ НАГРЕВ ИЗДЕЛИЙ ИЗ СТАЛИ Р6М5 С ИЗНОСОСТОЙКИМИ ДИФУЗИОННЫМИ СЛОЯМИ

Проблема повышения стойкости штампового инструмента сталей является актуальной всегда, поскольку она относится к ресурсосберегающим. Решается эта проблема тремя основными путями: выбором конструкции штампа, материалов для изготовления пуансонов и матриц, технологии изготовления всех деталей штампа [1].

Для штампов выбор материалов и технологии изготовления пуансонов и матриц основан на обеспечении высокой твердости (износостойкости), прочности при изгибе, ударной вязкости и теплостойкости (при интенсивной штамповке). Для ответственных вырубных штампов более целесообразно применять быстрорежущие стали, которые в значительной степени удовлетворяют приведенным выше требованиям. Для повышения износостойкости поверхностного слоя применяется комплексное диффузионное насыщение В, Мп, Аl в порошковых смесях. Однако термическая обработка этих изделий должна отличаться от термической обработки принятой для других изделий.

Основной целью работы было выбор способа безокислительной термообработки быстрорежущей стали с комплексным покрытием.

Задача решается тем, что для безокислительной термообработки применяется установка, которая включает в себя муфель с приспособлением и обрабатываемыми изделиями заполненный сыпучим графитом (патент UA 71880 U).

Устройство работает следующим образом. В контейнер засыпается сыпучий графит. Установка вместе с деталями помещается в печь для нагрева. Сыпучий графит препятствует проникновению кислорода к обрабатываемым деталям во время нагрева.

Таким образом, предлагаемый способ позволяет значительно снизить себестоимость процесса термообработки металлов и сплавов за счет упрощения и удешевления процесса создания защитной среды при нагреве изделий, снижения припусков на окисляемость, а самое главное то, что возможна термообработка изделий с небольшим по толщине диффузионным слоем, без его окисления.

Предложен способ безокислительного нагрева изделий, изготовленных из быстрорежущих сталей с комплексными покрытиями, который заключается в нагреве их в контейнере с сыпучим графитом. Данный способ можно применить на всех предприятиях с различными термическими печами.

ЛИТЕРАТУРА

1. Геллер Ю. А. *Инструментальные стали* / Ю. А. Геллер. – 3-е изд. – М. : *Металлургия*, 1968. – 568 с., ил.

ОСОБЕННОСТИ ПЕРЛИТНОГО И БЕЙНИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ 40ХЗНМФ

Образцы из стали 40ХЗНМФ, имеющие химический состав 0,42 % С, 0,15 % Si, 0,26 % Mn, 3,14 % Cr, 0,65 Mo, 0,36 % Ni, 0,15 % V, нагревали до температуры 900⁰С, выдерживали при ней 30 мин, а затем охлаждали в сыпучем серебристом графите при температурах от 100⁰ до 700⁰С. Выдерживали при каждой температуре от 100 до 100000 с, через каждые 50⁰С, анализируя твердость и микроструктуру.

В пределах указанной изотермической выдержки превращения аустенита в перлит начиналось при 500 с (рис. 1, а) и заканчивалось при выдержке 1000 с (рис. 1, б). Твердость стали после превращения в указанном интервале выдержки изменялась от 56,5 до 34,5 НРС, что подтверждает прохождение перлитного превращения по диффузионному механизму.

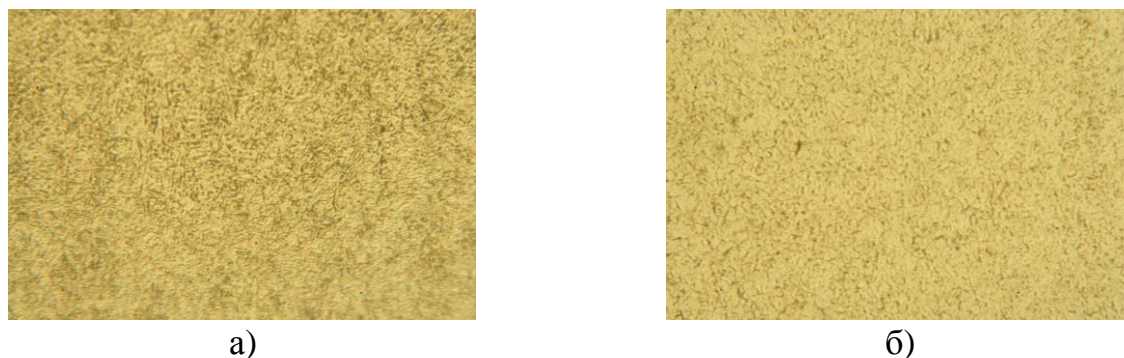


Рисунок 1 – Микроструктура стали 40ХЗНМФ, соответствующая началу (а) и концу (б) перлитного превращения при 700⁰С, ×200

Как следует из рис. 1, а начало распада аустенита в перлит сопровождается образованием мелкоигльчатой ферито-перлитной структуры. Для завершения распада характерно образование зернистой ферито-перлитной структуры.

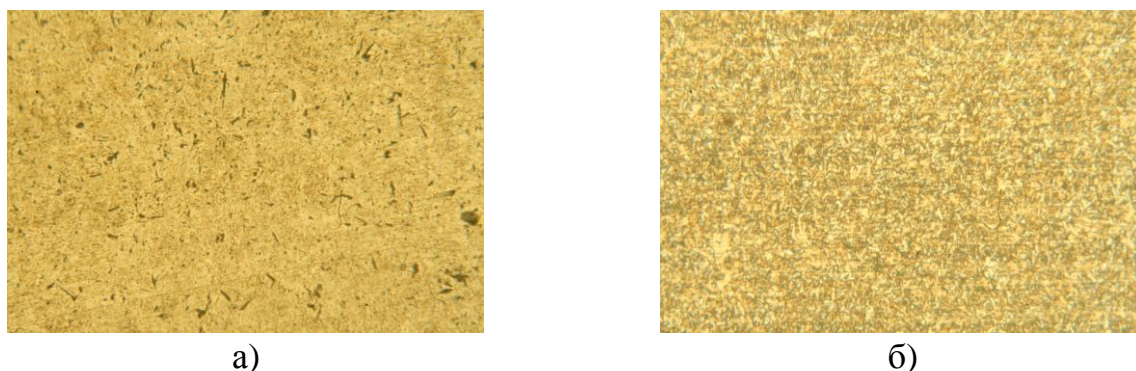


Рисунок 2 – Микроструктура стали 40ХЗНМФ, соответствующая началу (а) и концу (б) бейнитного превращения при 350⁰С, ×200

При охлаждении в бейнитной области (изотермическая выдержка при 350⁰С) начало превращения сопровождается образованием мелкоигльчатой бейнитной

структуры (рис. 2, а), а конец превращения – образованием мелкозернистой бейнитной структуры, твердость при этом изменяется от 57 ед. до 45,5 ед. HRC. По характеру изменения твердости и микроструктуры превращение происходит с образованием верхнего бейнита.

При изотермической выдержке при 150⁰С начало превращения при 100 с аустенита в нижний бейнит сопровождается образованием мелкоигольчатой аустенитно-бейнитной структуры (рис. 3, а) и завершается через 10000 с образованием крупноигольчатой бейнитной структуры. Снижение твердости, в пределах этого превращения, происходит от 57,5 HRC до 54,5 HRC.

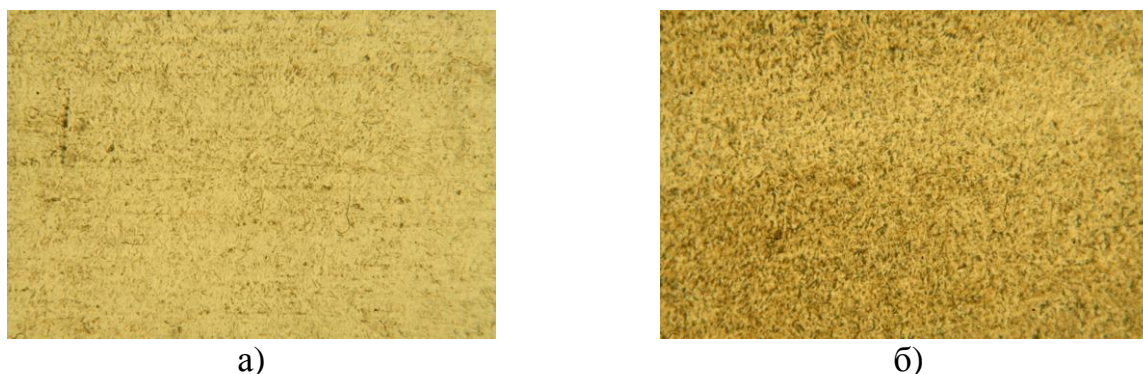


Рисунок 3 – Микроструктура стали 40X3NMФ, соответствующая началу (а) и концу (б) превращения нижнего бейнита при 150⁰С, ×200

Таким образом, при всех температурах превращение аустенита начинается с образования игольчатых структур.

При завершении превращения аустенита при температуре 700⁰С образуется крупнозернистая ферито-перлитная структура, при температуре 350⁰С образуется мелкозернистая бейнитная структура.

При завершении превращения аустенита при температуре 150⁰С образуется крупноигольчатая бейнитная структура.

Характерные области превращений имеют вид:

700 ⁰ С	Мелкоигольчатая Крупнозернистая	Продолжительность превращения 500 с
350 ⁰ С	Мелкоигольчатая Мелкозернистая	
150 ⁰ С	Мелкоигольчатая Крупноигольчатая	Продолжительность превращения 10 000 с

Из анализа полученных данных следует, что все микроструктуры в начальный момент перехода аустенита в перлит имеют игольчатое строение, что соответствует началу бездиффузионного превращения аустенита, а конец превращения при 700⁰С носит диффузионный характер, т.к. образуется зернистая структура.

При температуре 350⁰С конец превращения соответствует образованию мелкозернистой структуры, что так же связано с завершением превращения по диффузионному механизму.

Конец превращения при 150⁰С соответствует образованию крупноигольчатых структур, что указывает на без диффузионный характер превращения.

Затуловский А. С., Щерецкий В. А., Лакеев В. А., Каранда Е. А. (г. Киев, ФТИМС НАН Украины)

РАЦИОНАЛЬНЫЕ ЛИТЕЙНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С МАТРИЦЕЙ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Канонические методы физического металловедения (легирование, термическая и термомеханическая обработки) практически исчерпали свои возможности радикального повышения работоспособности и надежности металлических материалов, т. к. дальнейшее увеличение их прочности не приводит к адекватному росту модуля нормальной упругости. Кроме того, гомогенные металлические материалы характеризуются повышенной чувствительностью к концентраторам напряжений. Поэтому во всех промышленно развитых странах мира растет интерес к композиционным материалам, имеющим высокий уровень физико-механических и специальных свойств или их уникальное сочетание.

В настоящее время взамен традиционных антифрикционных материалов все больше применяют композиционные материалы, получаемые с применением литейных технологий. Литые композиционные материалы в настоящее время производят преимущественно литьем в формы предварительно приготовленных композитных суспензий. Существует два основных способа приготовления таких суспензий: *in-vitro* - введение в жидкий матричный расплав частиц (10–100 мкм) или коротких керамических волокон (5–15 мм); *in-situ* – создание зародышей керамических или интерметаллидных фазовых частиц вследствие химических реакций между жидким металлическим металлом матрицы и твердыми или газообразными реактивами, вводимыми извне. Полученные армирующие частицы имеют достаточно малые размеры (0,5–2 мкм). Каждый из методов имеет свои преимущества и недостатки. В случае *in-vitro*, к жидкому металлическому матричному материалу добавляются керамические частицы, обычно при перемешивании матричного металла мешалками различного типа. Простота этого метода нивелируется сложностью получения необходимого качества суспензии перед заливкой в формы. [1] Поэтому весьма актуальна разработка новых технологических процессов для получения износостойких композиционных материалов. В отделе композиционных материалов ФТИМС НАНУ разработана и запатентована оригинальная технология получения композитов. Основная идея разработанной технологии заключается в пропитке металлическим расплавом-инфильтратом преформы содержащей металлическую порошковую составляющую сходного химического состава с пропитывающим расплавом. В технологической схеме этап пропитки преформы реализуется без её предварительной консолидации, то есть прессования или спекания. Введение ультрадисперсных композиционных составляющих в металлическую матрицу осуществляется пропиткой микрогранул получаемых химико-термической и механической фиксацией ультрадисперсных частиц на поверхности алюминиевых порошков размерами от 100 мкм. По разработанной технологии была получена серия композиционных материалов с содержанием до 70 об. % дисперсных частиц размером 160–400 мкм и комплексными наполнителями содержа-

щими до 5 % ультрадисперсных частиц 30–500 нм. Среди наполнителей, карбиды, нитриды, оксиды, пылеунос, кварцевый песок. [2]

Для получения композитов на основе алюминиевых сплавов также применяется центробежное литье – уникальный способ создания заготовок деталей со слоистой градиентной структурой, у которых за счет направленного осаждения частиц в жидкометаллической суспензии могут быть организованы поверхностные зоны (слои) с повышенной концентрацией армирующих частиц [3–5]. Получение композитов методом центробежного литья с горизонтальной осью вращения дает возможность получать заготовки с дифференцированным распределением армирующих элементов по сечению отливки, благодаря одновременному заполнению металлом формы по всей длине отливки и отсутствия оседания частиц. Полученные детали имеют армированную наружную или внутреннюю поверхность (зону), в зависимости от соотношения плотности частиц и матричного сплава.

В настоящее время изготовление литых КМ замешиванием дисперсных частиц в расплав остается на вооружении исследователей и технологов, как наиболее простой и универсальный способ [6]. Однако, во многих случаях, достаточно сложно добиться равномерного распределения армирующих частиц в отливке. Поэтому, по нашему мнению, имеет перспективы применение МГД-обработки, с использованием переменного магнитного поля (интенсивность магнитного поля 0,07–0,09 Тл) жидкого алюминиевого матричного расплава, с введенными в него керамическими частицами. Исследования показали, что рациональный подбор режимов МГД-обработки при получении композиционной отливки, позволяет добиться равномерного распределения частиц карбида кремния в отливке и существенно повысить триботехнические характеристики композита по сравнению с моносплавом [7]. Таким образом, разработка новых литейных технологий позволяет получить отливки с существенно улучшенными эксплуатационными свойствами и повысить ресурс работы трибодеталей при эксплуатации.

ЛИТЕРАТУРА

1. Braszczyński, J. *Litekompozitnimaterialy skovovoimatrici.*: Slevarnistvi, LII. – Brno, 2004. – #6. – S. 209–211.
2. Пат. 36091 України, МПК⁶ B22F 3/00, C22C 1/00. Спосіб одержання композиційних матеріалів з різним фракційним та хімічним складом компонентів наповнювача / Щерецький В. О., Затуловський С. С.; заявник та власник ФТІМС НАНУ. – u200806756 ; заявл. 16.05.2008 ; опубл. 10.10.2008, Бюл. № 19.
3. Гусев С. С. Использование методов центробежного литья для получения изделий из композиционных материалов с упрочненной поверхностью / С. С. Гусев, Д. Н. Лобков, С. С. Казачков // *Материаловедение.* – 1999. – №5. – С. 50–53.
4. Устранение структурной неоднородности композитов на основе алюминиевых сплавов с целью повышения их качества / Г. И. Эскин [и др.] // *Литейное производство.* – 2001. – №9. – с. 2–8.
5. *Struktura strefowa kompozytów Al₂O₃-Al₂O₃-SiC kształtowanawProziesie odlewania ośrodkowo* / A. Dolata-Grosz [и др.] // *Kompozyty.* – 2002 (2), 5. – С. 305–308.
6. Взаимодействие металлических расплавов с армирующими наполнителями / Чернышова Т. А., Кобелева Л. И., Шебо П., Панфилов А. В. – М.: Наука; 1993. – 272 с.
7. Затуловский А. С. Исследование влияния МГД обработки и вибрации на микроструктуру и триботехнические свойства литых *in vitro* композитных материалов с матрицей из алюминиевых сплавов : труды V Международной научно-практической выставки-конференции «Литье 2009» / А. С. Затуловский, В. А. Лакеев, В. Н. Фикссен. – Запорожье : Запорожская торговая промышленная палата, 2009. – С. 172–173.

Зеленый Б. Г. (г. Киев, ФТИМС НАН Украины)

ЭФФЕКТИВНОСТЬ СФЕРОИДИЗИРУЮЩЕГО ВЛИЯНИЯ МОДИФИКАТОРОВ В ЖИДКОМ ЧУГУНЕ

Существенное влияние на эффективность сфероидизирующего модифицирования оказывает время от момента ввода модификатора в жидкий чугун до заливки чугуна в литейные формы и его затвердевания. Для большинства модификаторов максимальный эффект достигается в начальный период их ввода и взаимодействия с расплавом. С течением времени модифицирующий эффект сфероидизации графита уменьшается и после непродолжительной выдержки (10–12 мин) исчезает.

Проведены сравнительные исследования по влиянию состава модификаторов (ЖКМК2Р; ФСМг7; Ni–Mg и Cu–Mg-лигатур) на длительность сохранения их сфероидизирующего эффекта в модифицированном чугуне (в ковше). Показателем качества модифицирования служили степень сфероидизации графита (ССГ) в отливках сечением 10–120 мм, залитых после выдержки модифицированного чугуна в ковше от 5 до 30 мин. При выдержке модифицированного чугуна в ковше происходит непрерывное снижение температуры наряду с удалением магния из расплава, что также влияет на структуру чугуна в отливках. После завершения процесса модифицирования и выдержки чугуна массой 1,5 т в ковше в течение 30 мин температура металла снизилась с 1420 °С до 1280 °С, а ССГ уменьшилась: при применении ЖКМК2Р на 15–40 %, ФСМг7 на 25–60 %, Ni–Mg и Cu–Mg-лигатур на 45–80–% (меньшие значения для отливок сечением 10 мм, большие – 120 мм).

Установлено, что скорость удаления магния из жидкого расплава зависит от состава применяемого модификатора, первоначальной степени насыщения чугуна магнием (масс. доли $Mg_{\text{ост}}$ в чугуне после обработки) и изменяется в процессе выдержки. Ni–Mg и Cu–Mg-лигатуры непосредственно после модифицирования, как правило, обеспечивает наибольшую степень усвоения магния (0,07–0,09 % $Mg_{\text{ост}}$), по сравнению с ЖКМК2Р и ФСМг7 (0,05–0,06 % $Mg_{\text{ост}}$). Однако, после 10 мин выдержки количество $Mg_{\text{ост}}$ в чугуне, обработанном различными модификаторами, примерно одинаково (0,035–0,04 %). Наибольшая скорость (темп) снижения содержания Mg в чугуне наблюдается на протяжении первых 5 мин после модифицирования, особенно при применении Ni–Mg лигатуры (в 1,5–1,6 раза). В процессе дальнейшей выдержки скорость удаления магния из расплава уменьшается, что связано со снижением температуры жидкого чугуна в ковше. После 25 мин выдержки модифицированного расплава в ковше содержание $Mg_{\text{ост}}$ в чугуне при использовании Ni–Mg лигатуры составило 0,01 %, ФСМг7 – 0,015 %, ЖКМК2Р – 0,032 %.

Продолжительность сфероидизирующего эффекта (сравнимые показатели ССГ) комплексного модификатора ЖКМК2Р, содержащего в своем составе Mg, Ca, PЗМ, в 1,8–2,0 раза больше, чем Ni–Mg лигатуры. Сфероидизирующее действие ФСМг7 превышает по продолжительности действие Ni–Mg и Cu–Mg-

лигатур, но меньше чем у ЖКМК2Р. При использовании ФСМг7 (7,64 % Mg) и выдержке жидкого модифицированного чугуна в ковше до разливки 15 мин в структуре отливок сечением 30 мм наблюдали графит смешанной формы (ШГф4, ВГф2), а с увеличением выдержки до 20 мин – графит преимущественно компактной и пластинчатой формы (ПГф2, ПГф4, ВГф3).

Средняя скорость удаления Mg за 20 мин выдержки модифицированного жидкого чугуна в ковше составила: при применении Ni–Mg и Cu–Mg-лигатур 0,0035 % Mg/мин; ФСМг7 – 0,0021 % Mg/мин и ЖКМК2Р – 0,0012 % Mg/мин. Приведенные результаты получены при модифицировании исходного чугуна с масс.долей серы менее 0,01 %. При содержании серы в исходном чугуне 0,035 % скорость удаления Mg из жидкого чугуна составила: при обработке Ni–Mg и Cu–Mg-лигатур 0,0045 % Mg/мин; ФСМг7 – 0,003 % Mg/мин и ЖКМК2Р – 0,002 % Mg/мин.

Установлено минимальное (граничное) содержание $Mg_{\text{ост}}$, обеспечивающее получение высокопрочного чугуна со степенью сфероидизации графита (ССГ) не менее 85 %. Для чугуна, модифицированного Ni–Mg, Cu–Mg-лигатурами и ФСМг7, масс.доля $Mg_{\text{ост}}$ составляет $\geq 0,04$ %, при использовании ЖКМК2Р – $\geq 0,028$ %.

Таким образом, при ковшовом модифицировании более длительным сфероидизирующим действием обладают модификаторы ЖКМК, содержащие в своем составе Mg, Ca и PЗМ, в сравнении с модификатором ФСМг7, Ni–Mg и Cu–Mg-лигатурами.

Иванык А. В. (г. Краматорск, ДГМА), Литвиненко С. Н. (г. Краматорск, ПАО «НКМЗ»)

ВЫБОР КОНСТРУКЦИИ И КОЛИЧЕСТВА МУНДШТУКОВ ДЛЯ ЭШС ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК

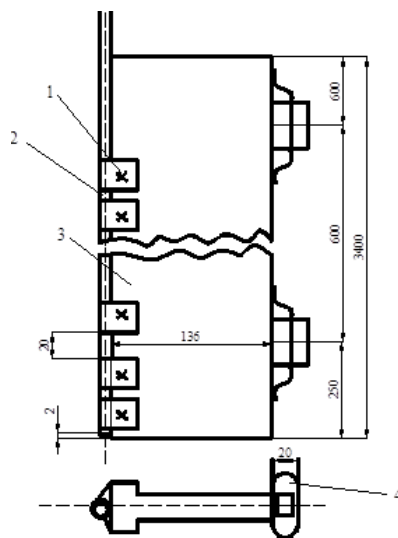
Главнейшей задачей современного машиностроения является экономное использование металлов, снижение металлоемкости конструкций, при одновременном повышении их надежности и долговечности. Известно, что в сварных машиностроительных конструкциях затраты на материалы превышают 50 % [1]. Поэтому наибольший экономический эффект от внедрения мероприятий, способствующих экономии материальных ресурсов, реализуется в таких отраслях машиностроения, производящих крупногабаритное толстостенное оборудование, как газо-нефтехимическая и энергетическая. В таких условиях является необходимым совершенствование электрошлакового сварочного процесса, который является основным способом соединения металла большой толщины [2, 3].

Была рассмотрена электрошлаковая сварка литых заготовок выполненных из легированной валковой стали 40ХН2МА. Единственным методом сварки по-

добных сечений явился метод сварки плавящимся мундштуком. Разработка технологии производилась на образцах, изготовленных из той же стали, имеющих свариваемое сечение 2020×2000 мм. Требовалось определить размеры и количество плавящихся мундштуков, подобрать режимы сварки применительно к мощности существующего сварочного оборудования с обеспечением качественного сварного соединения. Сваривались три образца, в процессе сварки которых, в частности, уточнилась величина зазора стыкуемых деталей, расстояние между мундштуками, толщина мундштуков, форма начального кармана и т. д.

Мундштуки представляют пластины с приваренными, при помощи контактной сварки, трубками, служащими для направления электродной проволоки [3]. Количество мундштуков должно быть минимальным, но оно ограничивается расстоянием между электродами, которое должно быть не более 170 мм для обеспечения равномерного провара, а также весом мундштука, позволяющим установку двум рабочим. Количество мундштуков из условия равномерной загрузки фаз должно быть кратным 3. В данном случае принято 12 мундштуков. Тогда расстояние между электродами будет 165 мм, что вполне допустимо. Конструкция мундштука представлена на рис. 1.

Учитывая расстояние между мундштуками, которые как показали опыты должно быть не менее 20 мм и диаметр направляющих трубок, ширина пластины принята 136 мм. Известно также, что расстояние между мундштуками менее 20 мм создает угрозу возникновения (между мундштуками) дуги, из-за которой процесс прекращается. Толщина пластины принимается 10 мм. Увеличение толщины пластины до 12-16 мм с одной стороны способствует более равномерному провару, с другой стороны повышается вес мундштука и ухудшается просмотр разделки в процессе сварки. Причем, как показали опыты на образцах, влияние толщины пластины на равномерность провара при малых скоростях сварки незначительное. Вес мундштука 36 кг.



1 – скобки, удерживающие трубку; 2 – направляющая трубка;
3 – пластина мундштука; 4 – междуфазовый изолятор

Рисунок 1 – Конструкция мундштука

Материал мундштуков и марка проволоки были подобраны с учетом получения равнопрочности шва и основного металла с сохранением хорошей свариваемости. Углерод в шве, как известно, способствует появлению горячих и холодных трещин, поэтому при подборе сварочного материала стремились уменьшить содержание углерода в шве. Наилучшие результаты дает комбинация: пластина – сталь МС-1; проволока 10Г2. В этом случае металл шва имеет минимально возможное содержание углерода. Марганец, перешедший из проволоки; никель, хром, кремний, марганец – перешедшие из мундштука компенсируют недостаток углерода. Вследствие этого повышается прочность шва. Механические свойства шва, полученные на образцах из стали 20 после нормализации с отпуском, указаны в таблице 1.

Таблица 1 – Механические свойства металла шва

σ_B , МПа	σ_s , МПа	δ , %	ψ , %
$\frac{804;829}{816,5}$	$\frac{560;589}{574,5}$	$\frac{29,6;31,3}{30,5}$	$\frac{46;48}{47}$

ЛИТЕРАТУРА

1. Семенов В. М. Особенности ЭШС заготовок полунепрерывного литья валковых сталей для электродов ЭШП / В. М. Семенов, М. В. Ярмонова // Вестник ДГМА. – Краматорск : ДГМА, 2006. – №2 (4). – С. 61–64.
2. Ерегин Л. П. ЭШС плавящимся мундштуком / Л. П. Ерегин // Сварочное производство. – М. : Сборник статей ЦИНТИМАШ, 1959. – №7. – С. 52-60.
3. Рыжков Н. И. Производство сварных конструкций в тяжелом машиностроении / Н. И. Рыжков. – М.: Машиностроение, 1970. – С. 285-286.

Иванык А. В., Семенов В. М., Кассов В. Д. (г. Краматорск, ДГМА)

ЦЕЛЕСООБРАЗНОСТЬ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПРОЦЕССА В ТЯЖЕЛОМ МАШИНОСТРОЕНИИ

На технологию изготовления машины, агрегата в целом существенное влияние оказывает способ производства отдельных ее элементов. От способа в значительной степени зависят также сроки выполнения заказов, загруженность оборудования и производственных площадей, пропускная способность отдельных служб предприятия. В этой связи выбор наиболее рационального варианта изготовления деталей должен осуществляться еще на стадии проектирования.

Изготовление отдельных деталей машин осуществляют в основном в двух исполнениях: цельном (литом, ковном или из проката) или сварном. Возможны следующие основные варианты изготовления крупных деталей с применением электрошлаковой сварки: сварные из кованных заготовок; из литых эле-

ментов; из кованных и литых элементов; из проката и комбинированные, в которых сваривают между собой элементы из поковок, литья и проката [1].

В настоящее время требуется детальные исследования методики, которая на стадии проектирования машины позволила бы без больших затрат времени и средств выбрать наиболее целесообразный вариант изготовления детали. Поэтому при проектировании учитывают, прежде всего, следующее: работоспособность машины, обеспечиваемую необходимым качеством и требуемыми характеристиками; технологичность – возможность изготовления на имеющемся оборудовании существующими приемами производства при минимальном использовании ручного труда; себестоимость, определяемую уровнем механизации и автоматизации производственных процессов.

Применение сварки при изготовлении крупных изделий позволяет:

- улучшить качество металла изделия, за счет использования вместо одной крупной заготовки двух или трех более мелких;

- использовать в одной конструкции несколько разнородных марок сталей. Наиболее нагруженная и ответственная часть ее может изготавливаться из легированных сталей с повышенными прочностными свойствами, а менее нагруженная из обычных более дешевых нелегированных сталей;

- освободить крупное дефицитное печное оборудование, за счет замены общей термической обработки всей конструкции предварительной термической обработкой отдельных ее частей и последующей местной термической обработкой сварного соединения;

- высвободить уникальное прессовое оборудование и сократить дефицит в крупных поковках за счет использования менее мощного прессового оборудования при изготовлении более мелких поковок сварного изделия;

- обеспечить изготовление изделий, выполнение которых в цельном исполнении практически неосуществимо, или представляет значительные технологические трудности, например, станины прокатных станков, прессов, крупные цилиндры, траверсы и т. д. [2].

При сравнительной оценке изготовления деталей, необходимо учитывать, что на машиностроительных заводах, как правило, мощное кузнечнопрессовое оборудование является дефицитным, в то время как сварочное (участки электрошлаковой сварки) не загружено. Так как способ производства, а также вариант исполнения в значительной степени зависят от формы изделия, целесообразно условно подразделить все заготовки на три группы: корпусные, плосколистовые и цилиндрические. К корпусным конструкциям относятся: станины, линейки, плитовины прокатных станков, станины прессов, корпуса редукторов, рамы и другие изделия. Плосколистовые конструкции – скобы, подштамповые плиты, крышки люков атомных электростанций. К группе цилиндрических изделий относятся: цилиндры и плунжеры прессов, воронки и торцевые стенки дробильно-размольных машин и подобные им детали. Опыт производства сварных заготовок на отечественных заводах тяжелого машиностроения показывает, что большинство корпусных деталей, не работающих в условиях циклического нагружения, целесообразно изготавливать в сварно-литом исполне-

нии. Цилиндры, плунжеры, испытывающие при эксплуатации значительные растягивающие напряжения, делают сварными из кованных заготовок. Если цилиндрические конструкции работают при больших нагрузках, их изготавливают сварно-литыми (торцевые стенки мельниц, барабаны мостовых кранов и т. д.).

Таким образом, учитывая опыт передовых отечественных предприятий в области производства крупных сварных заготовок, перевод цельнокованных и цельнолитых заготовок на сварные из поковок и отливок целесообразен, если:

- снижается расход металла и сокращается механическая обработка;
- требуется повышение механических свойств и улучшение качества металла.

Таким образом, пропадает необходимость роста мощностей, связанных с ростом развеса слитка, поскольку электрошлаковая сварка позволяет сваривать между собой отливки в блоки любых размеров и почти любой формы. Электрошлаковая сварка дает возможность соединять поковки так, чтобы в случае надобности обойтись сравнительно легкими прессами.

В настоящее время электрошлаковая сварка позволяет изготовить на заводах со сравнительно маломощным станочным и кузнечно-прессовым оборудованием заготовки любых размеров. Дальнейший рост размеров отдельных деталей ограничен возможностью транспортировки[2].

ЛИТЕРАТУРА

1. Рыжков Н. И. Производство сварных конструкций в тяжелом машиностроении / Рыжков Н. И. – М. : Машиностроение, 1970 – 382 с.
2. Литвиненко С. Н. Соединение электрошлаковой сваркой литых и кованных заготовок для крупных деталей / С. Н. Литвиненко, С. Н. Косинов // Металлургия машиностроения. – 2010. – №1. – С. 20–23. – ISSN 2075-0773.

Каргинов В. П., Малый А. В. (г. Днепропетровск, УРП «Союз»),
Иванов В. Г., Кузовов А. Ф. (г. Запорожье, ЗНТУ)

ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТИ ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК С ПОМОЩЬЮ ДОБАВКИ «КОНТРАСАНД»

Основными поверхностными дефектами при производстве чугунных отливок являются пригар, ужимины, раковины, засоры. Получение чистой поверхности отливок добиваются различными методами: применением в формовочных смесях углеродсодержащих добавок или использованием специальных противопригарных покрытий. Так как массовое изготовление чугунных отливок в современном литейном производстве базируется в основном на применении песчано-бентонитовых смесей, то разработка специальных добавок в формовочные смеси, существенно снижающих образование пригара, является актуальной задачей.

В настоящее время в отечественной и зарубежной практике литейного производства все большее применение находят комплексные добавки или премиксы. Они отличаются высоким выходом «блестящего углерода», широким интервалом пластичности и меньшим расходом в смеси. В составе таких премиксов обычно содержатся основные и вспомогательные компоненты. К основным относят противопригарные материалы и молотый бентонит, к вспомогательным – стабилизаторы влажности, снижающие вязкость и пылеподавляющие материалы и другие компоненты, улучшающие свойства песчаных смесей.

УРП «СОЮЗ» была разработана специальная синтетическая комплексная противопригарная добавка нового поколения, получившая название МК10лА или «Котрасанд», которая удовлетворяет всем необходимым требованиям к таким материалам и не уступающая импортным аналогам. Выход блестящего углерода – 10...13 %, содержание летучих до 40 %.

Добавка МК10лА «Котрасанд» прошла ряд промышленных испытаний и показала свою эффективность:

- снижение в 2–3 раза количества пригара на поверхности чугунных отливок, полученных в песчано-глинистых формах;
- устранения дефектов поверхности отливок – ужимин, ситовидной пористости, а также снижения шероховатости поверхности;
- сокращение на 25–30 % времени дробеметной очистки;
- уменьшенное на 50 % количество вводимой добавки по сравнению с гранулированным углем;
- упрощение технологии ввода добавки (развес добавки фасуется в соответствии с объемом смесителя заказчика);
- улучшение санитарно-гигиенических условий труда.

Таким образом, противопригарная добавка МК10лА «Котрасанд» является одним из резервов повышения качества поверхности чугунных отливок, улучшения ее товарного вида, снижения расходов на финишные операции и, в конечном итоге, повышения конкурентоспособности литейной продукции.

Козаревская Т.В., Ефременко В.Г., Чейлях А.П. (г. Мариуполь, ГВУЗ «ПГТУ») Шимидзу К. (г. Муроран, MuroranInstituteofTechnology, Япония), Чернявская Е.И. (г. Мариуполь, ГВУЗ «ПГТУ»)

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ВАНАДИЙСОДЕРЖАЩИХ ЧУГУНОВ ПРИ ИЗНАШИВАНИИ АБРАЗИВОМ РАЗЛИЧНОЙ ТВЕРДОСТИ

Исследовали белые ванадийсодержащие чугуны химического состава, масс. %: № 1 – 2,84 С; 0,95 Si; 0,61 Mn; 17,3 Cr; 9,2 Ni; 9,34 V; № 2 – 2,92 С; 0,57 Si; 12,9 Mn; 11,90 V; № 3 – 3,0 С; 1,0 Si; 0,4 Mn; 4,5 Ni; 12,8 V. При выплавке чугуны обрабатывали РЗМ, в результате чего в них были получены сфероидальные карбиды ванадия. В чугуне № 1 и 2 матрица была представлена

аустенитом, в чугунах № 3 – мелкоигльчатым мартенситом; их твердость составила 35, 29 и 65 HRC, соответственно. В чугуне № 2 помимо карбидов ванадия присутствовали карбиды хрома в виде эвтектики. Образцы исследовали на абразивный износ на установке изнашивания полузакрепленным абразивом конструкции Бринелля-Хаурта. Использовали два сорта абразива – «твердый» корунд и «мягкий» кварц. Также испытывали высокохромистый чугун (3,0 % С; 13 % Cr), термообработанный на твердость 67 HRC. Коэффициент износостойкости определяли относительно износа стали Гадфильда (рис. 1).

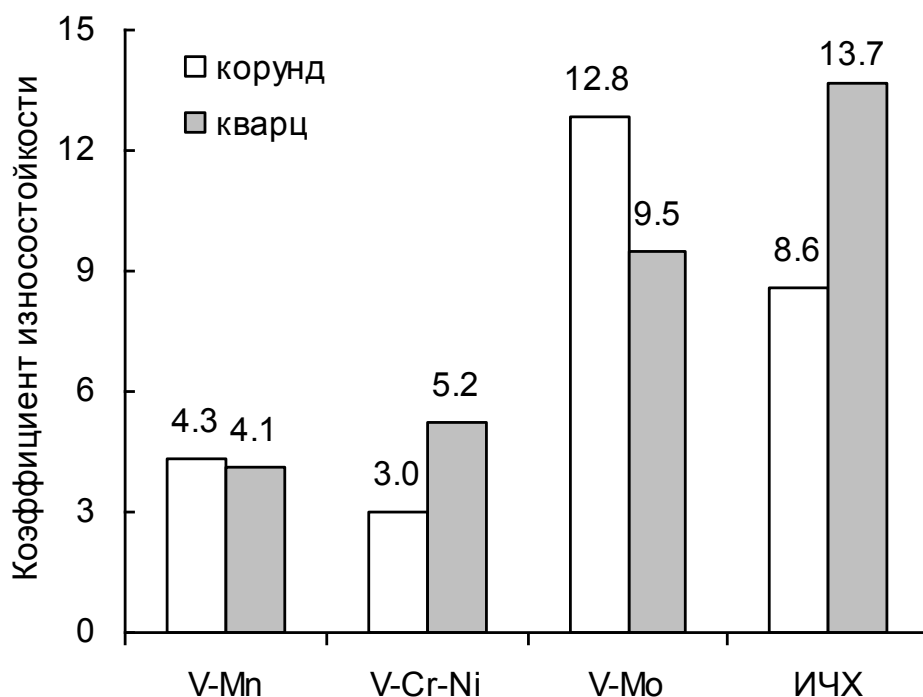


Рисунок 1 – Абразивная износостойкость исследованных чугунов

Как следует из рис. 1, при изнашивании твердым абразивом (корундом) максимальную износостойкость имеет мартенситный V-Mo чугун, который почти в 1,5 раза превосходит высокохромистый чугун. При одинаковом типе матрицы (аустенит) V-Mn чугун более износостоек по сравнению с V-Cr-Ni чугуном. Оба аустенитных ванадийсодержащих чугуна уступают высокохромистому чугуну.

При испытаниях мягким абразивом (кварц) ранжирование сплавов по износостойкости изменяется. В этих условиях наилучшие результаты показывает высокохромистый чугун, на втором месте – V-Mo чугун. Благодаря более высокому содержанию карбидной фазы V-Cr-Ni чугун превосходит V-Mn чугун.

Анализ результатов показывает, что при изнашивании твердым абразивом ведущую роль играет наличие твердых карбидов ванадия. Если твердость абразива понижена, то основным фактором износостойкости становится общее количество карбидной фазы (как VC, так и Me₇C₃). Поскольку высокохромистый чугун обладает большим количеством карбидов, он является более предпочтительным материалом по сравнению с ванадийсодержащими чугунами.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА ПРИГОДНОСТИ ПЕТРУРГИЧЕСКОГО СЫРЬЯ ВОЛЫНСКОЙ ОБЛАСТИ ДЛЯ КАМНЕЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Целесообразность использования каменного литья для защиты оборудования, работающего в условиях воздействия коррозионных или абразивных сред, доказана многолетней практикой его эксплуатации.

Значительную экономию в деле внедрения камнелитых изделий в промышленность играет снижение их себестоимости. Это возможно в результате использования дешевого сырья и усовершенствования за этот счет технологии получения отливок. Поэтому в последние годы все время ведутся поиски новых, более эффективных сырьевых материалов и установление возможности использования их при производстве камнелитых изделий.

Для исследований были представлены образцы туфа карьера «Полиці» месторождения базальтов «Іванчі» и базальт Рафаловского месторождения. Определение пригодности данных пород для камнелитейного производства проводили на основе данных их химического состава, выполненного петрографического анализа и петрохимических расчетов.

Словом «туф» обозначают породу вулканического происхождения, образованную путем цементирования гидroxимическими процессами рыхлых вулканических продуктов. Если в момент извержения и во время застывания магма подвергалась водному воздействию, то при этом на месте извержения образуется рыхлый материал, называемый «туфом». В соответствии с проведенным петрографическим анализом туф карьера «Полиці» содержит 65 % минерала сапонита $Mg_3 [Si_4O_{10}] [OH]_2 \cdot n H_2O$ и 28,17 % минерала анальцима $Na [AlSi_2O_6] \cdot n H_2O$. Как следует из представленных формул, порода состоит из водных минералов, из которых, например, анальцим содержит до 8 % воды. Это нашло отражение в химическом составе туфа (мас. %): SiO_2 47,2; TiO_2 1,98; Al_2O_3 13,9; Fe_2O_3 11,9; FeO 1,7; MgO 7,0; CaO 2,79; Na_2O 4,87; K_2O 1,48; п.п.п. 6,65. Порода содержит значительное количество потерь при прокаливании. При нагреве и плавлении это может приводить к пенообразованию, требует длительного проваривания образующегося расплава и высокой температуры расплавоприготовления. Кроме того, туф отличается высоким содержанием оксида железа и недостатком CaO . Соотношение Fe_2O_3 / FeO в составе туфа составляет 7,0, в то время как такое соотношение в породах, используемых в камнелитейном производстве не должно превышать 0,5–0,9.

Петрографическое исследование Рафаловского базальта показало, что он представляет собой однородную, плотную породу. Имеет выдержанный минеральный состав, что должно способствовать однородности получаемого из него расплава. Главные породообразующие минералы базальта: плагиоклаз (36 %), моноклинный пироксен (33 %), рудный минерал (6 %). Второстепенные: буроватое стекло (19 %) и палагонит (6 %). Как положительный факт отмечается от-

сутствие в породе нежелательных включений. Однако, определение химического состава базальта (масс. %): SiO_2 46,58; TiO_2 2,5; Al_2O_3 14,79; Fe_2O_3 7,15; FeO 5,75; MgO 8,04; CaO 7,29; Na_2O 2,0; K_2O 0,3; п.п.п. 4,49, показало, что и эта порода содержит значительное количество летучих компонентов. Повышенное содержание потерь при прокаливании будет усложнять процесс расплавоприготовления. Соотношение $\text{Fe}_2\text{O}_3/\text{FeO}$ в базальте составляет 1,24, что также нежелательно с точки зрения эффективного ведения технологического процесса получения кристаллической структуры литья мономинерального состава.

Пригодность горной породы для получения каменного литья проверяют также петрохимическим расчетом ее химического состава. Определением значений пироксенового модуля (M_{py}) возможно провести более точную оценку кристаллизационных свойств расплава и выяснить необходимость использования добавок. Из отечественной практики известно, что хорошими технологическими свойствами обладают петругигические расплавы с $M_{\text{py}} = 2,7-3,0$. Как показали проведенные расчеты, туф имеет $M_{\text{py}} = 2,4$, а базальт $M_{\text{py}} = 2,55$. Это говорит о том, что к обоим породам для получения каменного литья необходимо добавлять подшихтовочные материалы. Расчетом химического состава было установлено, что количество добавок, обеспечивающих получение мономинерального пироксенового состава кристаллической фазы готового литья должно составлять 9–10 %. Применение многокомпонентных шихт в камнелитейном производстве усложняет технологию получения качественного расплава. Выдвигает особые требования к выбору плавильного агрегата, обеспечивающего нейтральную либо окислительную атмосферу плавки. К тому же, в камнелитейном производстве Украины уже разработана технология и применяется Берестовецкий базальт с добавками доломита и магнезита, а предлагаемые породы не являются лучшими, чем уже используемая. Поэтому туф и Рафаловский базальт нерационально использовать к камнелитейном производстве и эти породы были рекомендованы в качестве сырья для получения волокнистых материалов.

Косорукова Т. А., Фирстов Г. С. (г. Киев, ИМФ НАНУ), Ноэль А. (г. Ренн, Institut des Sciences Chimique de Rennes, Université Rennes1), Иванченко В. Г. (г. Киев, ИМФ НАНУ)

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ $\text{Nb}_x\text{Ni}_{75}\text{Ta}_{25-x}$ ($0 \leq x \leq 25$)

Химический анализ фаз производился с использованием сканирующего электронного микроскопа JEOL 6400-JSM. Кристаллическая структура образцов анализировалась при помощи рентгеновского дифрактометра BrukerAXSD8 Advance с геометрией съемки $\Theta \div 2\Theta$ по Брэггу-Брентано в монохроматизированном излучении $\text{CuK}\alpha_1$ ($\lambda = 1,5406 \text{ \AA}$). Порошки для рентгеноструктурного анализа были дополнительно отожжены при $900 \text{ }^\circ\text{C}$ в течении 1 дня для снятия

внутренних напряжений. Программа MAUD применялась для уточнения данных рентгеноструктурного анализа по методу Ритвельда. Дифференциальный термический анализ (SETARAM Labsys и ДТА-8МЗ) использовался для определения температур фазовых превращений.

Было обнаружено, что в литом состоянии в сплавах системы $Nb_xNi_{75}Ta_{25-x}$ ($0 \leq x \leq 25$) образуются три структурные модификации: тетрагональная (пространственная группа $I4/mmm$, структурный тип $TiAl_3$), орторомбическая (пространственная группа $Pmmn$, структурный тип Cu_3Ti) и моноклинная (пространственная группа $P2_1/m$, структурный тип $NbPt_3$). В соединении Ni_3Ta существуют тетрагональная и моноклинная фазы, в то время как в соединении Ni_3Nb сосуществуют тетрагональная и орторомбическая. Замена Ta ниобием вдоль разреза Ni_3Ta-Ni_3Nb приводит к подавлению образования моноклинной фазы. Взамен, при охлаждении тетрагональная фаза превращается в орторомбическую. Такое превращение при охлаждении полностью не завершается и орторомбическая, и тетрагональная фазы сосуществуют при комнатной температуре. Отжиг в течении суток при $900^\circ C$ приводит к завершению превращения из тетрагональной фазы в орторомбическую. Эта орторомбическая фаза и наблюдается при комнатной температуре. Исключением является интерметаллид Ni_3Ta , где образование моноклинной фазы подавить не удастся. Величина объема на атом для фаз, сосуществующих вдоль разреза Ni_3Ta-Ni_3Nb , немонотонно возрастает с увеличением содержания ниобия в сплавах системы $Nb_xNi_{75}Ta_{25-x}$ ($0 \leq x \leq 25$). В сплавах богатых танталом объем на атом тетрагональной фазы больше чем у орторомбической, в то время как в сплавах богатых ниобием все наоборот, что указывает на тот факт, что при фазовом превращении из тетрагональной фазы в орторомбическую, изменение объема меняет свой знак с отрицательного на положительный. Это может помочь объяснить немонотонное изменение объема, описанное выше. Было также показано, что температуры плавления сплавов снижаются с увеличением содержания ниобия вдоль разреза Ni_3Ta-Ni_3Nb . Это обстоятельство совместно с обнаруженным повышением объема на атом свидетельствуют об ослаблении химической связи вдоль разреза Ni_3Ta-Ni_3Nb .

Кошечкина А. А. (г. Краматорск, ПАО «НКМЗ»), Волков Д. А., Кошевой А. Д. (г. Краматорск, ДГМА)

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА НА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ИНСТРУМЕНТА ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ ТРУБНЫХ ЗАГОТОВОК

На работоспособность инструмента для горячего прессования металлов значительное влияние оказывают трещины в наплавленном металле, образующиеся в результате наложения различного рода внутренних напряжений [1]. С точки зрения оценки напряженно-деформированного состояния наплавленного прессового

инструмента большой интерес представляют изделия типа толстостенных оболочек, наплавленных металлами, свойства которых отличаются от свойств основного металла.

По данным [2] в наплавленном металле появляются продольные растягивающие напряжения, величина которых непрерывно возрастает по мере охлаждения металла и достигает величины, примерно равной пределу текучести после полного выравнивания температур. При большой толщине стенки (более 80 мм) имеет место существенная неравномерность напряжений по толщине.

Для исследования влияния легирующих элементов на напряженно-деформированное состояние рабочих втулок горизонтальных прессов система и основной уровень легирования, а также содержание элементов в наплавленном металле выбирались следующие: C = 0,35...0,40 %; Cr = 11,5...12,5 %; W = 3,5...4,0 %; Si = 0,27...0,34 %; Mn = 0,65...0,75 %; V = 0,17...0,25 %; Ti = 0,17...0,25 %, что соответствовало типу 40X12ГВ4ФТ [3].

Рабочие втулки с внутренним диаметром 150 мм и наружным 250 мм и длиной 470 мм изготавливались из стали 38ХНЗМФА. Наплавка осуществлялась по всей толщине внутренней поверхности рабочей втулки до достижения слоя с максимальной толщиной 20 мм с расположением валиков по винтовой линии с шагом 9 мм, что обеспечивало степень их перекрытия, равную 0,4. Наплавку выполняли самозащитными порошковыми проволоками с постоянным содержанием газоплакообразующих составляющих наполнителя и с таким составом его легирующей части, при котором обеспечивается получение состава наплавленного металла в соответствии с матрицей планирования эксперимента [3]. Режим наплавки следующий: напряжение на дуге 24...26 В, сварочный ток 270...290 А, скорость наплавки 18 м/ч при диаметре порошковой проволоки 3 мм, постоянным током обратной полярности, жесткой внешней вольтамперной характеристике источника питания, без предварительного или сопутствующего подогрева втулок и с последующим после наплавки их охлаждением на спокойном воздухе.

Определялись относительные величины упругих деформаций втулки в радиальном ε_r и тангенциальном ε_θ направлениях, по которым расчетным путем определялись остаточные напряжения по этим направлениям σ_r и σ_θ .

Измерение упругих деформаций производилось съемным механическим деформометром с базой измерения, равной 15 мм. Замеры упругих деформаций выполнялись на торцевой поверхности наплавленной рабочей втулки по двум перпендикулярным направлениям в 4-х полях.

В результате обработки экспериментальных данных с использованием системы Statistica V6.0.437.0 (StatSoft. Inc. 2001) [4] было получено следующие уравнение регрессии:

$$\begin{aligned} \sigma_\theta^{max} = & 9647,8 - 19005,1 \%C - 947,66 \%Cr - 2445 \%W \\ & + 2059,7 \%C \%Cr + \\ & + 5748,2 \%C \%W + 285,1 \%Cr \%W - 603,1 \%C \%Cr \%W \end{aligned} \quad (1)$$

где %C , %Cr , %W – процентное содержание в наплавленном металле углерода, хрома и вольфрама соответственно.

Проверка этого уравнения по критерию Фишера показала его адекватность для 5 %-ного уровня значимости. Из анализа уравнения регрессии следует, что влияние отдельных легирующих элементов на максимальные значения упругих деформаций и остаточных напряжений проявляется нелинейно. Для отдельных составов наплавки σ_{θ}^{max} могут достигать достаточно высоких значений, превышающих пределы прочности этих металлов. В связи с этим такие металлы наплавить без трещин невозможно, если не применять технологические меры, снижающие величину остаточных напряжений.

В целом, в зависимости от содержания легирующих элементов, в исследованных пределах, σ_{θ}^{max} изменяется в диапазоне $(1,8...2,2) \cdot 10^2$ МПа, что с учетом напряжений, возникающих при эксплуатации втулок, может существенно влиять на образование трещин в наплавленном слое, а, следовательно, и работоспособность наплавленных втулок.

Это обусловлено главным образом, тем, что остаточные внутренние напряжения должны взаимодействовать с внутренними напряжениями, возникающими при термическом циклировании в условиях работы наплавленного инструмента и влиять на разгаростойкость металла рабочей поверхности.

ЛИТЕРАТУРА

1. Причины выхода из строя рабочих втулок при прессовании трубных заготовок на гидравлических прессах / А. Г. Гринь, В. А. Пресняков, И. А. Бойко, С. М. Волков // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії : зб. наук. праць. – Краматорськ : ДДМА, 2011. – № 1 (7Е). – С. 27–32. – ISSN 1993-8322.
2. Гулаков С. В. Наплавка рабочего слоя с регламентированным распределением свойств / С. В. Гулаков, Б. И. Носовский. – Мариуполь : Издательство ПГТУ, 2005. – 170 с. – ISBN 966-604-058-1.
3. Разработка состава порошковой проволоки для дуговой экономнолегированной наплавки сплава с высокой термической стойкостью / А. А. Кошечая, В. В. Чигарев, Д. А. Волков, А. Д. Кошевой // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії : зб. наук. праць. – Краматорськ : ДДМА, 2012. – № 3 (28). – С. 159–164. – ISSN 1993-8322.
4. Боровиков В. П. STATISTICA: искусство анализа данных на компьютере. Для профессионалов / В. П. Боровиков. – СПб. : Питер, 2001. – 656 с. : ил. – ISBN 5-272-00078-1.

Кошевой А. Д., Волков Д. А. (г. Краматорск, ДГМА), Кошечая А. А. (г. Краматорск, ПАО «НКМЗ»)

РАЗРАБОТКА ОПТИМАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НАПЛАВЛЕННОГО ИНСТРУМЕНТА ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ ТРУБНЫХ ЗАГОТОВОК

Наплавка рабочих втулок горизонтальных гидравлических прессов для прессования трубных заготовок из сплава МНЖМц 30-1-1 (CuNi30Fe1Mn, С71500) порошковой проволокой, обеспечивающей тип наплавленного металла 40Х12ГВ4ФТ, является эффективным способом увеличения резерва их службы

[1]. Однако наплавленный металл данного состава применяется в состоянии после отжига с последующей закалкой и отпуском [2]. Поэтому исследование влияния различных видов термической обработки, на свойства наплавленного и основного металла является актуальной задачей.

Трудоемкость механической обработки после наплавки значительно снижается после отжига наплавленного металла, который производится по режимам, обеспечивающим получение структуры зернистого перлита. Для этого температуру отжига выбирали таким образом, чтобы ее нижний предел соответствовал точке A_{C1} , а верхний – температуре, начиная от которой имело место образования первых участков пластинчатого перлита.

В результате проведенных исследований было установлено, что получение мелкодисперсного или сорбитообразного перлита в металле наплавки обеспечивается при отжиге в интервале температур $870...900^{\circ}\text{C}$ в течение $3...6$ часов. Нами были опробованы три варианта отжига (рис. 1), общим у которых являлась скорость нагрева (порядка $100^{\circ}\text{C}/\text{ч}$).

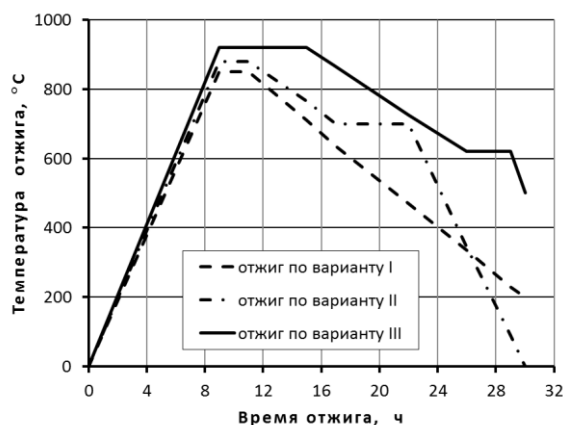


Рисунок 1 – Режимы отжига наплавленного металла по разным вариантам

По первому и второму вариантам выдержка производилась при температуре 870°C в течение 3 часов, а по третьему – 900°C в течение 6 часов. После выдержки по первому варианту образцы охлаждались со скоростью $30^{\circ}\text{C}/\text{ч}$ до температуры 730°C , при которой назначалась изотермическая выдержка продолжительностью 3 часа, а затем охлаждались вместе с печью.

По второму варианту изотермическую выдержку не проводили, т.е. образцы охлаждались с той же скоростью до 300°C , а затем охлаждение производили совместно с печью.

По третьему варианту образцы с температуры отжига охлаждались со скоростью $20^{\circ}\text{C}/\text{ч}$ до температуры 650°C , при которой они выдерживались в течение 2 часов, а затем образцы охлаждались вместе с печью. Твердость отожженного наплавленного металла составляла $180...260$ НВ.

Оптимальная температура нагрева стали под закалку устанавливалась по ее влиянию на твердость, структуру и механические свойства данной стали с учетом технологии предварительного подогрева.

Изменение твердости наплавленного металла в зависимости от температуры закалки показано на рис. 2. Как следует из рис. 2, наплавленный металл обладает высокой закалываемостью. Твердость, превышающая 48 HRC, обеспечивается при закалке в масле.

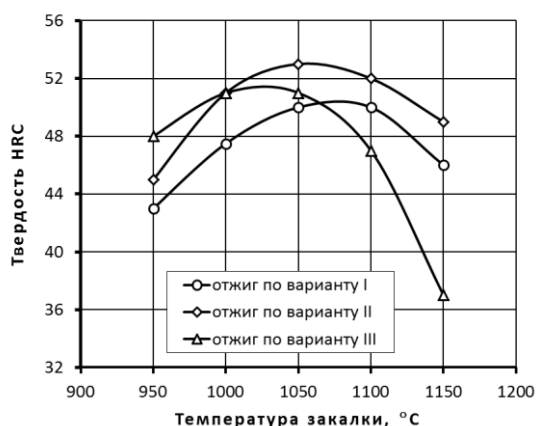


Рисунок 2 – Влияние температуры закалки на твердость наплавленного металла

Начиная с температур 1027...1060°C, с ростом температуры закалки твердость наплавки увеличивается на 3...4 HRC, а при дальнейшем повышении температуры закалки свыше 1100°C – твердость наплавки снижается, т.к. при этом очевидно существенно увеличивается в ней количество остаточного аустенита, а возможно в аустените растворяются избыточные карбиды.

Твердость стали, отожженной по 2 и 3 варианту режимов (рис. 1) и закаленной с температуры 1050...1060°C, составляет 52...53 HRC (рис. 2). Причем, как показали проведенные исследования, на твердость стали после закалки оказывает влияние режим предварительно проведенного отжига. В данном случае наибольшую твердость показали образцы, отожженные по второму режиму, что можно объяснить происходящими в наплавленном металле структурными изменениями. Второй режим термообработки является более удобным и с точки зрения его исполнения.

Таким образом, исходя из анализа свойств наплавленного металла, отожженного по различным режимам и с различных температур нагрева следует, что лучшие результаты достигаются при отжиге по второму варианту и при закалке с температуры 1000...1050°C.

ЛИТЕРАТУРА

1. Разработка состава порошковой проволоки для дуговой экономнолегированной наплавки сплава с высокой термической стойкостью / А. А. Кошечкина, В. В. Чигарев, Д. А. Волков, А. Д. Кошечкин // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії : зб. наук. праць. – Краматорськ : ДДМА, 2012. – № 3 (28). – С. 159–164. – ISSN 1993-8322.
2. Гулаков С. В. Наплавка рабочего слоя с регламентированным распределением свойств / С. В. Гулаков, Б. И. Носовский. – Мариуполь : Издательство ПГТУ, 2005. – 170 с. – ISBN 966-604-058-1.

ПРОЕКЦІЯ ПОВЕРХНІ ЛІКВІДУСА СИСТЕМИ Мо–Ni–ВВ ОБЛАСТІ ДО 50 % (ат.) БОРУ

Систему Мо–Ni–В розглядають як базову для розробки безвольфрамових твердих сплавів, у яких твердою складовою є багатокомпонентна тетрагональна фаза на основі ромбічної потрійної сполуки Mo_2NiB_2 [1,2]).

Фазові рівноваги при кристалізації сплавів нікелевого кута системи [2] та сплавів, що містять 41 % (ат.) бору [3], експериментально вивчені досить добре. В усьому концентраційному інтервалі побудовано ізотермічний переріз при $950\text{ }^\circ\text{C}$ [4]. У роботі [5] наведена поверхня ліквідуса, яка потребувала доповнення і уточнення. У своїй роботі ми взяли за мету побудувати поверхню ліквідуса для області сплавів із вмістом бору до 50% (ат.) на основі нових експериментальних результатів і узагальнення опублікованих даних.

Сплави, виплавлені в електродуговій печі з лігатур, досліджені методами рентгенівського фазового аналізу (РФА), металогрії (скануюча електронна мікроскопія із локальним рентгеноспектральним аналізом – СЕМ/ЛРСА), диференційного термічного аналізу (ДТА) і пірометрії за методом Пірані-Альтертума. Вихідні матеріали – переплавлені порошки молібдену та нікелю і аморфний бор, очищений відпалом у вакуумі.

Методом РФА в литих сплавах виявили фази: (Mo) ($a = 314,2$ пм); Mo_2B ($a = 555,1$; $c = 474,0$ пм); $\alpha\text{-MoB}$ ($a = 311,4$; $c = 1694,4$ пм); MoNi ($a = 909,7$; $b = 916,3$; $c = 882,8$ пм); Mo_2NiB_2 ($a = 317,7$; $b = 455,2$; $c = 704,0$ пм), Mo_3NiB_3 ($a = 317,9$; $b = 842,3$; $c = 1079,8$ пм), $\text{Mo}_3\text{Ni}_{10}\text{B}_{11}$ ($a = 620$; $b = 1072$; $c = 302$ пм), а також фази Ni_2B і Ni_4B_3 .

За отриманими та опублікованими раніше експериментальними результатами побудована проекція поверхні ліквідуса системи Мо–Ni–В для області Мо–MoB– Mo_2NiB_2 – Ni_4B_3 –Ni (рис. 1).

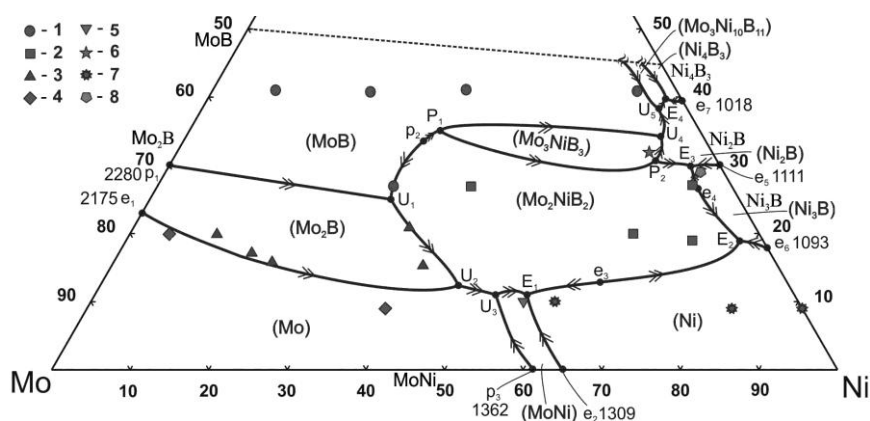


Рисунок 1 – Проекція поверхні ліквідуса системи Мо–Ni–В в області з вмістом бору до 50 % (ат.). 1–8 – склад сплаву та фаза, що первинно кристалізується в ньому: 1– (MoB); 2 – Mo_2NiB_2 ; 3 – Mo_2B ; 4 – (Mo); 5 – (MoNi); 6 – Mo_3NiB_3 ; 7 – (Ni); 8 – Ni_3B .

Вона добре узгоджується з проекцією поверхні ліквідуса, запропонованою в роботі [5] в області багатих на молібден сплавів, і характеризується наявністю 11 полів первинно кристалізованих фаз та існуванням 11 чотирифазних нонваріантних рівноваг за участю рідкої фази (рис. 1). Температури нонваріантних реакцій (°C): $E_1 = 1230$; $E_2 = 1085$; $E_3 = 1080$; $E_4 = 1008$; $P_1 = 1793$; $P_2 = 1267$; $U_1 = 1537$; $U_2 = 1335$; $U_3 = 1290$; $U_4 = 1140$; $U_5 = 1040$. Показано, що потрійні бориди Mo_2NiB_2 , Mo_3NiB_3 та $Mo_3Ni_{10}B_{11}$, які знайдені в роботі [4] при 950 °C, мають області первинної кристалізації на поверхні ліквідуса і утворюються за перитектичними реакціями.

ЛІТЕРАТУРА

1. Yamasaki Y., Nishia M., Takagi K.-i. // *J. SolidState Chem.* – 2004. – Vol. 177, No. 2. – P. 551–555.
2. Порошковая металлургия / Кублій В.З. [та ін.]. – 2008. – № 3/4. – С. 69–83.
3. Современные проблемы физического материаловедения / Кублій В. З. [и др.]. – Киев : Ин-т проблем материаловедения, 2012. – Вып. 21. – С. 43–50.
4. Omori S., Koyama K., Hashimoto Ya., Yamashita M. // *J. Japan Inst. Metals.* – 1984. – Vol. 48, No. 7. – P. 682–687.
5. Ohmori S., Hashimoto Y., Kohyama K. // *Koon-gakkai-shi.* – 1981. – Vol. 7, No 4. – P. 167–173.

Кусков Ю. М., Биктагиров Ф. К. (г. Киев, ИЭС им. Е. О. Патона)

ПОЛУЧЕНИЕ ИЗНОСТОЙКИХ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ НАПЛАВКИ

Для изготовления большой номенклатуры изделий, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания, широко применяется сталь 110Г13Л. При чисто абразивном изнашивании она не имеет преимуществ перед другими сталями равной твердости. Однако в условиях ударных нагрузок в этой стали происходят структурные изменения со значительным повышением твердости от 18–20 HRC до 44–46HRC.

Как показали исследования по воздействию ударной волны взрыва на поверхность стали 110Г13Л, глубина слоя с максимальной твердостью составляет всего около 2 мм. Поэтому для изделий, подвергаемых сильному абразивному воздействию, более предпочтительно применение вместо стали 110Г13Л материала с первоначально высокой твердостью и повышенной износостойкостью, например высокохромистого чугуна. Однако при этом существенно возрастает стоимость изделий. Снижение затрат можно достичь за счет ремонтной (восстановительной) наплавки с использованием в качестве наплавочного материала высокохромистого чугуна. Но выполнить качественный ремонт крупногабаритных деталей из стали 110Г13Л (зубья ковшей мощных экскаваторов, пики карьерных гидромолотов и т.п.) путем традиционной дуговой наплавки изношенного слоя, нередко толщиной до 500 мм, крайне затруднительно.

Для решения этой проблемы использовался разработанный в ИЭС им. Е. О. Патона и реализованный для восстановления прокатных валков и изготовления биметаллических донных токоподводов электродов дуговых печей постоянного тока способ электрошлаковой наплавки в токоподводящем секционном кристаллизаторе. Особенностью технологии является надежное соединение основного металла с наплавленным при минимальной протяженности зоны сплавления и практически неограниченной толщине наплаваемого слоя при вертикальной наплавке. В качестве наплавочного материала может служить переплавляемый в кристаллизаторе расходующий электрод из высокохромистого чугуна, либо дискретная присадка в виде стружки, порошка, гранул или дроби соответствующего состава. Выполненные металлографические исследования и механические испытания наплавленного металла толщиной 350 мм показали, что более высокое качество достигается при наплавке дискретным материалом, в частности дробью.

Электрошлаковая наплавка позволяет в 1,5–2,0 раза уменьшить величину зерна, повысить пластические и прочностные свойства наплавленного высокохромистого чугуна по сравнению с литым чугуном аналогичного состава.

Разработанная технология электрошлаковой наплавки изделий, подвергаемых ударно-абразивному изнашиванию, предлагается для реализации в промышленности.

Куций А. М. Гридин С. В. (г. Краматорск, ДГМА)

УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ СВЯЗУЮЩЕГО НА ОСНОВЕ АЛЮМИНАТА НАТРИЯ ДЛЯ ЭЛЕКТРОДОВ С ЭКЗОТЕРМИЧЕСКОЙ СМЕСЬЮ

В настоящее время для сварки низколегированных сталей, а также сталей и сплавов, содержащих элементы с большим сродством к кислороду, применяются электроды с различного типа безокислительными покрытиями. Основные требования, предъявляемые к таким электродам, – это более полное ограничение в составе покрытия содержания элементов, являющихся источником выделения кислорода в условиях сварки. В сварочной практике неоднократно делались попытки разработать малоокислительные покрытия и флюсы. В электродных покрытиях при этом использовали жидкое стекло, причем окислительная способность покрытия варьировалась, главным образом, плотностью жидкого стекла и количеством вводимого в них мрамора, являющегося источником кислорода.

При производстве электродов, кроме жидкого стекла, иногда применяются другие связующие – органического и неорганического происхождения. К первым относятся: декстрин, крахмал, различные модификации целлюлозы, бакелитовые лаки и др. Но связующие этой группы имеют некоторые общие недо-

статки: выгорание связующего при температуре прокали электродов, связанное с образованием обуглившихся органических веществ, что вызывает повышенное содержание углерода в наплавленном металле и повышение содержания газов в сварочной ванне благодаря водороду органических веществ, что может привести к появлению пор. К связующим неорганического происхождения можно отнести хлористые соли натрия и калия, алюминат натрия и др. Следует отметить, что хлористые соли характеризуются низкой прочностью сцепления покрытия со стержнем электрода.

Как показывают исследования, алюминат натрия обладает удовлетворительными связующими свойствами и его можно использовать вместо жидкого стекла. Однако, и в этом случае наблюдается недостаточная механическая прочность покрытия. Кроме того, покрытие с алюминатом натрия является гигроскопичным и способно со временем поглощать влагу из атмосферы, что приводит к снижению его прочности.

Доказана возможность применения в качестве связующего для электродов с экзотермической смесью в покрытии модифицированного алюмината натрия. Соединение алюмината с крахмалом позволяет получить связующее с высокими значениями плотности и пониженными значениями вязкости, по сравнению с исходным алюминатом, что обеспечивает удовлетворительные условия опрессовки и требуемую прочность покрытий. Исследованы показатели плавления электродов с новым связующим и разработан оптимальный состав для ремонтной сварки, позволяющий повысить производительность процесса и качество сварного соединения.

Ламуева М. В. (г. Улан-Удэ, ИФМ СО РАН), Луцык В. И. (г. Улан-Удэ, ИФМ СО РАН, БГУ), Зеленая А. Э. (г. Улан-Удэ, ИФМ СО РАН)

МОДЕЛИ ТРОЙНЫХ СИСТЕМ С РАССЛОЕНИЕМ РАСПЛАВА ДЛЯ СИНТЕЗА ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ ПО НОВОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Новая технология (*immiscibility gap method*) обладает рядом преимуществ по сравнению с обычным раствор-расплавным методом (*flux method*) [1]. В таких системах исходные реагенты могут растворяться в обоих слоях и, взаимодействуя между собой на границе расслоения, образовывать необходимые соединения. Взаимодействие протекает благодаря встречной диффузии и конвекции растворяющихся в обоих слоях исходных частиц реагентов. Для распространения метода на тройные системы необходим детальный анализ соответствующих $T-x-y$ диаграмм.

$T-x-y$ диаграмму с моновариантным синтетическим равновесием (рис. 1) образуют купол расслоения, 4 ликвидус-солидусные пары, 5 пар сольвусов, два горизонтальных комплекса при тройных эвтектиках E_i и 24 линейчатые поверхности: $3i^f + 10Q^f + 5S^f + 6V^f$. Солидус $S_R(m_A R_n B_n E_2 m_{E1})$ имеет складку RR' (R' рас-

полагается при температуре минимальной точки k^0 купола) и точку максимума g . Поверхности $Q_R(e_{AB}mk^0n_{e_{BA}E_2e_{E_1}})$ и $S_C(Cc_{AC}e_{E_1}c_{E_2}c_{E_2}c_{E_2})$ имеют максимумы e_r и c_r .

Переход синтетического равновесия $L_1 + L_2 \rightleftharpoons R$ в монотектическое ($L_1 \rightleftharpoons L_2 + R$ или $L_2 \rightleftharpoons L_1 + R$) происходит в области $L_1 + L_2 + R$. В этом случае две линейчатые поверхности двухфазных реакций имеют общую коноду k^0R' (рис. 1, b) [2].

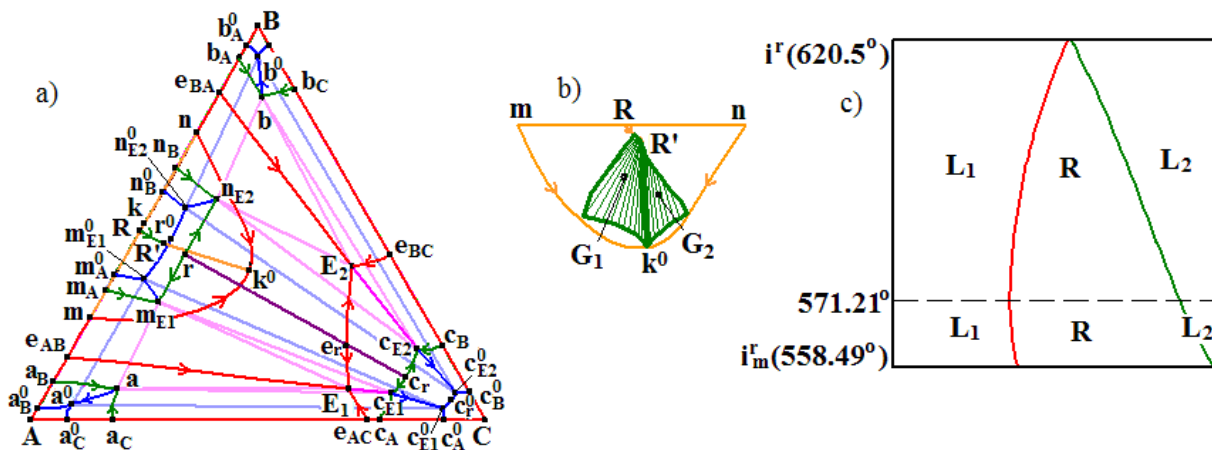


Рисунок 1 – Проекция Т–х–у диаграммы с моновариантным синтетическим равновесием (а), поверхности двухфазных реакций в области $L_1 + L_2 + R$ (b) и материальный баланс для состава G_1 (c).

ЛИТЕРАТУРА

1. Гурин В. Н., Гринь Ю., Буркхардт У., Коновалов М. В. // Известия РАН. Серия физическая. – 2009. – Том 73, № 10. – С. 1470–1474.
2. Lutsyk V. I., Zelenaya A. E., Zyryanov A. M. // CrystallographyReports. – 2009. – № 7. – P. 1300–1307.

Луцик В. И. (г. Тверь, ТГТУ), Луцык В. И. (г. Улан-Удэ, ИФМ СО РАН), Сидоренко В. А. (г. Москва, ООО «ЦЭЖ»)

СПЛАВЫ В СПИСКЕ МАТЕРИАЛОВ ДВОЙНОГО НАЗНАЧЕНИЯ

В списки товаров и технологий двойного назначения (Lists of Dual-Use Goods and Technologies), в отношении которых осуществляется экспортный контроль, включают металлические сплавы, порошки металлических сплавов и легированные материалы различных типов.

Для урано-титановых сплавов и сплавов вольфрама с матрицей на основе Fe, Ni, Cu ограничивают плотность $17,5 \text{ г/см}^3$; предел упругости 880 МПа; предел прочности при растяжении 1270 МПа; относительное удлинение 8 %.

Контролируют магнитные металлические материалы всех типов и в любой форме: а) с начальной относительной магнитной проницаемостью более 120 000 и

толщиной менее 0,05 мм; б) с магнитострикцией насыщения более 5×10^{-4} и коэффициентом магнитомеханического взаимодействия более 0,8.

А также ленты из аморфных и нанокристаллических сплавов, содержащие не менее 75 вес. % Fe(Co,Ni), имеющие магнитную индукцию насыщения более 1,6 Т и любую из следующих характеристик: толщину ленты менее 0,02 мм, удельное электрическое сопротивление более 2×10^{-4} Ом·см.

При этом к нанокристаллическим относят материалы, имеющие размер зерен менее 50 нм, а измерение начальной относительной магнитной проницаемости проводят на полностью отожженных материалах.

Ограничивают сверхпроводники из композиционных материалов длиной более 100 м или массой более 100 г: а) содержащие ниобийтитановые нити, уложенные в матрицу не из меди (и не на основе Cu), с площадью поперечного сечения менее $0,28 \times 10^{-4}$ мм² (6 мкм в диаметре); б) содержащие сверхпроводящие нити не из ниобийтитана, имеющие критическую температуру при нулевом магнитном поле больше 9,85 К и остающиеся в сверхпроводящем состоянии при 4,2 К в магнитном поле с индукцией 12 Т, ориентированном в любых направлениях, перпендикулярных продольной оси проводника, при пропускании электрического тока критической плотностью более 1750 А/мм²; в) содержащие одну или несколько сверхпроводящих нитей и остающиеся в сверхпроводящем состоянии выше 115 К.

Контролируются цирконий и магний в виде частиц с размерами менее 60 мкм сферической, пылевидной, сфероидальной форм, чешуйчатые или измельченные, изготовленные из материала, содержащего 99 % или более Zr, Mg или их сплавов. Причем контроль не зависит от того, инкапсулированы они или нет в алюминий, магний, цирконий или бериллий, а при определении содержания Zr в него включается природная примесь Hf (2...7 %).

Контроль алюминидов никеля и титана осуществляется по содержанию алюминия (15...38 вес. % – в системе Al–Ni и более 10 вес. % – в системе Al–Ti) и по наличию дополнительного легирующего металла.

Качество порошковых сплавов Ni, Nb, Ti контролируется по ресурсу длительной прочности (10 000 часов) при напряжении (МПа) и температуре (°C), или по малоцикловой усталости (более 10 000 циклов) при температуре (°C) и максимальном напряжении цикла (МПа): сплавы Ni – 676 МПа, 650°C или 550 °C, 1095 МПа; сплавы Nb – 400 МПа, 800 °C или 700 °C, 700 МПа; сплавы Ti – 200 МПа, 450 °C или 450 °C, 400 МПа. Порошковые сплавы алюминия контролируются по пределу прочности при растяжении: больше 240 МПа при 200 °C или больше 415 МПа при 25 °C, а магния – по пределу прочности при растяжении больше 345 МПа и по скорости коррозии в 3-процентном водном растворе хлорида натрия менее 1 мм в год (по методике ASTM G-31).

Порошки этих сплавов контролируются по изготовлению в контролируемой среде с использованием одного из нижеследующих процессов: а) вакуумное распыление; б) газовое распыление; в) центробежное распыление; г) скоростная закалка капли; д) спиннингование расплава и последующее измельчение; е) экстракция расплава и последующее измельчение; ж) механическое легирование.

Термины «металлы» и «сплавы» относят к необработанным формам (аноды, блюмы, болванки, брикеты, бруски, гранулы, губка, дробь, катоды, кольца, кристаллы, спеки, заготовки металла неправильной формы, листы, окатыши, плитки,

поковки, порошки, прутки (включая надрубленные прутки и заготовки для проволоки), слитки, слябы, стаканы, сутунки, чушки, шары) и к полуфабрикатам (независимо от того, имеют они плакирование, покрытие, сверления, пробитые отверстия или нет): 1) материалы, подвергнутые обработке давлением или иным способом, полученные путем прокатки, волочения, штамповки выдавливанием,ковки, штамповки ударным выдавливанием, прессования, гранулирования, распыления и размалывания, а именно: диски, изделия прессованные и штампованные, кольца, ленты, листы, плиты, поковки, полосы, порошки, профили, прутки (включая непокрытые сварочные прутки, присадочную проволоку и катанку), пудры, трубы круглого и квадратного сечения, уголки, фасонные профили, фольга и тонкие листы, чешуйки, швеллеры; 2) отливки, полученные литьем в любые формы (песчаные, металлические, гипсовые и другие), включая полученные литьем под давлением, а также спеченные заготовки и заготовки, полученные методами порошковой металлургии.

Ресурс длительной прочности измеряют по методике ASTM E-139, а малоцикловую усталость – по ASTM E-606. Образцы должны нагружаться в осевом направлении при среднем значении показателя нагрузки, равном единице, и коэффициенте концентрации напряжения, равном единице. Средний показатель нагрузки определяется как частное от деления разности максимальной и минимальной нагрузок на максимальную нагрузку.

Подготовлен справочник, содержащий общее описание материалов Списка, примеры их военного и гражданского применения, иллюстрации, перечень основных производителей.

Лысенко Т. В., Бабилунга А. В., Рафаловский А. П. (г. Одесса, ОНПУ)

ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОЦЕССА ИЗГОТОВЛЕНИЯ ШЛИКЕРНЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ ФОРМ НА ОСНОВЕ ПЛАВЛЕНОГО КВАРЦА ПО ПОСТОЯННЫМ МОДЕЛЯМ

Литье в керамические формы по постоянным моделям является способом литья, наиболее полно удовлетворяющим условиям получения отливок с качественной поверхностью [1]. Данный метод литья особенно эффективен при изготовлении штампового инструмента, прессформ и других сложнопрофильных деталей, что позволяет повысить их стойкость в 2...3 раза и снизить стоимость на 40...45 %, по сравнению с полученными из поковок, с последующей механической обработкой [2]. Эффективность получения сложнопрофильных изделий в керамических формах по постоянным моделям связана с использованием сравнительно недорогого оборудования и оснастки, возможностью получения крупногабаритных отливок со сложной поверхностью и сжатыми сроками освоения новой номенклатуры отливок. Одним из вариантов такого способа литья является шликерный процесс изготовления литейных форм из водных суспензий плавленого кварца. Эффективность применения водных шликеров обусловлена, во-первых, исключением из состава формовочных суспензий органических и неорганических

связующих. Во-вторых, пригодностью для использования в качестве наполнителя плавленного кварца, обладающего низким коэффициентом термического расширения, а также широкими возможностями для управления процессами формообразования, обеспечивающими условия для создания и поддержания оптимальных параметров взаимодействия формы и отливки. Точность конфигурации шликерных элементов, качество их поверхности, газопроницаемость и механические характеристики непосредственно связаны с технологией их изготовления. Также условия шликерного формообразования должны гарантировано обеспечивать преобладание когезионного взаимодействия агрегатов (частиц дисперсной фазы) керамики над адгезионным взаимодействием с гидрофильной моделью.

На основании проведенных экспериментальных исследований процесса приготовления формовочных суспензий и, непосредственно, шликерного формообразования, разработаны оптимальные режимы приготовления шликерных суспензий, обеспечивающих максимальную плотность упаковки дисперсной фазы и точное воспроизведение и сохранение геометрии модели, определены эксплуатационные параметры гидрофильной модели, при которых сырая прочность керамики максимальна.

ЛИТЕРАТУРА

1. Иванов В. Н. *Литье в керамические формы по постоянным моделям* / Иванов В. Н., Зарецкая Г. М. – М. : Машиностроение, 1975. – 136 с.
2. Щегловитов Л. А. *Технология получения литых штампов для горячего деформирования* / Щегловитов Л. А. – *Литейное производство*. – 1980. – № 10. – С. 12–14.

Лысенко Т. В., Крейцер К. А. (г. Одесса, ОНПУ)

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ПЛАВКИ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ ОТЛИВОК

Магниевые сплавы являются самым легким конструкционным материалом, при этом его удельная прочность уступает лишь титану. Способность поглощать ударные и вибрационные нагрузки предопределила их как наиболее эффективный материал для авто и авиастроения[1].

Главной проблемой магния является его большое сродство с кислородом и водородом. Также жидкий магний при соприкосновении с воздухом возгорается.

В производстве изделий из магниевых сплавов наибольшее развитие нашел способ литья под давлением в металлические пресс-формы. Эта технология позволяет получать качественные отливки сложной формы, что исключает их последующую обработку.

В настоящее время в Украине для защиты магниевых сплавов используются флюсы. Флюсы представляют собой смеси хлористых и фтористых солей

металлов и некоторых оксидов. Использование флюсов способствует образованию литейных дефектов в отливках. Появление флюсовых и оксидных включений, газовых раковин и рыхлот обусловлено в значительной степени существующими способами плавки магниевых сплавов в открытых печах под слоем покровно-рафинирующих флюсов.

Перспективным технологическим процессом, способным устранить большинство выше перечисленных отрицательных факторов, является приготовление магниевых сплавов без флюса в защитной газовой среде [2].

С целью качественного сравнения двух технологий плавки сплава МЛ5 (1 – бесфлюсовая, 2 – флюсовая) проведены соответствующие коррозионные испытания. Плавка сплава МЛ5 в первом варианте производилась с использованием газовой защитной среды SO_2 с сухим воздухом (состав: 0,116 + 23,084 л/мин). Во втором варианте – под слоем защитного флюса ВИ2.

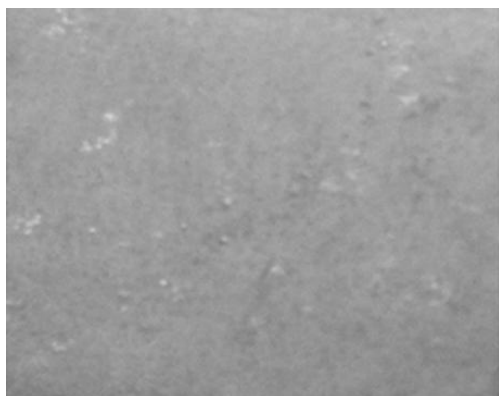
В специализированной лаборатории климатических испытаний были проведены ускоренные испытания образцов, изготовленных из сплава МЛ5, полученного методом бесфлюсовой плавки и плавки под слоем флюса. Эти испытания проводились с целью получения расчетных зависимостей для определения ресурсных показателей коррозионной стойкости сплава. Оценка коррозионного состояния производилась после окончания испытаний внешним осмотром.

В результате испытаний было обнаружено, что на поверхности образца, полученного из сплава с бесфлюсовой защитой коррозии не обнаружено, а на поверхности образца, полученного с флюсовой защитой имеет место рыхлый налет белого цвета, представляющий собой продукты коррозии основного металла. Площадь поражения коррозией второго образца – 80%.

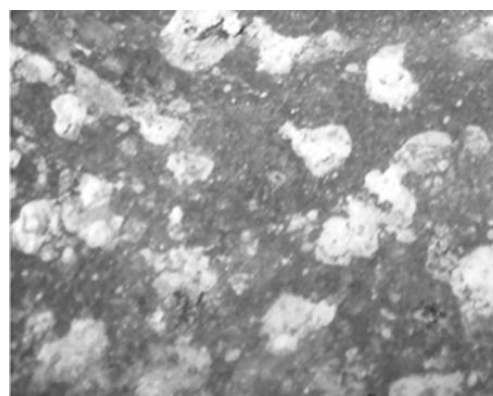
Параллельно с ускоренными проводились атмосферные испытания сроком 1 месяц. На рис.1. представлены результаты атмосферных испытаний образцов из сплава МЛ5, полученных при применении флюсовой и бесфлюсовой защиты (а) – бесфлюсовая плавка, б) – плавка под слоем защитного флюса ВИ2). Атмосферные испытания проводились на базе ГП «ИЦЛПД» в условиях неотопляемого помещения в зимний период. Для испытаний использовались образцы размером 40мм · 40мм · 1мм.

Как видно на рис.1, площадь поверхности образца, полученного при плавке в защитной газовой среде поражена на 1,6 %, а площадь поверхности образца, полученного при плавке под слоем флюса поражена на 40 %.

Апробированный процесс плавки под защитной газовой средой (SO_2 + сухой воздух) является наиболее оптимальным по производственным и экономическим показателям, по обслуживанию и технике безопасности. Незначительная доля SO_2 (0,116 л/мин) в защитной атмосфере обеспечивает производство с уровнем вредной загазованности ниже уровня ПДК в зоне дыхания обслуживающего персонала. В связи с тем, что при бесфлюсовой защите коррозионная стойкость отливок по 10-ти бальной шкале соответствует 4-му баллу (стойкие), а при флюсовой защите 10 баллу (нестойкие), появляется возможность исключить межоперационную защиту.



а)



б)

а – плавка в защитной газовой среде;

б – плавка под слоем защитного флюса ВИ2

Рисунок 1 – Результаты атмосферных испытаний образцов
двух технологических процессов

ЛИТЕРАТУРА

1. Иванов А. И., Ляндрес М. Б. – М. : Металлургия. 1979. – 376 с.
2. Якимов В. И. Исследование газовых защитных атмосфер, разработка технологического процесса и конструкторской документации для бесфлюсового приготовления магниевых сплавов : отчет № 291-1725. / Якимов В. И., Калинин А. Т. – Комсомольск-на-Амуре : НИ-АТ. – 1989. – 46 с.

Лютый Р. В. (г. Киев, НТУУ «КПИ»)

ИСТОРИЧЕСКИЕ ТЕНДЕНЦИИ РАЗВИТИЯ НАУКИ О ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

История литейного производства насчитывает уже больше семи тысячелетий. Такие цифры отображаются во многих трудах, посвященных изучению истории литья, а также цивилизации в целом.

Не случайно знаменитый ученый-литейщик профессор С.П.Дорошенко назвал одну из своих многочисленных книг «Древняя и всегда молодая профессия». Молодая – потому что она способствует развитию других отраслей промышленности, является фундаментом и началом многих циклов производства.

Специфика украинской экономики такова, что она во многом зависит от металлургии и литейного производства, однако этому не всегда уделяют должное внимание. Развитие науки, новых технологий, подготовка квалифицированных кадров – вот основные задачи на будущее. Но возникает ряд вопросов, основные из которых:

- в каком направлении развивается современная наука о литейном производстве;

- что является актуальными проблемами исследования;
- какой базовый спектр знаний должны иметь специалисты.

В данном историческом исследовании проведен анализ развития научной мысли, начиная с 1950 года по сегодняшнее время. За основу взяты публикации в известном международном базовом журнале нашей отрасли – «Литейное производство» (г. Москва). Публикация в данном журнале всегда гарантировала наибольшую аудиторию; информация обо всех новых процессах впервые публиковалась именно в нем. И наконец, учитывая появление ряда других специализированных журналов, картина распределения научных публикаций по отдельным темам все равно является достоверной.

Достоверность данных подтверждает то, что была проанализирована не выборочно часть журналов, а все публикации за 60 лет. В общем числе это более 18000 статей в более чем 700 номеров. Все статьи были разделены на 10 общих разделов (рис. 1,2,3), а также и более конкретно – на 62 узкие темы (рис. 4). В результате получилась статистически выверенная картина, независимая от взглядов отдельных исследователей, отображающая историю развития науки по литейному производству.

Представлено распределение статей в начале (1955 г., рис. 1), середине (1980 г., рис. 2) и конце периода (2010 г., рис. 3).



Рисунок 1 – Распределение научных трудов по тематике за 1955 год



Рисунок 2 – Распределение научных трудов по тематике за 1980 год



Рисунок 3 – Распределение научных трудов по тематике за 2010 год

Из представленных диаграмм прослеживается динамика изменения интереса к определенным вопросам. Так, например, видно неуклонное снижение численности публикаций по чугунному литью и некоторое незначительное увеличение – по стальному литью.

Начиная с 80-х годов, большое внимание уделяется контролю качества и структурным исследованиям сплавов в отливках. Значительно снижается научный интерес к оборудованию литейных цехов.

Исследование цветных сплавов и специальных способов литья в процентах от общей численности публикаций находятся на стабильном уровне.

Компьютерные технологии сегодня занимают уже второе место по общему объему исследований, и их доля стремительно растет. Изучение формовочных материалов и технологии литейной формы своих позиций не уступает.

Очень незначительное число исследований всегда представляли по теории литейных процессов, но учитывая высокую сложность проведения таких изысканий, это и не удивительно. И судить о снижении интереса к ним нельзя, поскольку теория всегда была основой любой технологии.

Что касается более конкретного распределения научных исследований по узким темам, то на рис.4 приведено общее количество статей по каждой из них за весь отчетный период. Как видно, лидерами являются такие вопросы как оборудование цехов, чугунное литье, формовочные и стержневые смеси. Число статей по каждой из данных тем около 1000. Однако первые две из них, как следует из рис. 1, 2, 3, со временем теряют свою актуальность.

Большое внимание уделено также экономике и организации производства (сюда входят как публикации по экономическим аспектам, так и по проектированию цехов и участков); технологии формы; производству конкретных отливок (так называемый обмен производственным опытом); автоматизации процессов, а также истории (статьи, посвященные выдающимся ученым, хронологии развития литья в различных регионах, поздравления).

Немногим менее 600 публикаций на сегодняшний день насчитывается в области чугуна с шаровидным графитом и в области исследования свойств металлов и сплавов. Это говорит о том, что почти ни один номер не обошелся без данной тематики.

В результате можно сформулировать следующую резолюцию:

1. С течением времени научный и практический интерес значительно переориентирован. Историческое преобладание сохраняют за собой работы по чугунному литью и оборудованию литейных цехов, однако сегодня наибольший интерес представляют такие направления как: вычислительная техника, моделирование и компьютерные технологии; формовочные материалы и технология литейной формы; специальные виды литья; структурные исследования и контроль качества отливок.

2. Более детальный анализ динамики публикаций показывает, что при подготовке специалистов по литейному производству в вузах особое внимание следует уделить изучению таких конкретных тем:

- компьютерные технологии в литейном производстве;
- новые синтетические формовочные материалы и смеси на их основе;

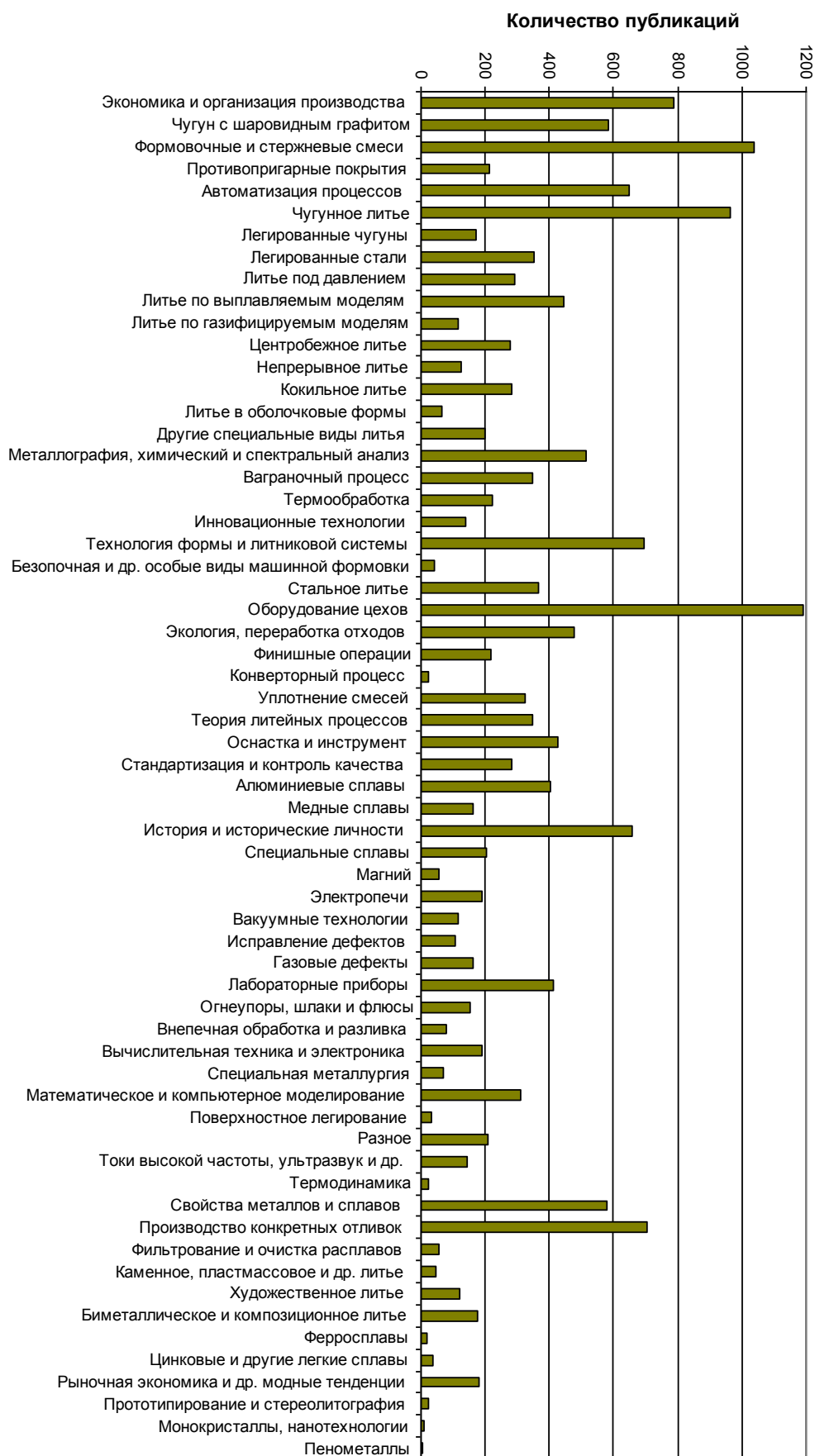


Рисунок 4 – Распределение публикаций по темам в 1950–2010 гг.

- экологические и экономические основы организации производства, проектирования литейных цехов и участков;

- разработка технологии производства конкретных отливок в разовых формах;

- проектирование оснастки и инструмента;

- новые методы металлографии, структурных и спектральных исследований сплавов в отливках.

Кроме того, являются актуальными и потому важными вопросы:

- процессы выплавки сплавов в электропечах различной конструкции;

- новые образцы литейного оборудования.

- специальные виды литья, в особенности литье в металлические формы с применением давления.

3. Общее количество статей, начиная с середины 70-х годов XX века, уменьшилось приблизительно в 4 раза, что свидетельствует о снижении роли науки и разрыве ее некогда тесной связи с производством. Это является причиной снижения качества литья и потери его конкурентоспособности. Следует помнить о том, практика без теории – слепа. Потому внимание на указанных проблемах стоит заострить не только научным сотрудникам вузов и институтов, а также руководителям предприятий литейного производства. Производство без науки существовать может, но недолго.

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

ВОГНЕТРИВКІ СУМІШІ ДЛЯ ЛИВАРНИХ ФОРМ І СТРИЖНІВ НА ОСНОВІ ОРТОФОСФОРНОЇ КИСЛОТИ І НЕОРГАНІЧНИХ СПОЛУК АЛЮМІНІЮ

Якість виливків великою мірою залежить від якості ливарної форми. Сучасні процеси виготовлення та зміцнення форм не завжди забезпечують отримання литих деталей без дефектів, особливо це стосується виливків із вуглецевих та легованих сталей. Наприклад, стрижні отримані за Cold-box-amin процесом сприяють науглецюванню поверхонь, в деяких випадках утворенню просічок, мають відносно ускладнену вибиваємість. Невисока якість поверхонь виливків спостерігається при застосуванні стрижнів, виготовлених по Free-Radical процесу та форм по Beta-Set процесу [1].

До цього додається складність процесу термічної регенерації суміші, що накладає обмеження на можливості багаторазового використання наповнювача [2]. Більшості цих недоліків позбавлені суміші з неорганічними зв'язувальними компонентами, але вони значно поступаються у технологічних властивостях. Отже, резервом підвищення якості виливків та ресурсозбереження в ливарному виробництві є покращення властивостей сумішей з неорганічними зв'язувальними компонентами.

Найменш дослідженими є суміші із зв'язувальними композиціями на основі неорганічних сполук металів і ортофосфорної кислоти. Замість кислоти, як правило, використовували алюмофосфатний зв'язувальний компонент, який забезпечував високу термічну стійкість і належну якість литих поверхонь. Його додавали в суміш разом з оксидами заліза або магнію і в результаті отримували холоднотвердну суміш. Але такий зв'язувальний компонент дефіцитний, а оксиди містяться в матеріалах, нестабільних за мінералогічним, хімічним і фазовим складом, тому стабільні властивості сумішей не забезпечуються.

В результаті проведених досліджень нами розроблені суміші, зв'язувальними компонентами в яких є фосфати алюмінію, які синтезуються у формах (стрижнях) безпосередньо при їх зміцненні. Зміцнення в свою чергу засноване на особливостях хімічної взаємодії ортофосфорної кислоти з різними матеріалами, або сполуками, які містять атоми алюмінію:

1. Алюмосилікатні наповнювачі (пірофіліт, дистен-силіманіт) взаємодіють з кислотою при нагріванні в інтервалі температур 250...300 °С. Суміш на основі кварцового піску з добавкою 5% пилоподібного алюмосилікату та 3% H_3PO_4 забезпечує міцність на стиск 1,4...1,6 МПа, обсипаємість не більше 0,2...0,3%.

2. Побічні продукти металургії алюмінію та ливарного виробництва алюмінієвих сплавів утворюють з кислотою зв'язувальні компоненти наступним чином:

- подрібнені (порошкові) шлаки від виплавлення алюмінієвих сплавів містять алюміній у формі оксиду і часково гідроксиду. Вони взаємодіють з кислотою при температурі 200...250°C. Суміш на основі кварцового піску з добавкою 5% порошкового шлаку та 3% H_3PO_4 забезпечує міцність на стиск 0,5...0,6 МПа, обсипаємість близько 1 %;

- пил алюмінієвих шлаків може містити від 1 до 25 % алюмінію у вільній (металевій) формі. Шлам з максимальним вмістом металевого алюмінію при додаванні у кількості 10...12 % у суміш разом з 6...8 % кислоти дозволяє отримати ХТС із міцністю на стиск понад 1 МПа [3]. Шлам з невисоким вмістом металевого алюмінію активно взаємодіє з кислотою при нагріванні до 200...220 С. Суміш на основі кварцового піску з добавкою 5 % алюмінієвого шламу та 5 % H_3PO_4 забезпечує міцність на стиск 2,0...2,4 МПа, обсипаємість не більше 0,2 %.

3. Неорганічні солі алюмінію взаємодіють з кислотою при наступних умовах:

- водорозчинний нітрат алюмінію $Al(NO_3)_3$ вступає в реакцію при температурі близько 180 С. Внаслідок цього алюміній переходить у форму кислого фосфату. Суміш на основі кварцового піску з добавкою 4 % нітрату алюмінію та 4% H_3PO_4 забезпечує міцність на стиск 1,2...1,5 МПа.

- нерозчинний двозаміщений ортофосфат алюмінію $Al_2(HPO_4)_3$ є вже готовим зв'язувальним компонентом, але являє собою суху порошкову сіль. Для реалізації зв'язувального потенціалу його необхідно змішати з ортофосфорною кислотою, а зміцнення суміші відбувається при температурі близько 150°C. Су-

міш на основі кварцового піску з добавкою 4 % гідрофосфату алюмінію та 2 % H_3PO_4 забезпечує міцність на стиск 1,6...2,4 МПа.

4. Алюмінієва пудра являє собою дрібнодисперсні часточки металу, покриті оксидними плівками. Вона вступає у взаємодію з кислотою при нормальній температурі, а наявність оксидних плівок забезпечує необхідний період живучості суміші. ХТС із 2 % алюмінієвої пудри та 4 % кислоти через 1 год забезпечує міцність на стиск 1,2...1,6 МПа і обсипаємість не більше 0,5 %.

Фосфати алюмінію, окрім високої термічної стійкості, мають низьку активність до розплаву сталі, що дозволяє отримувати виливки з чистою поверхнею. В лабораторії отримана серія виливків із вуглецевих і легованих сталей без поверхневих дефектів.

ЛІТЕРАТУРА

1. *Литейные формовочные материалы. Формовочные, стержневые смеси и покрытия : справочник / Болдин А. Н. [и др.]. – М. : Машиностроение, 2006. – 507 с.*
2. *Дорошенко С. П. Формувальні суміші / Дорошенко С. П. – К. : 1997. – 140 с.*
3. *Алюмофосфатные формовочные смеси / Лютый Р. В., Кочешков А. С., Кеуш Д. В., Думчева К. Ю. // Вестник ДГМА, 2011. – №4 (25). – С. 104–110.*

Лютый Р. В., Корсун М. А., Анисимова Е. А., Смольская В. С. (г. Киев, НТУУ «КПИ»)

НАНОСТРУКТУРИЗАЦИЯ ВОДЫ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ ПЕСЧАНО-ГЛИНИСТЫХ ФОРМОВОЧНЫХ СМЕСЕЙ

Основой повышения качества литья является обеспечение необходимых параметров качества на всех этапах производства отливки и их соответствующий контроль. Большинство мелких и средних отливок из железоуглеродистых сплавов получают сегодня в разовых песчано-бентонитовых или песчано-глинистых формах. Несмотря на наличие скоростных технологий приготовления и упрочнения смесей (широкий спектр холоднотвердеющих связующих), песчано-глинистые смеси оставляют за собой лидерство в массовом производстве благодаря простоте состава, долговечности, высоким технологическим характеристикам [1].

Физико-механические, технологические и рабочие свойства смесей контролируют с целью прогнозирования возможности образования различных дефектов отливок, а следовательно – и для выработки методов их предупреждения.

Вода является неотъемлемой частью смесей на основе различных типов глин, при этом влажность в условиях формовки по-сырому находится на уровне 2,5...5,0%, а в смесях, подлежащих сушке – 7...10 % [2]. Поскольку смеси не содержат химических реагентов, а большинство технологических добавок снижает прочностные свойства, то внимание ученых давно привлек-

ла возможность повышения характеристик смесей с помощью различных видов обработки воды.

Возможность электрической и магнитной обработки воды с изменением ее структуры основана на особенностях строения молекулы H_2O (полярная молекула с дипольным моментом 1,87 Дебая). С этой же особенностью связано проявление основных свойств водно-глинистых суспензий, выражающееся в проявлении глинами склонности к набуханию и связующих свойств. В литературе можно встретить данные по воздействию магнитными полями (омагниченная вода, повышающая прочность сырых ПГС на 15...20 %) [3], ультразвуковой обработке (способствует разрушению водородных связей и правильной ориентации несимметричных молекул, повышает прочность ПГС и цементных ХТС) [4].

В нашей работе применяли метод электролитической активации воды на установке «Эковод-3». В конструкции установки предусмотрены две камеры, в которых размещены электроды: кремниевый анод и металлический катод. Камеры разделены ионообменной мембраной (нанополем), Принцип действия аппарата основан на разделении положительно и отрицательно заряженных ионов в отдельные камеры установки под воздействием электрического тока силой 2,7 А. Нанополь пропускает молекулы в одном направлении (к соответствующему электроду) и препятствует смешиванию полученных растворов. Таким образом, в одной камере после завершения обработки накапливается так называемый «католит» (вода с щелочной реакцией), а во второй камере – «анолит» (вода с кислой реакцией).

Вода, используемая в формовочных смесях, не является химически чистой (дистиллированной), и содержит в своем составе различные примеси. К слову, на этом основаны электрические методы контроля влажности смесей [5]. Потому электрическая обработка обязательно дает свои результаты. В зависимости от содержания примесей, водородный потенциал может достигать 3,0 для анолита и 11,0 для католита, а редокс-потенциал + 1000 мВ и – 800 мВ соответственно, т. е. теоретически возможно достичь умеренной кислотности или щелочности раствора.

Для приготовления смесей выбраны бентонит Константиновского месторождения П1Т₁ и каолиновая глина КС2Т₁. Смеси содержали по 7 % глины и 7 % воды. Компоненты смесей перемешивали в катковом лабораторном смесителе в течение 10 мин. Как жидкая среда в смесях применены обычная вода и оба полученных раствора – анолит и католит. Измеряли прочность в сыром состоянии на стандартных цилиндрических образцах. Результаты представлены на рис. 1.

Далее контролировали прочность после сушки в течение 1 ч при температуре 200...220 °С на стандартных цилиндрических образцах. Результаты исследования представлены на рис. 2.

Электролитическая структуризация воды положительно влияет на прочность смесей с бентонитовой глиной, в то время как свойства смеси с каолиновой глиной практически не изменяются. Обработанная вода, несомненно, изменяет свойства глинистых суспензий (условия образования двойных электрических слоев, тиксотропию и т. д.), что влияет на готовую смесь.

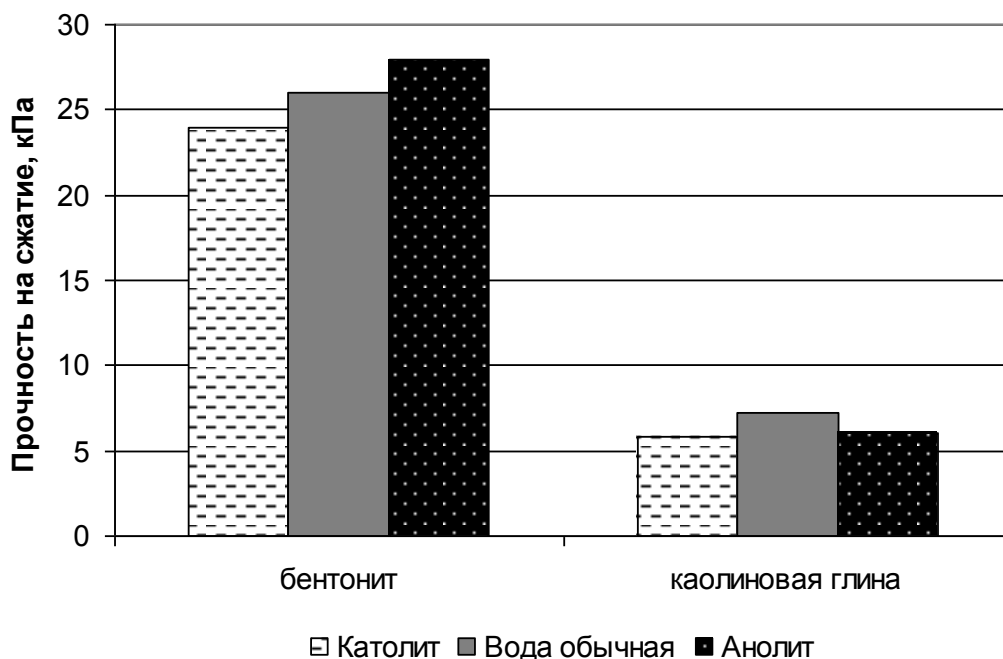


Рисунок 1 – Прочность смесей в сыром состоянии

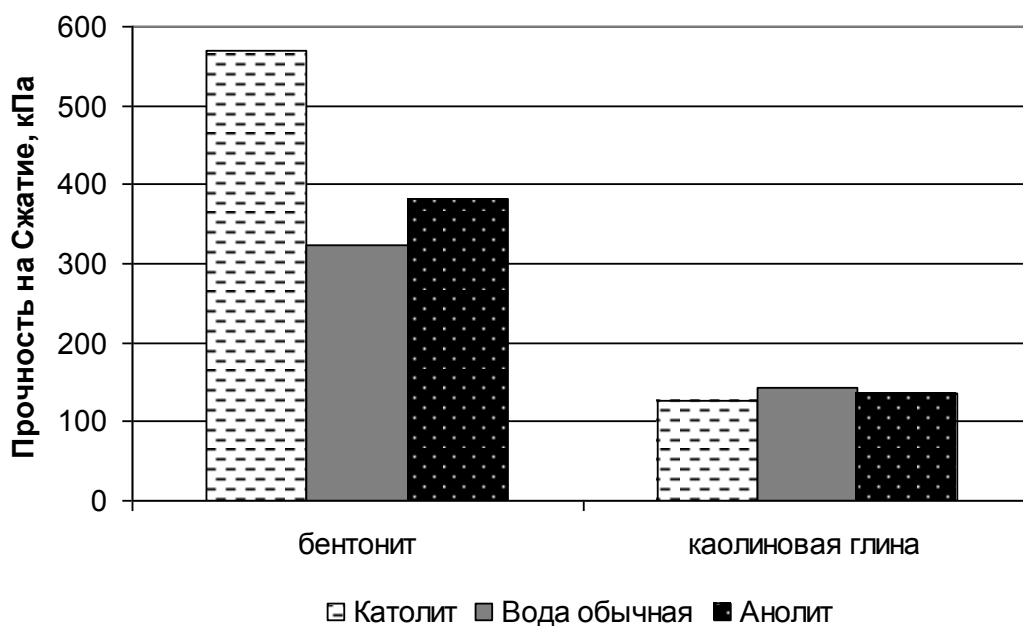


Рисунок 2 – Прочность смесей в сухом состоянии

Большей водопоглощающей способностью обладает бентонитовая глина, и как следствие, наблюдается значительное изменение свойств. В сыром состоянии это сказывается в меньшей степени (рис.1, прочность песчано-бентонитовых смесей практически на одном уровне, в пределах ошибки), а в сухом состоянии как положительно, так и отрицательно заряженная вода повышают прочность. Особенно выражен эффект от использования католита (щелочной воды), что, согласно нашему предположению, связано с частичной ак-

тивацией бентонита ионами щелочных металлов, концентрация которых в данном растворе является высокой.

В работе установлено, что электролитическая структуризация воды является резервом повышения прочности песчано-глинистых смесей, а ее влияние на остальные характеристики (технологические свойства смесей) является предметом дальнейших исследований.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Литейные формовочные материалы. Формовочные, стержневые смеси и покрытия* / Болдин А. Н. [и др.]. – М. : Машиностроение, 2006. – 507 с.
2. *Формовочные материалы и смеси* / Дорошенко С. П., Авдокушин В. П., Русин К., Мацашек И. – К. : Вища школа, 1980. – 416 с.
3. *Илларионов И. Е. Разработка интенсивных технологий и оптимизация составов активированных песчано-глинистых и фосфатных смесей : дис. ... д-ра техн. наук : 05.16.04. – Чебоксары, 1988. – 503 с.*
4. *Влияние предварительной ультразвуковой обработки воды на свойства формовочных смесей* / Гамов Е.С. [и др.] // *Прогрессивные методы изготовления литейных форм.* – Челябинск, 1973. – С. 3.
5. *Авдокушин В. П. Автоматизация литейных процессов : учебное пособие* / Авдокушин В. П.– К. : КПИ, 1982. – 108 с.

Макаренко Н. А., Дьяченко И. О. (г. Краматорск, ДГМА)

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТЕЙ ПЛАЗМЕННОЙ СВАРКИ И НАПЛАВКИ

Теоретически обобщено и представлено новое решение научной проблемы, которая проявляется в изучении возможности плазма-ТИГ и плазма-МИГ процессов для получения наплавленного валика, имеющего заданные свойства, в частности, исследования тех зависимостей процесса, которые необходимы для разработки технологии изготовления, упрочнения и восстановления металлических изделий различного назначения; наплавочных материалов (порошковых проволок и плющенок); источников питания и специализированных установок плазменной сварки и наплавки [1]. Установлено, что наиболее эффективными процессами сварки и наплавки являются плазменно-дуговые способы, причем для сварки (например, алюминия и его сплавов) – плазма-ТИГ процесс на переменном токе или обратной полярности, а для наплавки – плазма-МИГ процесс с применением в качестве плавящегося электрода порошковых проволок при обратной полярности обеих дуг.

Получила дальнейшее развитие научно-обоснованная методика для определения электроэнергетических характеристик плазменных процессов [2]. В результате замены в схеме управления электромагнитных контакторов на электронные регуляторы и пускатели на порядок увеличилась точность синхронизации исследовательских приборов: скоростной кино- и фотокамер, осветите-

лей катодного и шлейфного осциллографов, схем включения процесса сварки и наплавки. Уточнена форма столба плазменной дуги и характер изменения различных ее участков в зависимости от режимов плазма-ТИГ сварки. Установлено, что через $1 \cdot 10^{-3}$ с после возбуждения дуги возникает резкоотличающийся по яркости столб внутри светящегося факела. Яркость столба дуги усиливается по мере увеличения тока. Ток дуги возрастает до 50–70 А. Диаметр ядра за этот период увеличивается в 2–3 раза. На кинограммах процесса плазма-ТИГ сварки алюминиевых сплавов в момент перехода тока через нулевое значение иногда удается обнаружить струи пара, т.е. в прианодной области (в момент полярности) дугу следует рассматривать как паровую. В столбе дуги возникает ярко светящееся контрагированное ядро диаметром, равным 25% диаметра столба дуги. Контрагирование наиболее заметно в полупериод обратной полярности при погасании дуги. Усовершенствована методика исследования воздействия плазменно-газового потока.

ЛИТЕРАТУРА

1. Пат. / № 58462В23К9/04 Украины. Установка плазменной наплавки / Чигарев В. В., Макаренко Н. А., Кондрашов К. А., Грановский А. В., Грановский Н. А. (Украина). – № 200221210534 ; заявл. 24.12.02 ; опубл. 15.07.03, Бюл. № 7. – 4 с.
2. Макаренко Н. А. Разработка математической модели теплового процесса в порошковой проволоке при плазма-ТИГ наплавке / Макаренко Н. А., Кондрашов К. А. // Інтегровані технології та енергозбереження. – Харків : ХДПУ. – 2000. – № 4. – С. 36–40.

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

ВОГНЕТРИВКА МАСА ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ПЛАВИЛЬНИХ ТИГЛІВ

У ФТІМС НАН України протягом багатьох років проводяться роботи з удосконалення експлуатаційних характеристик вогнетривких сумішей для отримання виливків з орієнтованою структурою.

Вогнетривка маса, яка використовується на даний час на підприємствах газотурбобудівної галузі включає в свій склад спечений магнезит (периклаз), воду, хромокислий магній та додатково містить порошки алюмінію та бору. Ця маса має достатню температуру початку деформації під навантаженням, але в умовах проведення плавок з нових багатокомпонентних сплавів нового покоління (з підвищеним вмістом та більш високою температурою плавлення) теплофізичні, фізико-хімічні та механічні характеристики (термо- та хімічна стійкість, а також міцність) тиглів потрібно підвищити.

В лабораторії точного лиття жароміцних сплавів при відділі фізико-хімії процесів формоутворення ФТІМС НАНУ з метою підвищення щільності та міцності було запропоновано додаткове введення в цю вогнетривку суміш порошку кремнію. Отримана вогнетривка маса містить спечений магнезит (перик-

лаз), воду, хлористий магній, порошок бору (0,1–6 %), порошок алюмінію (3–7 %) та порошок кремнію (1–5 %).

Наявність в вогнетривкій суміші хлористого магнію приводить до прискорення швидкості синтезу шпінелі ($\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$). При мінімальній кількості хлористого магнію (0,1%) вже здійснюється підвищення швидкості синтезу шпінелі, а при підвищенні хлористого магнію більш ніж 0,5 % зростає усадка виробів.

Інтервал кількості бору було вибрано експериментальними дослідженнями. При мінімальній кількості бору (0,1 %) вже спостерігається підвищення температури початку деформації під навантаженням вогнетривкої маси для тиглів, а у збільшенні кількості бору більш як 0,6 % мас. не має потреби.

Введення порошку кремнію призводить до утворення форстериту ($2\text{MgO} \cdot \text{SiO}_2$), який має високу термостійкість. Інтервал кількості кремнію було вибрано експериментальними дослідженнями. При мінімальній кількості кремнію (1 %) вже спостерігається підвищення термостійкості та міцності вогнетривкої маси для тиглів, а у збільшенні кількості кремнію більш як 5 % мас. не має потреби.

Введення алюмінію призводить до часткового утворення шпінелі, яка позитивно впливає на підвищення температури початку деформації під навантаженням та термостійкість вогнетривкої маси, в той же час алюміній і бор утворює сполуки типу $9\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{B}_2\text{O}_3$, які підвищують міцність та температуру початку деформації під навантаженням плавильних тиглів. Інтервал кількості алюмінію було вибрано експериментальними дослідженнями. При кількості алюмінію (3 %) вже спостерігається підвищення термостійкості і міцності вогнетривкої маси для тиглів, а у збільшенні кількості алюмінію більш як 7% мас. не має потреби.

Вода додається для покращення формування вогнетривкої маси.

Технологія приготування вогнетривкої маси нічим особливим не відрізняється від вже відомої і полягає в наступному. В попередньо вимкнений змішувач завантажують необхідну кількість спеченого магnezиту і перемішують у сухому вигляді протягом 1–2 хв. Потім завантажують в змішувач порошок алюмінію, хлористий магній, порошок бору та кремнію, перемішують протягом 3–4 хв. Для зволоження використовують питну воду з температурою не менше 20 °С. Після додавання води масу перемішують протягом 10 хвилин. Готувати масу в кількості більшій, ніж вимагається, не рекомендується. Температура маси повинна бути не менше 20 °С.

Термостійкість при 1300 °С (на повітрі) складає більше 20 теплоступнів.

Температура випалу тиглів 1400–1500 °С.

Випробування фізико-механічних властивостей виробів проведених при виплавці жароміцних сплавів типу ЧС (ХН60МЮВТ) показало, що розроблена суміш для тиглів дозволяє підвищити термостійкість на 15-20 %, міцність на стискання після термічної обробки з 97 до 108 МПа, та температуру початку деформації під навантаженням на 10 °С в порівнянні з традиційними вогнетривкими масами, передбаченими технічним регламентом на виробничих потужностях газотурбобудівної галузі України.

ЗАСТОСУВАННЯ МЕТОДУ РОЗЧИНЕННЯ МОДЕЛІ В ОБОЛОНКОВІЙ ФОРМІ ПРИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ

Задача виготовлення таких високонавантажених елементів газотурбінного двигуна (ГТД) як робочі та соплові лопатки, пов'язана зі складністю їх геометрії, а саме, з великою кількістю поверхонь критичного формоутворення і високими вимогами по точності геометричних параметрів поверхонь деталей. На даний час на підприємствах галузі газотурбобудування для заливання вищезазначених деталей використовуються оболонкові форми з вогнетривкої кераміки, переважно на основі корунду, внутрішні профілі яких виконуються за допомогою воскових моделей, що витоплюються. Цей процес є достатньо трудомістким та ологічно небезпечним. Альтернативою виготовлення форм за восковими моделями, що витоплюються, є технологія отримання оболонкових форм з використанням пінополістиролових моделей, що розчиняються, можливості втілення якої в промисловість досліджуються на даний час у ФТІМС НАНУ у відділі Фізико-хімії процесів формоутворення.

До сучасних способів видалення з форми пінополістиролових моделей можна віднести методи газифікування пінополістиролу розплавленим металом, методи випалювання, розчинення хімічними реагентами і механічного видалення. Проте, при використанні сплавів зі строго контрольованим низьким вмістом вуглецю внаслідок процесу деструкції моделі може спостерігатися насичення всього об'єму вилівка вуглецевмісними газовими фракціями, що призводить до зниження експлуатаційних характеристик. Проблема видалення моделі із порожнини форми може бути вирішена за рахунок підбору відповідного розчинника, який дозволяє перевести модель в рідку і газоподібну фази.

В основу розроблення технологічного процесу буде покладено пошук хімічного реагенту, який дозволить повністю розчинити пінополістирол в об'ємі форми і при цьому виключить хімічну взаємодію матеріалу форми зі зв'язуючим, що в подальшому дозволить уникнути взаємодії продуктів деструкції з розплавом. При цьому необхідно врахувати економічність і практичну доступність, а також відносну екологічну безпеку запропонованого розчинника. Важливим показником доцільності впровадження того чи іншого розчинника повинна бути можливість повторного використання продуктів розчинення.

Після проведення аналізу патентної і наукової літератури в якості підходящих хімічних реагентів для розчинення пінополістиролової моделі для експериментального дослідження були відібрані такі розчинники, як толуол, ацетон, розчинники №646 і 647. На даний час поставлена задача емпірично визначити витратні коефіцієнти для розчинників в залежності від об'єму і конфігурації моделей, а також встановити термо-часові параметри процесу розчинення та видалення продуктів деструкції з форми.

Малый А. В., Каргинов В. П. (г. Днепропетровск, УРП «Союз»),
Иванов В. Г., Кузовов А. Ф. (г. Запорожье, ЗНТУ)

ЭКЗОТЕРМИЧЕСКИЕ ВСТАВКИ И РИГЕЛИ ДЛЯ УЛУЧШЕНИЯ ТЕХНИКО-ЭКОНОМИЧЕСКИХ ПОКАЗАТЕЛЕЙ ЛИТЬЯ

Одним из наиболее перспективных способов повышения технологического выхода годного при производстве отливок является использование экзотермического обогрева прибылей. Это позволяет снизить объем прибылей, повысить эффективность их работы, увеличить плотность и герметичность отливок.

В современном литейном производстве обогрев прибылей осуществляется с помощью экзотермических смесей или специальных тонких оболочек – вставок, которые оформляют полость прибыли.

Экзотермические смеси присыпают, как правило, на поверхность открытых прибылей. Использование экзотермических вставок имеет более широкую область применения – как для закрытых, так и открытых прибылей. Кроме того, экзотермические вставки могут быть различной формы и конфигурации (цилиндрические, овальные, конические, круглые и т. д.). Экзотермические ригели применяются, в основном, для крупных отливок и слитков.

ООО УРП «Союз» уже давно использует экзотермические смеси собственного изготовления (СК-4 «Термит-2») при разработке технологических процессов получения отливок. Поэтому, используя накопленный опыт и проведя исследование экзотермической продукции ряда производителей (Турция, Китай, Великобритания и др.), был сделан выбор в пользу европейского производителя экзотермических вставок, подразделения известной фирмы Hüttenes-Albertus – фирмы H.A. Kovochem spol. s r.o. (Чехия). Данный продукт соответствует экологическим стандартам Евросоюза, не содержит асбеста, полимерных смол и имеет минимальную газотворную способность.

Используя собственный опыт и специально разработанные методики, а также компьютерную программу LWM-Flow сотрудниками УРП «Союз» на ряде отечественных предприятий опробованы и внедрены технологические процессы получения отливок и слитков с экзотермическими вставками и ригелями. Это позволило не только повысить технологический выход годного, но и снизить трудоемкость и время обрубных операций.

Благодаря своим преимуществам применение экзотермических вставок и смесей стало неотъемлемой частью технологических процессов получения отливок и слитков из всех видов сплавов самого разнообразного назначения: машиностроительной, металлургической и горнодобывающей отрасли (изложниц, кузнечных слитков, корпусов, муфт, зубьев, конусов, плит дробящих и др.), подвижного железнодорожного транспорта (букс, упоров, хомутов, автосцепок и др.).

Таким образом, применение экзотермических вставок позволяет совершенствовать технологический процесс получения отливок и способствует повышению их качества и конкурентоспособности.

СТРУКТУРНО-АРМИРУЮЩЕЕ УПРОЧНЕНИЕ НАРУЖНЫХ СЛОЕВ ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК РАЗНОГО НАЗНАЧЕНИЯ

При затвердевании слитков кипящей и полуспокойной стали растворимость кислорода в твердой фазе меньше, чем в жидкой фазе. Поэтому в двухфазной зоне затвердевания слитка [1] возникают газовые пузырьки. Часть газовых пузырей остается в литом металле, но большинство пузырьков всплывает в верхнюю часть слитка. На зеркале расплава из множества пузырьков образуется газометаллическая пена [2]. При затвердевании стальной пены естественным путем формируется сотовая макроструктура литого металла. Ее строение подобно структуре литых газаров (газоармирующих материалов) [3].

Однако, высокопористые литые изделия из газометаллической пены, прочность которой значительно ниже прочности плотного литого металла, применяются ненагруженными при эксплуатации. Также широко применяются пористые отливки, полученные литьем по газифицируемым моделям. Их внутренние слои затвердевают почти также, как затвердевают газары с множеством пузырей в литом металле. Поэтому требуется поиск эффективных теплофизических и технологических подходов к повышению физико-механических свойств (конструктивная прочность) и функциональных свойств (коррозионная стойкость, износостойкость и герметичность) пористых литых изделий.

Для термического упрочнения поверхностных слоев отливок и слитков из нераскисленной кипящей, неполностью раскисленной полуспокойной и раскисленной спокойной стали целесообразно интенсифицировать процесс внешнего теплоотвода от разных участков затвердевающей заготовки к теплоаккумулирующим стенкам литейной формы, изложницы или кристаллизатора МНЛЗ.

Чтобы значительно ускорить процесс внешнего теплообмена в зоне термического контакта затвердевающей отливки с формой, можно в стенки низко-теплопроводной песчаной формы или литейного стержня устанавливать высокотеплопроводные коллекторы-теплоотборники [4] каркасного типа.

Рабочие поверхности металлических и неметаллических, монолитных и пористых, сплошных и полых коллекторов-теплоотборников каркасного типа контактируют с разными участками наружной поверхности затвердевающей отливки. На дискретных участках поверхности отливки намораживается более толстая твердая корочка. Поэтому в поверхностных слоях литой заготовки можно сформировать внутренние ребра жесткости из более плотного литого металла, которые самопроизвольно армируют наружные слои отливки.

В поверхностных слоях структурно-армированной отливки твердая корочка плотного литого металла образует оболочковую конструкцию, укрепленную внутренними ребрами жесткости из матричного металла. Это упрочняет наружные слои литого изделия по сравнению с его внутренними слоями.

Совмещая в процессе гетеролитья [1] принцип получения высокопористых газаров [2] в металлической матрице отливки с принципом получения плотных литых оболочек с внутренними ребрами жесткости, можно сформиро-

вать прочные структурно-армированные заготовки, необходимые для получения более легких литых деталей различных машин и летательных аппаратов.

Если достоинства легких литых газаров объединить с преимуществами более плотных и прочных литых оболочковых конструкций, армированных внутренними ребрами жесткости, то можно уменьшить вес стальных деталей в ответственных узлах современной техники без потери их высоких эксплуатационных свойств. Аналогичный подход к термическому упрочнению облегченных литых деталей можно применить, например, при использовании алюминиевых литейных сплавов для получения структурно-армированных литых изделий с высоким уровнем физико-механических и функциональных свойств.

Так как пенолитая газоармированная матрица (литой газар) и плотная армирующая оболочка отливки с внутренними литыми ребрами жесткости получены из одного сплава, например, из кипящей стали, то в отличие от литых композитов разные участки гетеролитых изделий имеют практически одинаковые коэффициенты термического расширения (КТР). Это снижает опасность возникновения в теле гетеролитых деталей высоких термических напряжений, что уменьшает вероятность образования в них микро- и макротрещин.

Термически упрочненные литые изделия со структурно-армированными оболочками и внутренними ребрами жесткости позволяют широко использовать на практике гетеролиты из сплавов черных и цветных металлов с меньшим расходом жидкого металла на их получение и меньшим весом литых деталей.

При размещении в стенках песчаной формы коллектора-теплоотборника каркасного типа [4] выпуклые участки его рабочих поверхностей образуют на поверхности затвердевающей отливки впадины с отрицательной кривизной профиля поперечного сечения. Это способствует уменьшению металлоемкости и веса структурно-армированных литых изделий. Вогнутые участки рабочей поверхности коллектора-теплоотборника каркасного типа образуют в поверхностном слое затвердевающей отливки выступы с положительной кривизной профиля. Это позволяет интенсифицировать процесс теплообмена при эксплуатации структурно-армированных литых деталей (пористых и монолитных).

Рассмотренный подход к получению структурно-армированных гетеролитых изделий с упрочняющим литым каркасом обеспечивает высокое качество литых деталей, повышает их конструктивную прочность, износ- и коррозионную стойкость и надежность в эксплуатации. При этом используется основное преимущество пенометаллических заготовок – их легкость и устраняется их главный недостаток – низкий уровень физико-механических свойств.

ЛИТЕРАТУРА

1. Мамишев В. А. Реотермическая концепция управления кристаллическим строением литых изделий / Мамишев В. А. // *Процессы литья*. – 2004. – № 3. – С. 43–48.
2. Дубров Н. Ф. Кипящая сталь / Дубров Н. Ф., Кривко Е. М. – М. : *Металлургия*, – 1984. – 97 с.
3. Шаповалов В. И. Газоармированные материалы (газары) – 30-летний путь проблем и прогресса / Шаповалов В. И. // *Металл и литье Украины*. – 2011. – № 3. – С. 3–11 ; № 4. – С. 3–9.
4. Мамишев В. А. О повышении эффективности теплообмена в системе литая заготовка – форма – окружающая среда / Мамишев В. А. // *Металл и литье Украины*. – 2012. – № 11. – С. 31–35.

КАЧЕСТВО УКОРОЧЕННЫХ СЛИТКОВ С НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИЕЙ

Качество поковок ответственного назначения определяется строением кузнечного слитка. Для кузнечных слитков характерна химическая и структурная неоднородность, анизотропия механических свойств. Повышение плотности строения слитков является важной научно-технической задачей. Поэтому актуальна разработка новых конструкций кузнечных слитков и изложниц для их производства. Для устранения осевых дефектов слитка необходимо создать такие условия, при которых скорость кристаллизации в вертикальном направлении преобладала бы над скоростью кристаллизации со стороны стенок изложницы. Направленный вертикальный фронт кристаллизации можно обеспечить за счёт утепления верхней и боковой поверхности изложницы, а отвод тепла обеспечить в сторону поддона [1]. Моделирование процесса кристаллизации слитка производилось программой MAGMA Soft (совместно с ПАО «НКМЗ») [2].

Полученное в результате конечно-элементного моделирования распределение температур в слитке подтверждает направленный отвод тепла от поддона к теплоизоляционной крышке, с тепловым центром кристаллизации, располагающимся в верхней части слитка. Данное тепловое поле соответствует результатам распределения пористости по сечению слитка. Таким образом, направленная кристаллизация исключает образование осевой пористости, глубина усадочной раковины составляет 5...7 % от высоты тела слитка, что на 20...25 % меньше, чем для обычных кузнечных слитков. При моделировании кристаллизации кузнечных слитков найдены условия, которые обеспечивают получение мелкой макроструктуры, которая бы удовлетворяла требованиям качества крупных поковок. Таким является слиток с соотношением $H/D = 0,5...1,0$ с обратной конусностью 7...14 % при условии направленной кристаллизации.

Теоретические результаты подтвердились экспериментальным исследованием, которое позволит установить макроструктуру слитка. Исследование проводилось на металлических моделях слитков, параметры которых $H/D = 0,7$, конусность 12 %. Полученное строение слитка характеризуется высокой плотностью с локализацией усадочной раковины в верхней части. Осевая рыхлость отсутствует. Таким образом, макроструктурный анализ слитков с направленной кристаллизацией позволил подтвердить, что для слитков с соотношением $H/D < 1,0$, больше 50 % высоты тела слитка имеет мелкозернистое строение, выше которой располагаются вытянутые дендриты.

ЛИТЕРАТУРА

1. Пат. 61771 Україна, МПК(2006) В 22 D7/06. Виливниця для відливання коротких ковальських злитків / Марков О.Є, Алієв І.С., Олешко М.В.; заявник та власник ДДМА, Краматорськ. – № u201100943 ; заявл. 28.01.11 ; опубл. 25.07.11, Бюл. № 14.
2. Тепловое состояние при формировании укороченных кузнечных слитков с направленной кристаллизацией / И. С. Алиев, О. Е. Марков, С. С. Захарчук, Л. В. Таган // Обработка материалов давлением. – Краматорск : ДГМА, 2012. – № 2 (27). – С. 107-112.

ВЛИЯНИЕ ВРЕМЕНИ ВЫДЕРЖКИ ЧУГУНА ПОСЛЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ НА ОБРАЗОВАНИЕ ШАРОВИДНОГО ГРАФИТА

Известно, что после модифицирования чугуна магнием или лигатурами необходимо в кратчайшее время залить металл в литейную форму. При задержке этой операции образование шаровидного графита не происходит [1] или форма графита не соответствует требованиям ДСТУ 3925-99.

В теплофизической модели образования шаровидного графита [2] установлено, что нагрев, расплавление и переход магния в парообразное состояние сопровождается поглощением такого количества тепловой энергии из окружающего расплава, которое приводит к затвердеванию и уменьшению температуры близлежащих объемов чугуна до 1103 °С (температуры кипения магния). Рассчитанная масса затвердевшего чугуна в 14,1 раза больше массы введенного в расплав магния.

Установлено образование в расплаве после модифицирования шарообразных комплексов, состоящих из внутреннего парообразного магния и наружного быстро затвердевшего вокруг него слоя чугуна. Эти чугуно-магниевого комплексы являются зародышами для последующего образования шаровидного графита. Толщина затвердевшего слоя чугуна составляет ~ 0,2 радиуса парообразного магния, или ~ 0,34 радиуса исходной капли магния.

В соответствии с теплофизической моделью была рассчитана скорость и время всплывания комплекса по формуле Стокса. При высоте металла в ковше 1 м скорость всплывания комплекса составляет 0,234·см/с, а время всплывания ~ 7 мин. Результаты расчета объясняют факт демодифицирования при длительной выдержке расплава в ковше, то есть, происходит всплывание чугуно-магниевого комплекса, который легче чугуна, но является зародышем для образования шаровидного графита в отливке.

Небольшая задержка процесса заливки модифицированного чугуна в форму приводит к образованию невыраженных форм шаровидного графита. На микроструктурах виден шаровидный графит, внутри которого находится затвердевший чугун. Это обусловлено расплавлением оболочки чугуно-магниевого комплекса и проникновением расплава во внутреннюю полость пузырька.

Разрушение наружной оболочки чугуно-магниевого комплекса, его всплывание вверх и удаление магния из чугуна подтверждают исследования структуры и изменения характера кривых охлаждения при выдержке металла в печи с температурой 1350⁰ С [1]. После модифицирования магнием (0,045 %) температура солидус уменьшается до ~ 1103 °С, а в структуре чугуна наблюдается шаровидная форма включений графита. При увеличении времени между моментом модифицирования и заливкой чугуна в форму до 40 мин. остаточное содержание магния уменьшается до 0,009 %, а шаровидные включения графита практически отсутствуют, их форма становится неправильной и располагается в основном в междендритных участках. При этом температура солидус увеличивается до ~ 1125 °С. Через 80 мин выдержки расплава в печи температура солидус повышается до ~ 1140 °С, в структуре чугуна присутствует только пластинчатый графит, а хими-

ческий анализ фиксирует следы магния. Повышение температуры солидус обусловлено отсутствием выделения теплоты фазового перехода парообразного магния в жидкое состояние при температуре $\sim 1103^{\circ}\text{C}$.

Известно, что повышенное количество магния при модифицировании чугуна (перемодифицирование) не приводит к образованию шаровидного графита. Это можно объяснить в соответствии с предложенной теплофизической моделью следующим образом.

При стандартной технологии модифицирования магнием (0,27 % в ковш с помощью колокола) площадь, которую занимают включения шаровидного графита в бочке прокатного вала $\text{Ø } 985 \times 2135$ мм на глубине 5–175 мм от литой поверхности, составляет 10–16 %. Если повысить количество вводимого магния, например, в 2 раза, объем зародышей в виде графито-магниевого комплекса в расплаве составит 20–32 %. Поэтому вероятность коагуляции включений, которые занимают треть объема модифицируемого чугуна, резко увеличивается. Так, по формуле Стокса при коагуляции 5 включений увеличивается их средний диаметр до $\sim 3,9 \cdot 10^{-4}$ м и при высоте столба металла в ковше 1 м, скорость всплывания составит $\sim 5,8$ см/с, а время всплывания ~ 17 с.

Явление коагуляции графитовых включений наблюдают многие исследователи [1, 3 и др.]. В результате броуновского движения и наличия двойного электрического слоя [3] множество мелких комплексов могут слипаться, а их средний размер увеличиваться. Соответственно увеличивается скорость всплывания чугуно-магниевого комплекса из расплава и шаровидный графит не образуется.

При обработке жидкого чугуна магнием в автоклаве получение шаровидной формы графита становится невозможным в случае повышения давления более $6 \cdot 10^5$ Па (6 атм.). Объяснить это можно, используя экспериментально установленную зависимость давления паров магния от температуры его кипения при модифицировании чугуна [4]: $T = 6103,8 / (9,26 - \lg P)$. При давлении в автоклаве $P = 6 \cdot 10^5$ Па температура кипения магния составит $T = 1753$ К (1480°C). Повышение давления в автоклаве более $6 \cdot 10^5$ Па приведет к тому, что температура кипения магния станет выше температуры жидкого чугуна. В этом случае тепловой эффект при фазовом переходе магния из жидкого в парообразное состояние отсутствует и чугуно-магниевого комплекса не образуются.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ващенко К. И. Магний в чугуне / Ващенко К. И., Софони Л. – Изд. 2-е. – М.; К. : Машигиз, 1960. – С. 410–422.
2. Хрычиков В. Е. Теплофизические процессы образования шаровидного графита в высокопрочном чугуне / Хрычиков В. Е., Меняйло Е. В., Дейнеко Л. Н. // *Металлургическая и горно-рудная промышленность*. – 2008. – № 2. – С. 36–40.
3. Соценко О. В. Физическая модель агрегативного формирования графита в ЧШГ / Соценко О. В. // *Известия вузов. Черн. металлургия*. – 1990. – № 10. – С. 51–54.
4. Васильев В. А. Физико-химические основы литейного производства / Васильев В. А. – М. : МГТУ, 1994. – 320 с. - Библиогр. : с. 316.

Минков А. Н. (г. Краматорск, ДГМА), Минков К. А. (г. Краматорск, ПАО «ЭМСС»)

УПРОЧНЯЮЩАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ЛИТЫХ БАНДАЖЕЙ РАЗМОЛЬНЫХ УСТРОЙСТВ

В промышленности широко используются размольные мельницы при подготовке глиняной массы при производстве кирпича и при подготовке шихты в доменном производстве. Основным рабочим узлом таких мельниц являются бандажи, которые представляют собой цилиндры высотой до 1000 мм, диаметром до 1000 мм и с толщиной стенки до 100 мм. На внутренней цилиндрической поверхности бандажа изготавливаются два посадочных конуса для размещения их в вальцах.

В процессе эксплуатации поверхность бандажа подвергается интенсивному износу и для обеспечения более высокой эксплуатационной стойкости бандажи должны обладать поверхностным слоем с твердостью свыше 400 НВ.

Наиболее интенсивный износ поверхности бандажа наблюдается в его центральной части и для выравнивания поверхности производится её неоднократное шлифование, поэтому глубина упрочненного слоя должна быть не менее 50 мм.

В то же время твердость на внутренней цилиндрической поверхности не должна превышать 250 НВ для обеспечения возможности проведения механической обработки при изготовлении посадочных конусов.

Наибольшей износостойкостью обладают бандажи фирмы «Морандо Импианти», изготовленные из чугуна следующего химического состава: С – 3,68 %; Si – 0,75 %; Mn – 0,39 %; Cr – 0,71 %; Ni – 1,24 %; Mo – 0,15 %. Твердость поверхностного слоя бандажа равна 540 НВ, на расстоянии от поверхности 30 мм – 420...450 НВ, на расстоянии от поверхности 60 мм – 360...340 НВ.

Вальцы тонкого помола глины, производимые заводом «Красный Октябрь» (г. Харьков), комплектуются литыми бандажами из стали 45. Термическая обработка бандажей предусматривает проведение нормализации с отпуском, что позволяет получить твердость не более 200 НВ.

Повышение твердости поверхностного слоя до 350...400 НВ может быть достигнуто в результате проведения закалки бандажей. При этом интенсивное охлаждение должно быть только внешней поверхности бандажа, поскольку твердость внутренней поверхности бандажа не должна превышать 250 НВ. Реализация подобного дифференцированного охлаждения возможна лишь при использовании специального охладительного оборудования.

Целью проведения настоящей работы является создание оборудования и разработка технологии водовоздушной закалки бандажей с регулируемым односторонним охлаждением.

Разработка установки базировалась на опыте создания и эксплуатации охладительных установок для закалки валов и роторов турбин. Основные конструктивные особенности установки представлены в работах [1,2].

Наиболее важным элементом с технологической точки зрения в водовоздушных установках являются распылительные форсунки, которые производят распыление воды и её подачу на охлаждаемую поверхность. Для комплектации созданной установки была разработана распылительная форсунка [3] и проведено определение её технологических параметров на специально разработанном стенде [4].

Выбор технологических параметров охлаждения бандажей осуществлялся на основании данных о влиянии скорости охлаждения на кинетику распада переохлажденного аустенита и механические свойства стали 45 и данных, характеризующих зависимость интенсивности охлаждения от удельного расхода распыленной воды, представленных в работе [5].

Разработанный технологический процесс предусматривал первоначальное охлаждение внешней поверхности бандажа распыленной водой и последующее – водовоздушной смесью. Внутренняя поверхность бандажа охлаждалась без подачи охладителей.

После проведения термической обработки на внешней и внутренней поверхностях бандажа определяли твердость. Замеры твердости на внешней поверхности производили по четырем диаметрально противоположным направлениям через 100мм. Значения твердости находились в интервале 346–354 НВ. Твердость внутренней поверхности не превысила 215 НВ.

ЛИТЕРАТУРА

1. Минков А. Н., *Закалочное оборудование для водовоздушного регулируемого охлаждения массивных цилиндрических деталей с вертикальной осью вращения* / Минков А. Н., Минков К. А. // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2012. – № 5. – С. 79–81.
2. *Пристрій для водно-повітряного гартування деталей з вертикальною віссю обертання : деклараційний патент на корисну модель № 45696 Україна, С21D 1/06* / Мінков О. М., Мінков К. О. ; заяв.12.05.2009 ; опубл. 25.11.2009, Бюл. № 22.
3. *Пристрій для водно-повітряного охолодження виробів : деклараційний патент на корисну модель № 55893 Україна, С21D 1/62* / Мінков О. М., Мінков К. О., Дема М. І. ; заяв.01.07.2010 ; опубл. 27.12.2010, Бюл. № 24.
4. *Стенд для випробувань водно-повітряних форсунок : деклараційний патент на корисну модель № 51923 Україна* / Мінков О. М., Мінков К. О., Дема М. І. ; В05В 12/08 ; заяв. 18.01.2010 ; опубл. 10.08.2010, бюл. № 15.
5. Минков А. Н. *Исследование процесса закалки массивных прокатных валков в водовоздушных установках* / Минков А. Н. // *Вестник Донбасской государственной машиностроительной академии*. – 2005. – № 1. – С. 110–114.

Минков К. А. (г. Краматорск, ПАО «ЭМСС»)

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ УРОВНЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОКОВОК НА ОСНОВАНИИ ДАННЫХ ПО ХИМИЧЕСКОМУ СОСТАВУ И ТВЕРДОСТИ СТАЛИ

В производстве поковок из мало- и среднелегированных конструкционных сталей ответственного назначения наряду с увеличением объема выпускаемой продукции наблюдается ужесточение требований заказчика к качеству материала и обеспечению комплекса его механических характеристик. Это приводит к необходимости проведения большого количества сдаточных механических испытаний и значительному расходу дополнительного металла, закладываемого в поковку для проведения испытаний. В условиях острой рыночной конкуренции данный фактор имеет немаловажное значение.

Целью данной работы является разработка способа прогнозирования механических свойств крупногабаритных поковок на основании данных замеров твердости и определения химического состава стали.

Известна корреляция между уровнем твердости и уровнем предела прочности, однако наличие легирующих элементов может вносить значительные расхождения.

Наиболее простым способом учитывать влияние комплексного легирования стали на механические свойства представляется использование углеродного эквивалента, описывающего влияние содержания каждого легирующего элемента в стали на свойства следующим образом [1,2]:

$$C_{\text{ЭКВ}} = C + \text{Si}/7 + \text{Mn}/5 + \text{Ni}/20 + \text{Cr}/9 + \text{Cu}/7 + (\text{Mo} + \text{V}) / 2$$

Для равновесного (отожженного) состояния углеродный эквивалент и пределы прочности и текучести связаны следующими зависимостями [1,2]:

$$\sigma_{0,2} = 146 + 339 * C_{\text{ЭКВ}}^{0.47};$$

$$\sigma_{\text{в}} = 212 + 442 * C_{\text{ЭКВ}}^{0.42}.$$

Для получения таких зависимостей применительно к сталям в улучшенном состоянии была проведена обработка имеющегося на предприятии массива статистических данных по результатам испытаний механических свойств, замеров твердости и определения химического состава следующих марок сталей: AISI 1045, AISI4130, AISI4135, AISI4140, AISI4145, AISI4340, 42CrMo4,

S355J2, 20Mn5 и др., т. е. конструкционных мало- и среднелегированных марок сталей, используемых при изготовлении поковок для заготовительной отрасли.

Путем многократной корректировки и подбора коэффициентов были выведены формулы, описывающие уровень предела прочности и предела текучести для каждой марки стали с отклонением не более 5–7 % от значений, полученных при проведении контрольных испытаний тех же поковок. Отклонения связаны с тем, что термообработка выполняется в разных печах, расстояние до закалочного оборудования (и как следствие время передачи от печи в бак) различное, т. е. имеются факторы, на которые повлиять в условиях промышленного производства достаточно трудно.

Далее были получены зависимости для пластических и ударных свойств металла, с применением тех же исходных данных и обработкой имеющегося статистического массива.

В общем виде получена следующая зависимость

$$R = C_{eq}^n \cdot (HB) \cdot K_s + B,$$

где R – вид механических свойств (прочность, текучесть, удлинение и т. д.),

C_{eq} – углеродный эквивалент,

n – коэффициент, описывающий вид механических свойств (прочность, текучесть, удлинение и т. д.),

HB – твердость по Бринеллю,

K_s – коэффициент корреляции для определенной марки стали,

B – постоянный поправочный коэффициент.

Таким образом, в результате проведенной работы получены зависимости, связывающие химический состав стали, полученную в результате термической обработки фактическую твердость и прогнозирующие комплекс механических свойств стали с достаточной степенью точности.

ЛИТЕРАТУРА

1. Кутяйкин В. Г. *Использование метода условных шкал в прикладных исследованиях* / Кутяйкин В. Г. Режим доступа к ресурсу – www.asms.ru/kompet/2010/july/kytyaikin%2047.pdf.
2. Николаев В. А. *Расчет предела текучести металла при холодной прокатке* / Николаев В. А. // *Металл и литье Украины*. – 2001. – № 10/11. – С. 24–26. – Библиогр.: С. 26 (6 назв.)

Миронова М. В. (г. Краматорск, ДГМА)

ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССА ДУГОВОЙ НАПЛАВКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ УПРАВЛЯЮЩИХ МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ

Для повышения эффективности процесса дуговой наплавки проволокой под флюсом используют продольные (ПРМП) и поперечные (ПОМП) магнитные поля.

Литературный обзор показал, что технологические особенности процесса дуговой наплавки с воздействием ПРМП изучены в достаточной мере. Однако особенности процесса наплавки проволокой под флюсом с воздействием ПОМП практически не установлены [1–6]. Не разработаны также конструкции устройств ввода (УВ) ПОМП. В настоящей работе выполняли оптимизацию конструкций УВ ПОМП с целью достижения максимального уровня поперечной компоненты индукции ПОМП в зоне сварочной дуги и капли и минимальной продольной компоненты ПОМП в зоне жидкого металла сварочной ванны.

Выполнены исследования строения ПОМП у поверхности основного металла, которое генерирует различные конструкции УВ ПОМП. Исследования выполнены с использованием моделирующих устройств, т.е. с использованием физического моделирования. Установлены оптимальные размеры и схемы размещения стержней УВ ПОМП. Показано, что при использовании основного металла из немагнитных материалов, а сварочных проволок из немагнитных, а также из ферромагнитных материалов в зоне сварочной дуги и ванны может быть обеспечен уровень поперечной компоненты индукции, достаточный для управления переносом электродных капель и воздействия на сварочную дугу и жидкий металл сварочной ванны. При этом уровень продольной компоненты индукции ПОМП незначителен. Установлено, ПОМП повышает производительность расплавления электродной проволоки и уменьшает глубину проплавления металла при наплавке.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Магнитное управление формированием шва при автоматической сварке под флюсом / Ю. Г. Гаген [и др.] // Автоматическая сварка. – 1975. – № 11. – С. 73–74.*
2. *Шейкин М. З. Применение магнитных колебаний при сварке под флюсом / М. З. Шейкин, Н. Ф. Варяхов // Сварочное производство. – 1969. – № 6. – С. 24–25.*
3. *Пацкевич И. Р. Распределение индукции наведенного магнитного поля в зоне горения сварочной дуги / И. Р. Пацкевич, А. В. Зернов, В. Я. Иванцов // Сварочное производство. – 1970. – № 2. – С. 9–10.*
4. *Деминский Ю. А. Магнитное управление при газозлектрической сварке плавящимся электродом / Ю. А. Деминский, В. И. Дятлов // Автоматическая сварка. – 1963. – № 4. – С. 82–83.*
5. *Акулов А. И. Магнитное управление дугой при сварке плавящимся электродом в аргоне / А. И. Акулов, Б. В. Копеев // Автоматическая сварка. – 1972. – № 7. – С. 39–42.*
6. *Влияние внешнего магнитного поля и параметров режима сварки на формирование сварных швов / В. П. Демянцевич [и др.] // Сварочное производство. – 1975. – № 11. – С. 7–9.*

Наумик В. В. (г. Запорожье, ЗНТУ), Ключихин В. В. (г. Запорожье, АО «Мотор Сич»), Бялик Г. А. (г. Запорожье, ЗНТУ); Дубров Г. Л. (г. Запорожье, АО «Мотор Сич»), Шрамко Д. М. (г. Запорожье, ЗНТУ)

ИССЛЕДОВАНИЕ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ, ПРИМЕНЯЕМЫХ В ЛИТЕЙНЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССАХ, НА ПРОСВЕЧИВАЮЩЕМ ЭЛЕКТРОННОМ МИКРОСКОПЕ

При использовании ультрадисперсных порошков (УДП) в качестве модификаторов литейных сплавов необходимо знать их основные аттестационные характеристики. Это средний размер частиц, характер их распределения по размерам, а также их форму и особенности строения (дефекты). Кроме того, при аттестации УДП металлов, необходимо иметь информацию о содержании в них примесей и в первую очередь – кислорода.

Учитывая, что УДП металлов представляют собой объекты нанометрового размера, их исследования и аттестацию необходимо проводить методами с соответствующей разрешающей способностью. К ним относятся методы просвечивающей (ПЭМ) и растровой (РЭМ) электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа (РСА).

Наиболее достоверным является использование ПЭМ, однако это – длительная, трудоёмкая и дорогостоящая методика, требующая высокой квалификации учёного и дорогого оборудования. Тем не менее, только ПЭМ возможно устанавливать указанные выше характеристики как для «малых» (менее 10 нм), так и для «больших» (более 10 нм) средних размеров наночастиц металлов, даже если они собраны в агломераты.

Препараты для исследования готовили следующим образом. Небольшое количество ультрадисперсного порошка (порядка 0,1 г) помещали между двумя полированными медными пластинами толщиной 10 мм. При относительном перемещении пластин происходило шаржирование поверхностей медных пластин частицами карбонитрида титана. Затем шаржированные поверхности промывали дистиллированной водой для удаления частиц, не внедрённых в поверхность. Пластины помещали в вакуумную камеру вакуумного поста ВУП-5, где на них наносили термическим напылением слой углерода толщиной порядка 50 нм. Реплики отделяли химически в 10 % водном растворе хлорного железа.

Реплики промывали в дистиллированной воде, помещали на медные сетки-объектодержатели диаметром 3 мм и размером ячейки 50×50 мкм.

Реплики с экстрагированными частицами карбонитрида титана исследовали на просвечивающем электронном микроскопе методом дифракции на просвет и визуальным наблюдением при увеличении $\times 10000$ с последующим фотографированием.

Фазовый состав наночастиц определяли методом дифракции на просвет, при этом получали кольцевую электронограмму.

Исследовали 3 варианта частиц карбонитрида титана. Две партии порошков, полученных методом самораспространяющегося высокотемпературного

синтеза (СВС) и одна – плазмохимическим методом. Условные обозначения: TiCN_{СВС}, TiCN_{СВСn 182}, TiCN_{плазмохимия}.

В качестве эталона для определения постоянной прибора, которая используется при дифракционном анализе, использовали MgO, которую наносили на медную сетку объектодержатель при сжигании металлического магния.

Частицы были непрозрачны для потока электронов, что свидетельствует об их размерах свыше 1000 нм.

Вариант TiCN_{СВС}. Наблюдала скопления частиц в виде конгломератов. Отдельные частицы имели наибольшие размеры 1,2 мкм, конгломераты 1,3 × 3 мкм. Наиболее мелкие частицы имели размеры порядка 0,12 мкм. На дифрактограмме зафиксировано только одно кольцо слабой интенсивности.

Вариант TiCN_{СВСn 182}. Максимальный размер частиц 1,32 мкм. Крупные конгломераты практически отсутствуют. Минимальный размер частиц 0,07 мкм. На дифрактограмме явно различимо одно кольцо слабой интенсивности.

Вариант TiCN плазмохимия. Наблюдала конгломераты частиц. Длина конгломератов – до 3,2 мкм. Размеры отдельных частиц – от 3,2 до 0,5 мкм. На дифрактограмме выявлено одно кольцо очень малой интенсивности.

При расшифровке дифрактограмм определили межплоскостные расстояния, соответствующие выявленным единичным кольца (табл. 1).

Таблица 1 – Межплоскостные расстояния, соответствующие единичным кольцам, выявленным на дифрактограммах

Обозначение образца	Радиус кольца r , мм	Межплоскостное расстояние d , Å
TiCN СВС	19,885	1,482
TiCN СВС n 182	19,68	1,498
TiCN плазмохимия	19,515	1,510

В доступных литературных источниках [1] отсутствуют справочные данные о межплоскостных расстояниях карбонитрида титана. Имеются табличные данные межплоскостных расстояний карбидов, нитридов и оксидов титана.

Чистому карбиду титана не соответствует ни одно из определенных межплоскостных расстояний. В самом первом приближении можно предположить наличие в частицах нитрида титана TiN и окиси титана α -Ti₂O₃.

Следует отметить, что размеры самых мелких частиц ультрадисперсных порошков превышают 100 нм. Это обстоятельство затрудняет получение четкой дифракционной картины при дифракции на просвет в электронном микроскопе. Для сравнения: мелкие кристаллики MgO, использованные в качестве эталона, имели размеры от 20 до 50 нм, т.е. были прозрачны для потока электронов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Нарита К. Кристаллическая структура неметаллических включений в стали / Нарита К. – М. : Металлургия, 1969. – 192 с.

Несчетный В. М.(г. Краматорск, ПАО «НКМЗ»)

НАПРАВЛЕНИЯ РАЗВИТИЯ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА ПАО «НКМЗ» В ПОВЫШЕНИИ ВНУТРЕННЕГО КАЧЕСТВА И ВЫХОДА ГОДНОГО СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК

Важнейшей целью в развитии промышленности является получение прибыли в условиях ожесточенной конкурентной борьбы за заказчика в период затянувшегося кризиса. В связи с этим резко встает вопрос снижения себестоимости изготовления продукции при постоянном повышении ее качества. Для литейного производства это, прежде всего, увеличение КВГ, снижение затрат на энергоносители, переход на более прогрессивные технологии изготовления отливок, обеспечивающих высокое качество.

В мировой практике для увеличения выхода годного широко применяют различные теплоизолирующие и экзотермические материалы при изготовлении отливок. Это позволяет уменьшить их размеры и, соответственно, снизить расход жидкого металла. В качестве таких материалов для уменьшения теплопотерь и разогрева боковой поверхности прибыли используются теплоизолирующий войлок, маты, теплоизолирующие вставки с экзотермическим эффектом. Для верхней плоскости прибыли применяют специальные теплоизолирующие крышки в случае закрытых прибылей и экзотермические смеси, и вермикулит.

Целью проводимой работы является:

– создание технологии обеспечивающей управление процессом кристаллизации путем применения теплоизолирующих и экзотермических материалов для утепления прибылей, а также наружных холодильников, обеспечивающие получение плотного металла в теле отливки исключая образование дефектов усадочного происхождения;

– повышение выхода годного при производстве крупного стального литья.

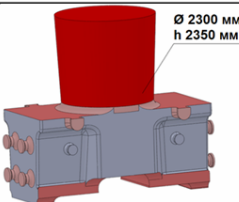
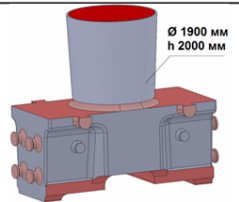
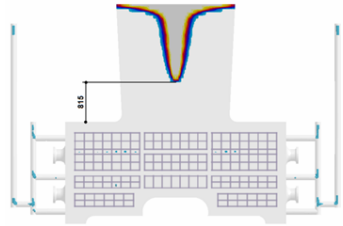
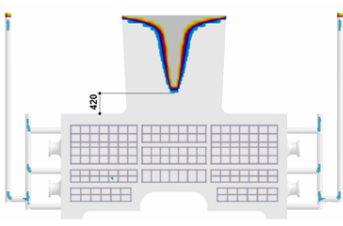
В 2012 году на ПАО «НКМЗ», ФЛЦ-1 полностью перешел на технологию изготовления стального литья по фуран-процессу. В связи с этим в цехе выполнено техническое перевооружение с внедрением нового передового оборудования: сушки песка в кипящем слое фирмы Guss-ex (Польша), смесителей непрерывного действия производительностью 25–42 т/ч фирмы FAT (Германия), комплекса регенерации отработанной смеси с отделением хромитового песка от кварца, с загрузочной станцией и выбивной решеткой фирмы GUT (Германия). Одними из главных достижений новой технологии является получение стального литья с гарантированным качеством, снижение уровня брака и расхода свежих формовочных материалов, снижение затрат на энергоресурсы.

В настоящее время в связи с возросшими требованиями заказчиков к внутреннему качеству отливок основным направлением в развитии литейного производства ПАО «НКМЗ» явилось получение плотного металла по всему сечению отливки с эквивалентом по УЗК – 3 мм, увеличение коэффициента выхода годного за счет снижения расхода жидкого металла на питание отливки при ее кристаллизации, путем применения новых и эффективных материалов в технологических процессах.

С этой целью была проведена НИР «Исследование, разработка и внедрение технологии применения теплоизолирующих материалов и экзотермических смесей для утепления прибылей с целью улучшения качества металла и повышения выхода годного при производстве крупных стальных отливок» и успешно освоено внедрение новых теплоизолирующих и экзотермических материалов. К ним относятся теплоизолирующий войлок с различной толщиной листа, экзотермические смеси и вставки для прибылей, и различные марки вермикулита. Комплексное решение управления процессом кристаллизации путем дополнительного применения наружных холодильников позволило повысить КВГ на 10 %.

Ярким примером эффективности данной технологии может послужить изготовление крупных стальных отливок типа «Шабот», «Подушка», «Станина», «Втулка ротора» массой от 54 900 до 120 600 кг без трещин. Для выполнения технологии применялось утепление боковой поверхности прибыли теплоизолирующим войлоком различной толщиной. Верхняя плоскость утеплялась экзотермическим порошком Ferrux и окончательно вспученным вермикулитом в количестве, обеспечивающем нахождение металла длительное время в жидком состоянии. При этом размеры прибыли были уменьшены на 20–30 %.

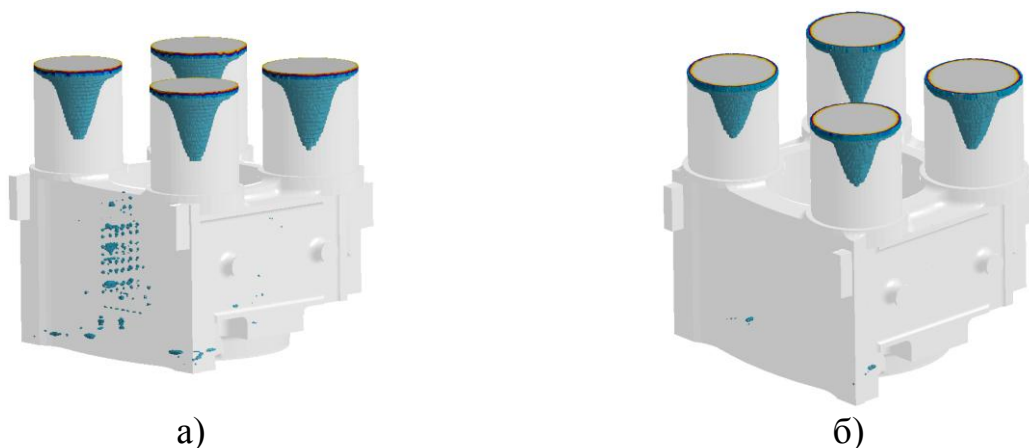
Таблица 1 – Сравнение технологии получения отливки «Шабот»

Техпроцесс	Старая технология	Новая технология
Схема утепления		
Результаты моделирования (усадочные дефекты)		
Масса жидкого металла, кг	202 000	172 000
Наличие доливок	3 доливки	-
КВГ, %	60,5	70,1
Экономия жидкого металла, кг		30 000

В связи с эффективной работой материалов коренным образом была изменена технология доливки прибылей горячим металлом: удалось сократить количество доливок к минимуму. Благодаря внедрению данной технологии была достигнута экономия жидкого металла до 30 тонн на одной отливке по сравнению с традиционной технологией и достигнут КВГ 70–75 %, что ранее было недостижимо по старой технологии. Выполненные металлографические макро- и микроисследования металла трепанов, отобранных от прибылей, и контроль

внутреннего качества отливок неразрушающим методом контроля: УЗК показал отсутствие дефектов, превышающих требования чертежа, и правильность разработанной технологии.

Изготовление ответственных отливок типа «Подушка» с высокими требованиями по внутреннему качеству и получения высоких эксплуатационных свойств потребовал новый подход к разработке технологии. Следующим направлением явилось отказ от применения внутренних холодильников и применение наружных холодильников. Это особо актуально в случае, если отливка подвергается УЗК, так как возможно неполное сваривание основного металла с металлом внутреннего холодильника, которое определяется УЗК. Применение рассчитанных размеров наружных холодильников обеспечило требуемое внутреннее качество отливки, по свойствам металла выше, чем с внутренними холодильниками. Данный факт подтверждается неоднократными процессами моделирования с применением программного пакета MAGMASOFT и результатами изготовления производственных отливок для заказчика «Danielly - Steel».



а – с внутренними холодильниками; б – с наружными холодильниками
Рисунок 1 – Результаты моделирования технологии изготовления отливки «Подушка» с внутренними и наружными холодильниками

Для обеспечения качества наружной поверхности отливок, соответствующих DIN 1690 по пластинам BNIF, на нашем предприятии внедрена усовершенствованная технология применения облицовочных смесей с наполнителем хромитовый песок и ставролитовый концентрат, которые гарантируют без окрашивания поверхности требуемое качество поверхности стальных отливок без дополнительных затрат.

Благодаря внедрению мер по достижению высокого внутреннего качества и КВГ удалось добиться снижения расхода жидкого металла на тонну годного литья, увеличить КВГ, уменьшить затраты на футеровку ковшей за счет уменьшения количества доливок.

Экономический эффект на 1 тонну годного составил 317,53 грн.

Новокрещенов С. А., Швыдкий В. С., Жуков В. П., Черемисин Д. Д., Овчинников Ю. Н., Панов А. В. (г. Екатеринбург, УГТУ-УПИ)

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ГИДРОДИНАМИКИ ПУЗЫРЬКОВОГО РЕЖИМА ПРИ ДОННОЙ ПРОДУВКЕ ПЕЧИ-КОВША

В предыдущей работе [3] получено, что за счет неравномерности распределения температуры расплава и гидростатического давления по высоте печиковша объем пузыря существенно возрастает (в 2,64 раза). Это позволило сделать предположение о нестационарном характере движения пузыря.

В простейшем случае скорость движения пузыря можно определить, если предположить, что он движется стационарно. Эта возможность определяется двумя числами подобия: числом Вебера, которое задает предельные возможности сохранения сферической формы пузырем $We = \sigma / (g \rho_{ж} - \rho_{г} D_{п}^2)$ и числом Рейнольдса $Re = \rho_{г} w D_{п} / \mu_{ж}$. В случае, когда это условие выполняется, должно наблюдаться равновесие силы сопротивления движению пузыря и подъемной силы, т.е. должно выполняться равенство

$$\frac{\zeta w^2}{\rho_{ж} F} = V_{п} g \rho_{ж} - \rho_{г} \quad (1)$$

Здесь ζ – коэффициент сопротивления давления; F – площадь миделевого сечения пузырька, m^2 ; $V_{п}$ – объем пузыря, m^3 ; w – скорость движения пузыря, m/s ; $\rho_{ж}$ – плотность жидкости, kg/m^3 ; $\rho_{г}$ – плотность газа в пузыре, kg/m^3 .

Отсюда

$$w = \frac{\sqrt{2g \rho_{ж} - \rho_{г} V_{п}}}{\zeta F \rho_{ж}} \quad (2)$$

При допущении, что пузырек сохраняет сферическую форму, скорость его всплытия будет равна

$$w = \frac{\sqrt{4g \rho_{ж} - \rho_{г} D_{п}}}{3\zeta \rho_{ж}} \quad (3)$$

Поскольку $\rho_{ж} \gg \rho_{г}$ то выражение (3) можно упростить до соотношения

$$w = \frac{\sqrt{4g D_{п}}}{3\zeta} \quad (4)$$

Таким образом, скорость движения пузырька определяется, главным образом, двумя факторами: размером пузырька D_{Π} и коэффициентом сопротивления давления ζ , который, в свою очередь, зависит от поперечного сечения пузырька. Чем меньше объем пузырька, тем ближе его форма к сферической. Рыбчинский и Адамар [4] теоретическим путем получили формулу для определения скорости всплывания сферической частицы любого состава при $Re < 2$:

$$w = \frac{g \rho_{ж} - \rho_{Г} D_{\Pi}^2}{6\mu_{ж}} * \left(1 + \frac{\mu_{Г}}{\mu_{ж}}\right) / \left(2 + \frac{3\mu_{Г}}{\mu_{ж}}\right). \quad (5)$$

Для условий расплава меди $\mu_{Г} \ll \mu_{ж}$, поэтому

$$w = \frac{g \rho_{ж} - \rho_{Г} D_{\Pi}^2}{12\mu_{ж}} \quad (6)$$

Найдем приближенное значение скорости всплывания пузыря. Для этого учтем, что динамическая вязкость расплава меди зависит от температуры согласно выражению [5]

$$\lg \mu_{ж} = \frac{800}{T} - 0,05, \text{ МПа} * \text{С} \quad (7)$$

Тогда при средней температуре расплава $(1200+273)=1473$ К [3] соответственно получим: $\mu_{ж} = 3,112 \text{ МПа} * \text{С}$, и $\rho_{ж} = 8215 \frac{\text{кг}}{\text{м}^3}$.

Средний диаметр пузыря примем равным $(10+17,15)/2=13,57$ мм [3].

Тогда

$$w = 9,81 \frac{8215 - 1,27 \cdot 0,01357^2}{12 * 3,112 * 10^6} = 0,39 * 10^{-6} \text{ м/с.}$$

Следовательно,

$$Re = \frac{\rho_{Г} w D}{\mu_{Г}} = 1,27 * 0,39 * 10^6 * \frac{0,01357}{52,3 * 10^{-6}} = 0,131 * 10^{-3};$$

$$We = \frac{\sigma}{g \rho_{ж} - \rho_{Г} D_{\Pi}^2} = 1,35 * \frac{9,81}{9,81 * 8215 - 1,27 * 0,01357^2} = 0,892.$$

Таким образом, получается, что если предположить существование стационарного процесса образования и всплывания пузырька, то его размер не может увеличиться свыше 17,15 мм, что противоречит практическим наблюдениям.

Пузырьки приобретают неустойчивую форму, приближающуюся к сплюснутому сфероиду. Скорость движения таких пузырьков можно рассчитать, исходя из закона сохранения энергии

$$\frac{\zeta w^2}{2 \rho_{\text{ж}} F dh} = -\sigma dF \quad (8)$$

Знак минус в уравнении (8) обусловлен тем, что рост поперечного сечения F сопровождается уменьшением высоты пузырька. Объем пузырька при его деформации не изменяется, т.е. $V_{\text{п}} = Fh = \text{const}$. Поэтому

$$dV_{\text{п}} = Fdh + hdF = 0$$

Заменяя в выражении (8) $Fdh = -hdF$, получаем

$$h = \frac{V_{\text{п}}}{F} = \frac{2\sigma}{\zeta w^2 \rho_{\text{ж}}}$$

Подставляя полученное значение $V_{\text{п}}/F$ в (9), имеем

$$w = \sqrt[4]{\frac{4g\sigma \rho_{\text{ж}} - \rho_{\Gamma}}{\zeta^2 \rho_{\text{ж}}^2}} \quad (9)$$

Зависимость коэффициента сопротивления пузырька, обтекаемого жидкостью, от Re можно найти в различных источниках. В частности, для $Re > 50$ хорошие результаты дает формула Мура [4]:

$$\zeta = \frac{48}{Re \left(1 - \frac{2.21}{Re} \right)} \quad (10)$$

При $Re > 100$ величина ζ изменяется сравнительно мало. Поскольку значение числа Рейнольдса возрастает с увеличением размера пузыря, то скорость всплывания больших пузырей должна мало зависеть от размера.

Получается, что при среднем размере диаметра пузыря 13,57 мм скорость пузыря равна почти 2 м/с, т.е. пузырь «проскакивает» ковш менее чем за 0,75 с.

В справочнике [4] указывается, что если объем пузыря превышает 2см^3 , то пузыри имеют форму практически правильного сферического сегмента и в жидкости любой вязкости всплывает со скоростью

$$w = 1 \pm 0.05 \frac{gD_{\text{п}}}{2} \quad (11)$$

Если принять средний диаметр пузыря $D = 0,01357$ м, то по этой формуле получим $w = 0,258 \div 0,271$ м/с, что существенно отличается от ранее полученных результатов.

Такой значительный «разброс» в данных лишь подтверждает невозможность существования установившегося режима всплывания пузыря.

Нестационарный характер движения газового пузыря обусловлен действующими на него внешними силами и изменением его геометрических размеров. При математическом описании движения пузыря через слой расплава в печи-ковше с продувкой «снизу» были приняты следующие допущения:

1. Инерционные силы, действующие на пузырь со стороны газового потока при продувке через отверстие в днище печи-ковша, пренебрежимо малы.

2. Геометрическая форма в процессе движения пузыря через слой расплава — сферическая и сохраняется до момента касания его поверхностью поверхности расплава.

3. Вследствие существенной вязкости расплава мгновенным гидродинамическим сопротивлением, которое имеет место в случае движения пузыря с большим ускорением, можно пренебречь.

4. На данном этапе исследования полагаем, что расплав неподвижен.

5. Инерционная составляющая силы сопротивления, обусловленная присоединенной массой пузыря, практически отсутствует.

Пузырь движется в объеме расплава и при своем движении испытывает сопротивление именно со стороны расплава. Поэтому уравнение движения одиночного пузыря при учете всех факторов и принятых допущений следует записать в виде:

$$\frac{m_{\Pi} dw}{d\tau} = V_{\Pi} g (\rho_{\text{ж}} - \rho_{\Gamma}) - f * F_{\text{пов}} * \frac{\rho_{\text{ж}} w^2}{2} - \frac{\zeta \pi D_{\Pi}^2}{\frac{4 \rho_{\text{ж}} w_{\Pi}^2}{2}} \quad (12)$$

Здесь: m_{Π} — масса пузыря, кг;

f — коэффициент вязкостного трения;

$F_{\text{пов}}$ — площадь поверхности пузыря, м².

После алгебраических преобразований и, принимая $\zeta = 0,47$ [4], а $d\tau = dh/w$, получим

$$\frac{\rho_{\Gamma}}{\rho_{\text{ж}} w_{\Pi} dw} = g \left(1 - \rho_{\Gamma} / \rho_{\text{ж}} \right) - \frac{3w^2}{D_{\Pi}} * f + \frac{0.47}{4} . \quad (13)$$

Обозначим:

$$\begin{aligned} A &= \rho_{\Gamma} / \rho_{\text{ж}} \\ B &= g(1 - \rho_{\Gamma} / \rho_{\text{ж}}) \\ C &= \frac{3}{D_{\Pi}} * f + \frac{0.47}{4} \end{aligned}$$

Тогда дифференциальное уравнение движения одиночного пузыря принимает вид

$$w * \frac{dw}{dh} = \frac{B}{A} - \frac{C}{A} w^2 \quad (14)$$

Пусть $B/A = k(h)$; $C/A = m(h)$, тогда получаем уравнение в форме дифференциального уравнения Бернулли

$$w * \frac{dw}{dh} + m h * w^2 = k h \quad (15)$$

Уравнение (14) решается подстановкой $w=u*z$. В результате получаем аналитическое решение уравнения движения пузыря в следующем виде:

$$w = \frac{\exp\left(-\int_0^h m h * dh\right) * \left(2 * \int_0^h k h * \exp\left(2 * \int_0^h m h * dh\right) * dh + C\right)}{\exp\left(-\int_0^h m h * dh\right)} \quad (16)$$

где C – постоянная интегрирования находится из условия $h = 0, w = 0$.

Для численной оценки скорости движения пузыря в объеме расплава по высоте печи-ковша найдем значения коэффициентов A, B, C .

$$A = \rho_{\Gamma} / \rho_{\text{ж}} \quad (17)$$

Для расплава меди [5] $\rho_{\text{ж}}$ в интервале 1373-1873 К:

$$\rho_{\text{ж}} = 8300 - 0,73 T - 1356, \text{ кг/м}^3$$

Воспользовавшись ранее полученными данными по температурному полю печи-ковша [3], получим

$$\rho_{\text{ж}} = 9090,59 - 1024,19 e^{-0,181h}; \rho_{\Gamma} = \frac{m_{\Gamma}}{V_{\Pi}} = \rho_{\Gamma 0} * \frac{V_0}{V_{\Pi}} = \rho_{\Gamma 0} * \frac{V_0}{V_{\Pi}}$$

Если учесть, что ось проекции совпадает с направлением вектора скорости движения пузыря, то после подстановки $x = 1,5 - h$ в выражении $\frac{V_0}{V_{\Pi}}$ окончательно получим:

$$\rho_{\Gamma} = 1,27 / (1 - 1,7598 * x - 6,8876 * \ln(0,635668 + 0,2429 * (1,5 - x) + (2,695146 / (1 + 0,3821 * (1,5 - x)) - 1,713217))$$

$$B = 9,81(1 - A)$$

$$C = \frac{3}{D_{\Pi} h f + \frac{0,47}{4}}$$

Значение коэффициента f можно вычислить по формуле А.Д. Альтшуля [6]:

$$f = \frac{0,074}{Re^{0,2}}$$

Если принять $Re < 400$, что соответствует всем возможным режимам движения пузыря, то f составляет порядка $0,07 \div 0,02$.

Тогда численное значение $(f + \frac{0,47}{4})$ лежит в пределах от $0,1375 \div 0,1875$. Примем эту величину равной $0,16$.

$$D_{\Pi} = \sqrt[3]{\frac{6V_{\Pi}}{\pi}} = \sqrt[3]{1,911V_{\Pi}} = \sqrt[3]{1,911 * 423 * 10^{-9} * \frac{V_{\Pi}}{V_0}} = \sqrt[3]{808,353 * 10^{-9} * \frac{V_{\Pi}}{V_0}}$$

где $423 * 10^{-9}$ – начальный объем пузыря, m^3 ;

$$\frac{V_{\Pi}}{V_0} = 1 - 1,7598 * x - 6,8876 * \ln(0,635668 + 0,2429 * 1,5 - x) + \left(\frac{2,695146}{1 + 0,3821 * 1,5 - x} - 1,713217 \right)$$

получено в работе [3].

Тогда окончательно:

$$k h = \frac{B}{A} = \frac{g}{\rho_{\Gamma}} \frac{\rho_{\text{ж}} - \rho_{\Gamma}}{\rho_{\text{ж}}} = g \left(\frac{\rho_{\text{ж}}}{\rho_{\Gamma}} - 1 \right)$$

$$m h = \frac{C}{A} = 3 * \frac{0,16}{D_{\Pi} * \frac{\rho_{\Gamma}}{\rho_{\text{ж}}}} = 0,48 * \frac{\rho_{\text{ж}}}{D_{\Pi} * \rho_{\Gamma}}$$

Как видно из предварительного анализа решения дифференциального уравнения (15) движения одиночного пузыря, скорость его движения имеет ярко выраженный нелинейный характер по высоте расплава в печи-ковше, что свидетельствует о нестационарном характере поля скоростей. Интегралы, входящие в решение (15), формализовать через известные функции не представляется возможным, поэтому найдем приближенное решение методом псевдопостоянных коэффициентов. Результаты представлены на рисунке 1.

Как видно из полученного графического решения, здесь имеется одна характерная особенность: вид графика в области ввода газа зависит от шага вычислений. На рисунке координаты излома соответствуют точкам (1,45; 0,437359) и (1,45; 0,190217). Изменение скорости пузыря от 0 м/с до 0,438 м/с происходит практически мгновенно (в пределах 10^{-3} м). В основной области пространства ковша увеличение скорости подъема пузыря происходит практически по закону квадратичной параболы

$$w \ x = 0,5071975 - 0,067817712 * 1,5 - x + 0,013470125 * 1,5 - x^2, \frac{\text{М}}{\text{С}}$$

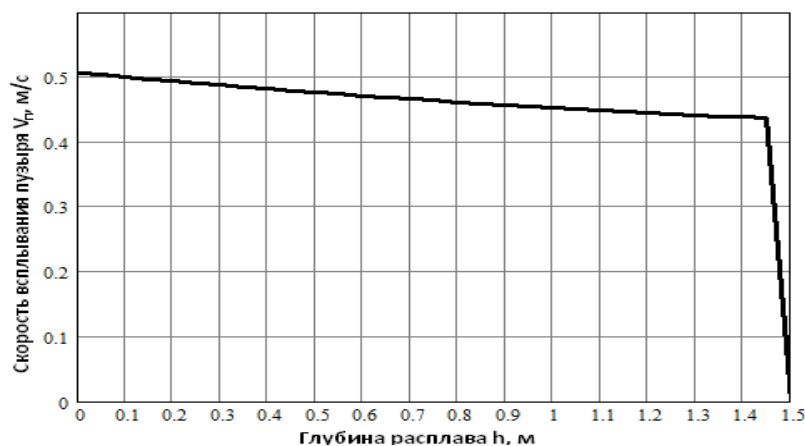


Рисунок 1 – Распределение величины скорости всплывания пузыря по глубине расплава

Полученные результаты математического моделирования движения газового пузыря в объеме расплава подтверждают нестационарный характер его скорости. Максимальная скорость движения газового пузыря при выходе на поверхность расплава равна по результатам расчетов $w(1,5) = 0,506826$ м/с.

ЛИТЕРАТУРА

1. Тепло- и массообмен в плотном слое / Б.И. Китаев, В.Н. [и др.]. – М.: Металлургия, 1972.
2. Телегин А. С. Тепломассоперенос : учебник для вузов / Телегин А. С., Швыдкий В. С., Ярошенко Ю. Г ; под ред. Ю. Г. Ярошенко. – М. : Академкнига, 2002. – 455 с.
3. Новокрещенов С. А., Швыдкий В. С., Жуков В. П., Черемисин Д. Д., Холод С. И. // Известия вузов. Цветная металлургия», № 4, 2011. С. 61-65
4. Коган В. Б. Теоретические основы типовых процессов химической технологии / В. Б. Коган. – Л. : Химия, 1977. – 592 с.
5. Чурсин В. М. Плавка медных сплавов. Физико-химические и технологические основы / Чурсин В. М. – М.: Металлургия, 1982 – 264 с.
6. Франк-Каменецкий Д. А. Диффузия и теплопередача в химической кинетике / Д. А. Франк-Каменецкий. – М. : Наука, 1987. – 492 с.
7. Теоретические основы теплотехники. Теплотехнический эксперимент : справочник. Кн. 2. Теплоэнергетика и теплотехника. – 2-е изд., перераб. / под ред. В. А. Григорьева, Б. М. Зорина. – М. : Энергоатомиздат, 1988. – 560 с.

Нурадинов А. С. (г. Киев, ФТИМС НАН Украины) Саипова Л. Х-А. (г. Грозный, ГГНТУ им. акад. М. Д. Миллионщикова, Чеченская Республика)

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ФОРМИРОВАНИЕ БЛЮМОВОЙ НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ ЗАГОТОВКИ

Стремление металлургов к увеличению скорости непрерывной разливки стали обуславливает интенсификацию вихреобразования в кристаллизаторе МНЛЗ и приводит к подмыву едва затвердевшей корочки заготовки, что вызывает плены и ужимины на ее поверхности, а также может вызвать прорывы жидкого металла [1; 2]. Поэтому управление распределением гидродинамических потоков в кристаллизаторе путем внешних воздействий является одним из главных средств повышения допускаемой скорости непрерывной разливки стали.

В данной работе изучено влияние вибрации на гидродинамические процессы, происходящие в затвердевающем металле при формировании блюмовой заготовки методом физического моделирования на прозрачном органическом сплаве камфена с трицикленом. Для изучения распределения скоростей в жидкой лунке использовали известную методику [3], осуществляющую регистрацию движения расплава по принципу трубки Пито. Чтобы получить наиболее полную картину распределения скоростей расплава по сечению жидкой лунки в экспериментах производили измерения в вертикальной и горизонтальной плоскостях.

Скорость движения расплава в жидкой лунке прямо пропорциональна создаваемому им на торце измерительной трубки избыточному давлению. Тогда упрощенная зависимость напора от скорости движения расплава для нашего случая имеет следующий вид [4]:

$$h = V^2/2g, \quad (1)$$

где h – высота подъема расплава в измерительной трубке, м;

V – скорость движения расплава, м/с; g – ускорение свободного падения, м/с².

Кроме того, высота подъема расплава в измерительной трубке зависит от гидростатического давления и плотности расплава:

$$h = P/\rho g, \quad (2)$$

где P – гидростатическое давление расплава, Па; ρ – плотность расплава, кг/м³.

Исходя из равенства зависимостей (1) и (2) и на основании уравнения Бернулли с учетом поправочного коэффициента ξ (для несжимаемой жидкости $\xi = 1$) [5], скорость движения расплава можно определить по зависимости:

$$V^2 = \pm 2P/\rho, \quad (3)$$

где \pm указывают на направление движения расплава.

Таким образом, по показаниям водяного манометра можно рассчитать скорость движения расплава в любой точке жидкой лунки в кристаллизаторе модели. Направление движения расплава определяли направлением подъема (+) или втягивания (–) столба жидкости в водяном манометре.

Результаты пересчета скоростей движения расплава в разных точках кристаллизатора в зависимости от условий эксперимента приведены в табл. 1.

Таблица 1 – Распределение скоростей движения расплава по оси узких граней кристаллизатора в вертикальной плоскости

Скорость движения расплава, м/с			
Расстояние от поверхности расплава, мм	Расстояние от стенки кристаллизатора, мм		
	12	26	52
50	+0,0015 / ±0,10	0 / ±0,08	–0,008 / ±0,07
130	+0,03 / ±0,35	0 / ±0,20	–0,02 / ±0,15
210	+0,06 / ±0,70	0 / ±0,50	–0,04 / ±0,3

Числитель – без вибрации, знаменатель – при вибрации

В контрольном эксперименте мы наблюдаем простую гидродинамическую картину в виде циркуляционного движения расплава, вызванного естественной конвекцией. Значения скорости движения расплава вдоль фронта кристаллизации по высоте кристаллизатора меняются от 0 до 0,06 м/с. При этом между нисходящей и восходящей частями потока существует «мертвая» зона (зона практически с нулевой скоростью движения расплава).

При вибрационной обработке наблюдается турбулентное движение практически всего объема расплава с формированием локальных вихрей различной протяженности. По мере остывания расплава наблюдается укрупнение вихрей по всему сечению заготовки. При этом численные значения скоростей движения расплава в вихрях в 7–12 раз выше, чем в контрольных экспериментах (табл. 1).

Таким образом, полученные результаты показывают перспективность применения вибрации для интенсификации гидродинамических процессов, происходящих в жидкой лунке непрерывнолитых заготовок. Интенсификация гидродинамических процессов, безусловно, приводит к усилению теплообменных процессов в кристаллизаторе и зоне вторичного охлаждения при формировании заготовок, что способствует повышению производительности МНЛЗ. Благодаря простоте конструкции, эксплуатации и обслуживания, а также низкой стоимости вибрация открывает большие возможности для ее широкого применения на промышленных предприятиях.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ефимов В. А. Технологии современной металлургии / Ефимов В. А., Эльдарханов А. С. – М. : Новые технологии, 2004. – 784 с.
2. Скворцов А. А. Влияние внешних воздействий на процесс формирования слитков и заготовок / Скворцов А. А., Акименко А. Д., Ульянов В. А. – М. : Металлургия, 1991. – 217 с.

3. Разработка электромагнитного перемешивателя пульсирующего магнитного поля для плавки алюминиевых сплавов в отражательных печах большой вместимости / Дубоделов В.И., Фиксен В. Н., Слажнев Н. А. и др. // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії. – 2010. – №3. – С. 6–69.

4. Идельчик И. Е. Справочник по гидравлическим сопротивлениям / Идельчик И. Е. – М. : Машиностроение, 1975. – 560 с.

5. Кузьмичев В. Е. Законы и формулы физики / Кузьмичев В. Е. – Киев : Наукова думка, 1989. – 863 с.

Панков Р. В. (г. Днепропетровск, НМетАУ)

ВЛИЯНИЕ ВАКУУМНО-ДУГОВОГО ОСАЖДЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОДЛОЖКИ

Нанесение функциональных покрытий на поверхность изделий, эксплуатирующихся в жёстких условиях, является одними из наиболее эффективных современных способов увеличения ресурса и надежности их работы. В последнее время большой научный и практический интерес представляет разработка технологических процессов, основанных на формировании пленочных структур из плазмы [1].

В работе [2] описан способ вакуумно-дугового осаждения, который может быть использован для получения защитных покрытий на внутренней поверхности оружейных стволов.

Нанесения хромовых покрытий выполняли на образцы из стали 38ХНЗМФА (после закалки 870°C и отпуска 400°C) методом вакуумно-дугового осаждения. Покрытия осаждали при температурах 290–450°C. Такой выбор температур осаждения объясняется достижения наилучшей прочности сцепления между покрытием и основным металлом [3].

Полученные конденсаты были однослойными и имели толщину около 50 мкм.

Образцы с покрытиями испытывали на растяжение и динамический изгиб. Результаты испытаний приведены в таблице 1. Как видно из приведенных данных, вакуумно-дуговое осаждение приводит к незначительному снижению прочностных свойств при существенном повышении ударной вязкости.

Таблица 1 – Результаты механических испытаний образцов из стали 38ХНЗМФА с покрытиями

Механические свойства	до осаждения	Температура подложки при осаждении, °С		
		290	370	450
$\sigma_{\text{шт}}$, МПа	1277	1275	1256	1269
$\sigma_{0,2}$, МПа	1312	1290	1282	1286
$\sigma_{\text{в}}$, МПа	1400	1360	1345	1352
КСУ, МДж/м ²	0,39	0,76	0,66	0,73

ЛИТЕРАТУРА

1. Donald M. Mattox Handbook of Physical Vapor Deposition (PVD) Processing / Donald M. Mattox. – Second edition. – 2010. – 746 p. – ISBN: 978-0-8155-2037-5
2. Вакуумно-дуговые устройства и покрытия / А. А. Андреев, Л. П. Саблев, В. М. Шулаев и др. – Харьков : ННЦ ХФТИ, 2005. – 236 с.
3. Мовчан Б. А., Жаростойкие покрытия, осаждаемые в вакууме / Б. А. Мовчан, И. С. Малащенко. – Киев : Наукова думка, 1983. – 232 с.

Парфенова М. Д. (г. Улан-Удэ, ВСГАКИ), Луцык В. И. (г. Улан-Удэ, ИФМ СО РАН, БГУ), Сумкина О. Г. (г. Улан-Удэ, ИФМ СО РАН)

Т-х-у ДИАГРАММЫ С ПРОМЕЖУТОЧНЫМИ ФАЗАМИ И АТИПИЧНОЙ ТОПОЛОГИЕЙ

Компьютерные модели 3D диаграмм состояния позволяют проследить историю формирования языка фазовых диаграмм и существенно дополнить ее рассмотрением матбалансов. Проиллюстрируем эту идею на представлениях о триангуляции и на целесообразности рассмотрения таких диаграмм, которые до определенного времени не подтверждаются экспериментом.

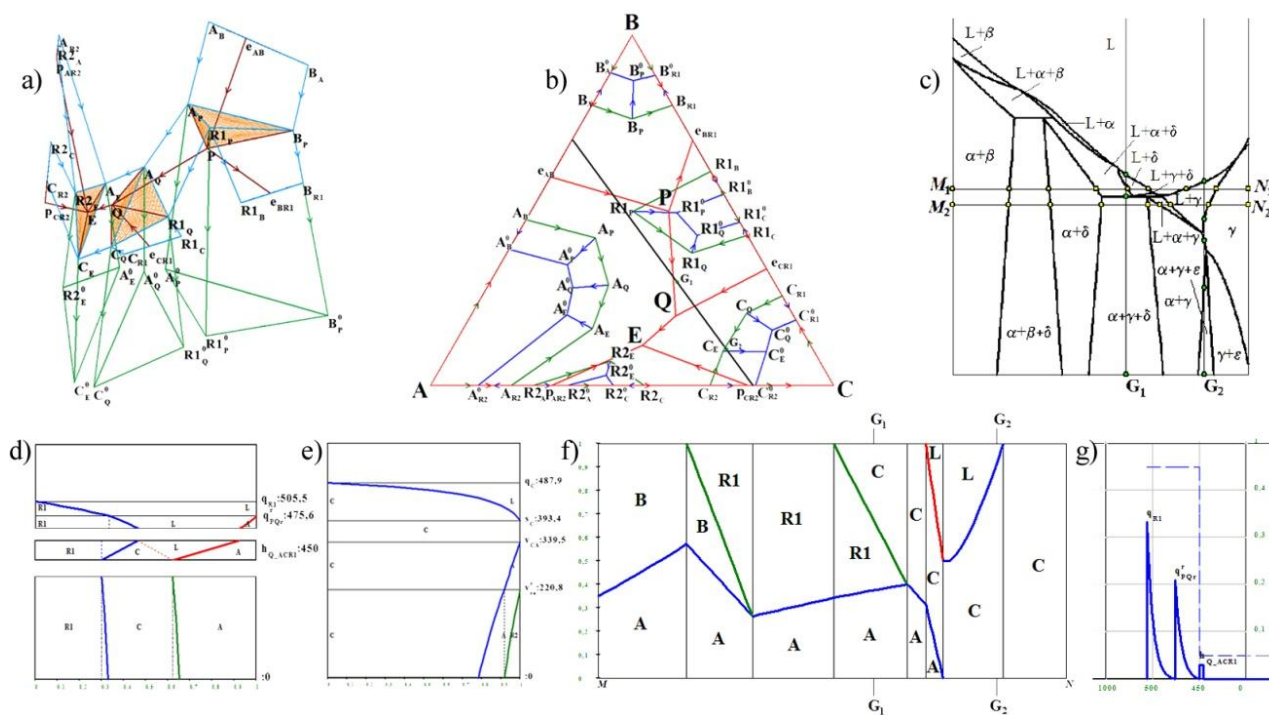


Рисунок 1 – Трехфазные области (а) и проекции нелинейчатых поверхностей (б) диаграммы $e_{AB} > p_{AR2} > p_{CR2} > P > e_{BR1} > e_{CR1} > Q > E$ с матбалансами изоплеты $M(0.3;0.7;0)N(0.2;0;0.8)$ (с) при $T = 430^\circ$ (f); вертикальные матбалансы для составов $G_1(0.242;0.289)$ (d) и $G_2(0.215;0.105)$ (e); имитация спектров ДТА и электропроводности для G_1 (g)

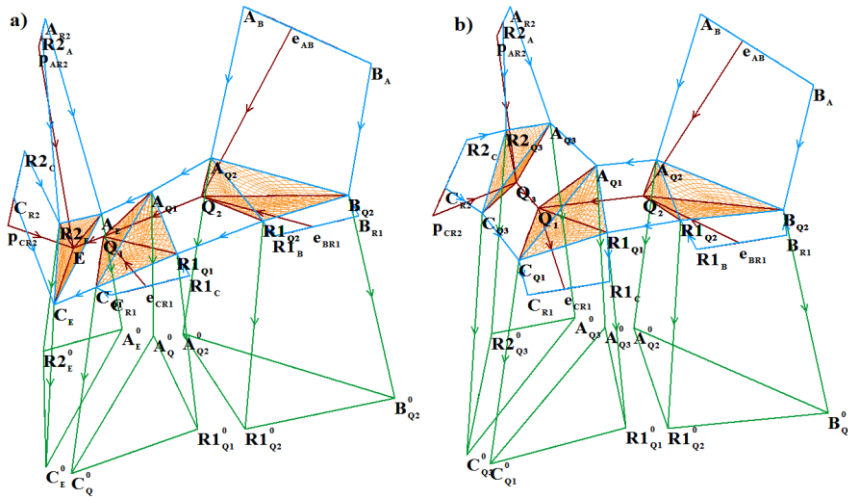
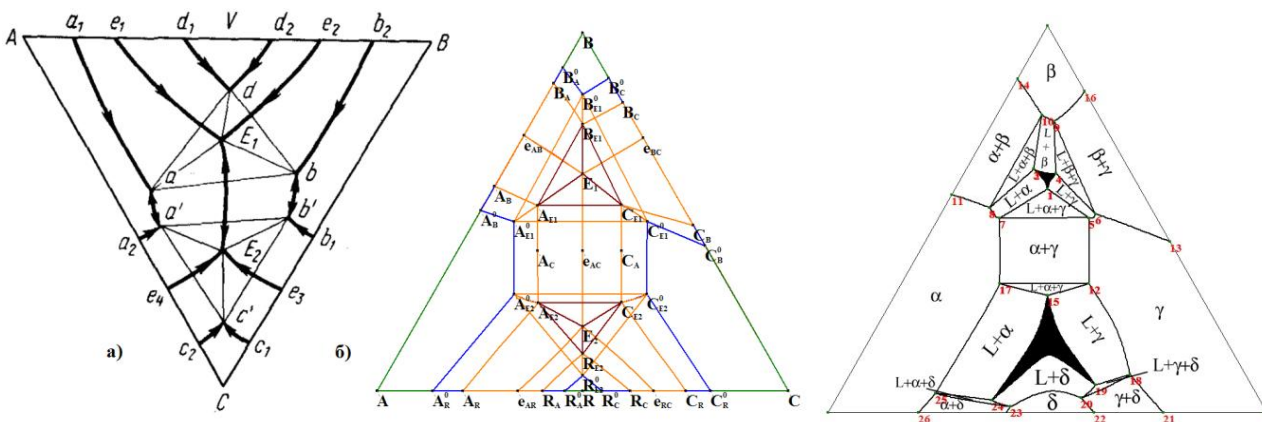


Рисунок 2 – Трехфазные области диаграмм с изменениями
 $\dots e_{BR1} > Q_2 > e_{CR1} > Q_1 > E$ (a) и $\dots Q_3 > e_{BR1} > Q_2 > Q_1 > e_{CR1}$ (b) исходного ряда
 $e_{AB} > p_{AR2} > p_{CR2} > P > e_{BR1} > e_{CR1} > Q > E$ (рис. 1)

Классическая схема В. Гюртлера [1] была дополнена А. М. Захаровым в новом издании его учебника выражением «Таким образом, триангуляция тройных систем с граничными растворами на основе компонентов и соединений по сути сводится к разбиению их изотермических разрезов на фазовые области с различным числом твердых фаз» [2]. Т.е., в тройных системах с граничными растворами на основе компонентов и различных соединений, а именно к таким системам относится большинство реальных тройных систем с промежуточными фазами, квази- и частично квазибинарные разрезы должны отсутствовать. По существу, наши представления о квази- и частично квазибинарных разрезах связаны с идеализацией тройных систем с промежуточными фазами, допускающей отсутствие взаимной растворимости компонентов в твердом состоянии и существование промежуточных фаз постоянного состава. Р. Коннел [3] рассматривает три схемы фазовых реакций Е. Шейла для трех Т–х–у диаграмм с идентичным ограничением при двух промежуточных фазах в различных бинарных системах, не соответствующие схеме В. Гюртлера (рис. 1; 2).



а – [4]; б – модель
 Рисунок 3 – Проекция и разрез Т–х–у диаграммы:

Необычность диаграммы на рис. 3 заключается в том, что она допускает наличие двухфазной области $\alpha+\beta$ из твердых растворов на основе исходных компонентов A и B , образующих бинарное соединение [4–5]. Информация о диаграмме ограничена изображением проекций ликвидуса, солидуса и вертикального сольвуса (рис. 3,а). Для построения 3D модели и ее разреза (рис. 3,б) взята последовательность температур $C>A>B>R>e_{BC}>e_{RC}>e_{AB}>e_{AC}>e_{AR}>E_1>E_2$. Максимумы e_{AC} , A_C , C_A на направляющих кривых $A_{E_1}A_C A_{E_2}$, $E_1 e_{AC} E_2$, $C_{E_1} C_A C_{E_2}$ линейчатых поверхностей q'_{AC} , q'_{CA} , s'_{AC} на границах трехфазной области $L+A+C$ принадлежат прямой линии $A_C e_{AC} C_A$, но ни одна из семейства коноид в области $\alpha+\gamma$ может не принадлежать вертикальной плоскости $A_C C_A$.

ЛИТЕРАТУРА

1. Захаров А. М. Диаграммы состояния двойных и тройных систем / Захаров А. М. – Изд. второе. – М. : Металлургия. – 1978. – С. 214–216.
2. Захаров А. М. Диаграммы состояния двойных и тройных систем / Захаров А. М. – Изд. третье. – М. : Металлургия. – 1990. – С. 202–204.
3. Connel R. G. Jr. A Tutorial on flow diagrams: a tool for developing the structure of multicomponent phase diagrams / Connel R. G. Jr // J. Phase Equilibria. – 1994. – 15. – P. 6–19.
4. Петров Д. А. Двойные и тройные системы / Петров Д. А. – М. : Металлургия. – 1986. – С. 225.
5. Prince A. Alloy phase equilibria / Prince A. – Elsevier. – 1966. – P. 204.

Петрик І. Я., Цідило І. В. (м. Івано-Франківськ. Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу)

ВПЛИВ ТВЕРДОФАЗНИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ НА ПЛАСТИЧНІСТЬ СТАЛЕЙ

Для опису механічних властивостей твердих тіл використовують різноманітні моделі: двохатомна та трьохатомна моделі твердих тіл, модель електронних зарядів, кінетична теорія міцності, модель пластичних твердих тіл, крихкого руйнування та ін. [1]. Кожна з цих моделей задовільно описує експериментальні результати міцнісних властивостей металів. Незважаючи на існування значної кількості моделей, відповіді на ряд запитань є суперечливі.

Розглянемо границю міцності ($\sigma_{0,2}$) деяких чистих металів та бінарних сплавів. Наприклад, границя міцності для алюмінію рівна $(4...6) \cdot 10^6$ Па [2]. Висока пластичність алюмінію пов'язана з низькою температурою плавлення (660°C). Для армко-заліза границя пружності рівна $27 \cdot 10^6$ Па [2] (температура плавлення Fe 1550°C). Незначна різниця у величині границі пружності при такій суттєвій різниці в температурах плавлення вказує на те, що в залізі включається якийсь механізм, який підвищує пластичність металу. Ймовірно, таким механізмом виступає поліморфне перетворення. Різниця між температурами плавлення алюмінію і поліморфного перетворення заліза (910°C) є незначною, а отже їх пластичність суттєво не відрізняється.

Розглянемо залізобуглецеві сплави. Припустимо, що концентрація домішкових елементів незначна і вони наявні в однаковій кількості для кожної ста-

лі, яку ми розглядаємо. Тому міцність металів визначається тільки концентрацією вуглецю. Границя міцності при температурі 20 °С для конструкційних сталей в залежності від концентрації вуглецю змінюється в межах $(200 \dots 500) \cdot 10^6$ Па [3]. Границя міцності для сталі У8 є найбільшою і рівна $1230 \cdot 10^6$ Па [3]. Подальше збільшення вуглецю призводить до зменшення границі міцності. Для сталі У12 границя міцності при аналогічних умовах випробовування (20 °С) рівна $325 \cdot 10^6$ Па [3]. Даний результат можна пояснити впливом твердофазових перетворень.

Оскільки реальні метали є анізотропними, то в результаті дії зовнішніх впливів (технологічних та експлуатаційних процесів) надана їм енергія (і як результат – зміна температури) передається не всьому матеріалу одночасно, а певному його об'єму, утворюючи таким чином флуктуації енергії (температури). За рахунок таких флуктуацій в мікрооб'ємах кристалічної ґратки заліза відбувається твердофазне перетворення. В момент перебудови ґратки метал є надпластичним, оскільки його атоми можуть вільно переміщуватися. Крім того, твердофазні перетворення є генераторами дефектів [4], що в свою чергу, згідно класичної теорії, збільшує пластичність.

На діаграмі стану (рис. 1) [5] видно, що для сталі з концентрацією вуглецю 0,8 % твердофазні перетворення відбуваються при сталій температурі. У той час для сталей з іншою концентрацією вуглецю перетворення ґратки відбуваються в інтервалі температур, що збільшує ймовірність твердофазних перетворень під впливом флуктуацій. Отже для сталі У8 ймовірність твердофазних перетворень є мінімальною, що і забезпечує даній сталі найвищу міцність.

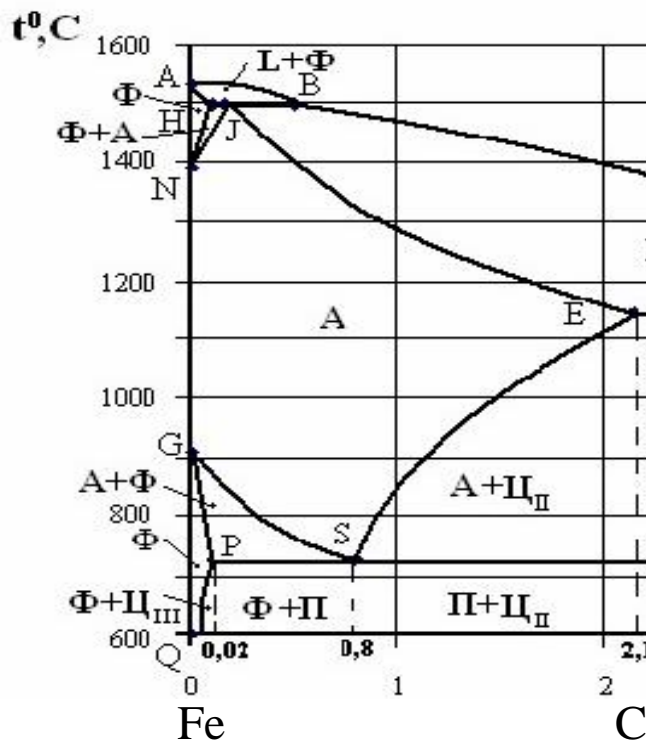


Рисунок 1 – Фрагмент діаграми стану Fe – C

Дослідимо пластичність сталі в залежності від концентрації хрому. Границя міцності сталі 40X при температурі 20 °С рівна $780 \cdot 10^6$ Па, при температурі 700 °С – $140 \cdot 10^6$ Па, при температурі 1000 °С – $24 \cdot 10^6$ Па [3]. Збільшення концентрації хрому до 13 % призводить до зменшення пластичності. Границя міцності сталі 40X13 при температурі 20 °С рівна $1420 \cdot 10^6$ Па, при температурі 700 °С – $225 \cdot 10^6$ Па, при температурі 1000 °С – $51 \cdot 10^6$ Па. Згідно діаграми стану Fe – Cr, при концентрації хрому до 12 % у сплаві можуть відбуватися твердофазні $\alpha \leftrightarrow \gamma$ перетворення заліза [5]. При збільшенні концентрації Cr сплав утворює неперервний ряд твердих розчинів в широкому концентраційному інтервалі аж до температури плавлення. Відсутність твердофазних перетворень в сталі 40X13 пояснює її низьку пластичність, яка зберігається і при високих температурах.

Отже, пластичність та міцність металів пов'язані із твердофазовими перетвореннями. Використовуючи діаграми стану, можна якісно оцінювати механічні властивості металів.

ЛІТЕРАТУРА

1. Козак Л. Ю. Пластичність металів і нестійкість кристалічної ґратки / Козак Л. Ю. – Івано-Франківськ : Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу, 2004. – 146 с.
2. Чалмерс Б. Физическое металловедение / Чалмерс Б. ; пер. с англ. под ред. Натансона А. К. – М. : Металлургия, 1963. – 456 с.
3. Марочник сталей и сплавов / Сорокин В. Г., Волосникова А. В., Вяткин С. А. и др. – М. : Машиностроение, 1980. – 640 с.
4. Мельник П. И. Диффузионное насыщение железа и твердофазные превращения в сплавах / Мельник П. И. – М. : Металлургия, 1993. – 129 с.
5. Диаграммы состояния двойных металлических систем : справочник. В 3 т. / под ред. Н. П. Лякишева. – М. : Машиностроение, 1996.

Постникова Н. В., Тархова О. Л. (г. Пермь; ГБОУ СПО Пермский авиационный техникум им. А. Д. Швецова)

ИЗГОТОВЛЕНИЕ ОТЛИВОК МЕТОДОМ КАМЕННО-ШЛАКОВОГО ЛИТЬЯ

Для повышения эксплуатационной стойкости и долговечности агрегатов, механизмов и их узлов, работающих в условиях абразивного износа и химической коррозии, большое значение имеет создание и внедрение материалов и изделий, превосходящих по свойствам другие известные материалы и, в первую очередь, черные и цветные металлы. Необходимость в таких материалах вызывается также тем обстоятельством, что в современной промышленности оборудование работает в сложных условиях, при высоких температурах и давлениях и повышенном воздействии агрессивных сред. Среди синтетических материа-

лов наиболее эффективным заменителем металлов является шлако-каменное литье (петрургия).

Основой развития петрургии явилось стремление получать изделия из обладающих высокими механическими, химическими, термическими свойствами горных пород и отходов "немеханическим" способом, т.к. механический способ очень сложен и дорог. На базе физико-химических свойств многокомпонентных силикатных расплавов разработана технология литья из расплавов более вязких, чем расплавы из металла, а также осуществлена кристаллизация в условиях, значительно отличающихся от равновесных. Каменное литье состоит из кристаллических образований (размером 5–800 мкм) и аморфной фазы – стекла. По виду основной составляющей минеральной фазы, в значительной мере определяющей свойства материала, различают пироксеновые, оливинные, волластонитовые, муллитовые и др. стеклокристаллические материалы. Петрургическое производство вырабатывает трубы, плиты, лотки для защиты рабочих поверхностей бункеров, желобов, узлов горно-обогажительного, металлургического и энергетического оборудования; кислотоупорные плитки и фасонные детали для химической промышленности; футеровку шаровых мельниц, облицовочные материалы и др. изделия, работающие в условиях воздействия кислот, щелочей или абразивных сыпучих материалов и пульп. Изделия из каменного литья так же находят широкое применение для футеровки бункеров, течек, корпуса флотационных машин и т. д. Плитки из каменного литья с успехом заменяют металл, их используют для полов в цехах с агрессивными средами, при устройстве полов, в дорожном строительстве. Изделия из каменного литья применяются на химических заводах в качестве футеровки травильных ванн и отстойников.

Сырьем для производства каменного литья служат горные породы, металлургические шлаки и другие промышленные отходы или синтетические шихты из окислов и других веществ. В качестве подшихтовочного материала для улучшения литейных и кристаллизационных свойств петрургических расплавов применяют хромистый железняк, плавиковый шпат, перовскитовый концентрат, известняки, мраморы, доломиты и кварцевые пески.

ЛИТЕРАТУРА

1. Шлакокаменлитые изделия и конструкции / В. Г. Байрон, В. В. Вагин, В. А. Жабрев и др. // *Огнеупоры и техническая керамика*. – 1999. – №11. – С. 44–46.
2. Вагин В. В. Каменное литье / В.В. Вагин, Б. И. Пирогов. – М. :Машигиз, 1962 – С. 9.
3. Липовский И. Е. Камнелитейное производство / И. Е. Липовский, В. А. Дорофеев. –М. : Металлургия, 1965 – С. 200.
4. Косинская А. В. Камнелитые материалы для получения коррозионно и радиационно-стойких изделий / А. В. Косинская, С. С. Затуловский // *Литейное производство*. – 2001. – №10 – С. 21, 22.

Потажевська О. А., Бондар А. А., Дума Л. А., Довбенко О. І., (м. Київ, ІПМ НАН України); Соколов В. Б. (м. Київ, Технічний центр НАН України)

ФАЗОВІ РІВНОВАГИ В СИСТЕМІ Nb-Mo-V В ОБЛАСТІ ПЛАВЛЕННЯ СПЛАВІВ ІЗ ВМІСТОМ БОРУ ДО 50 АТ. %

Система Nb–Mo–V цікава з точки зору розробки нових жароміцних і жаростійких матеріалів. Літературні дані про експериментальні дослідження сплавів цієї системи обмежені даними [1] для 1400°C (рис. 1). На ізотермічному перерізі при цій температурі представлено фазові рівноваги, утворені фазами на основі компонентів та бінарних боридів, а потрібні сполуки не були знайдені.

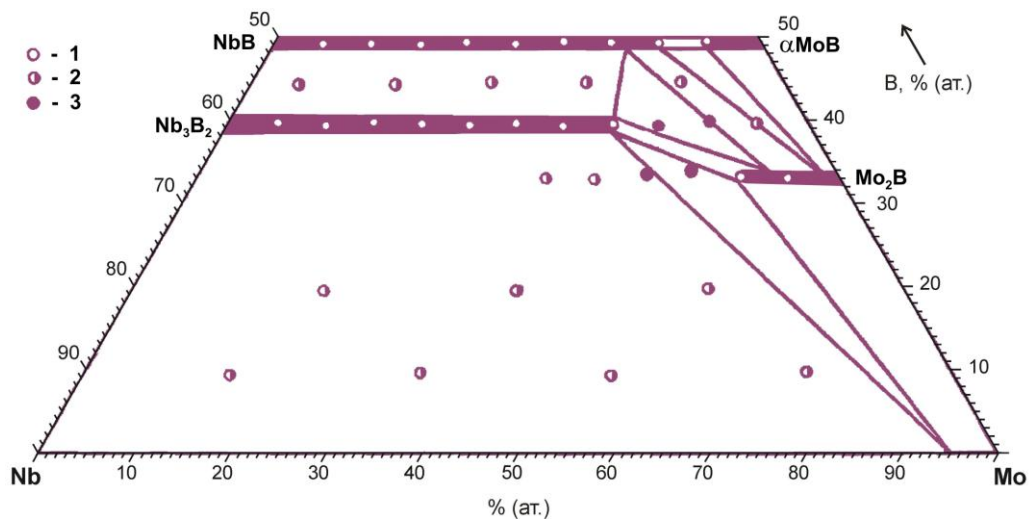
У цій роботі були експериментально досліджені структура литих та відпалених при субсолідусних температурах метал-боридних сплавів системи Nb–Mo–V і побудована проекція поверхні солідуса в області з вмістом бору до 50 ат. %.

Сплави для дослідження отримані методом дугової плавки із чистих компонентів у середовищі аргону. Хімічний аналіз (відновна екстракція в нікелевій ванні з подальшою хроматографічною ідентифікацією) сплавів показав, що вони містять 0,05–0,09 мас. % кисню, а вміст азоту і водню не перевищує поріг чутливості, ~0,003 мас. %. Вміст вуглецю становив 0,03–0,04 мас. %.

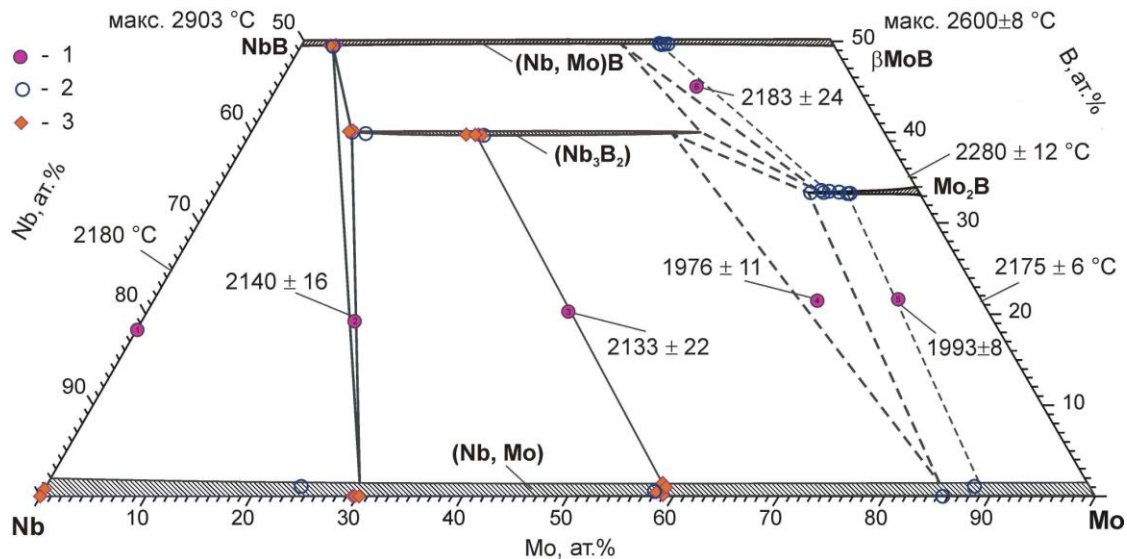
Литі сплави та зразки, відпалені при субсолідусних температурах (на 30–50 °C нижче температур початку плавлення), дослідили методами рентгенівського фазового аналізу (РФА) і скануючої (растрової) електронної мікроскопії (СЕМ) з локальним рентгеноспектральним аналізом (ЛРСА). Температури початку плавлення вимірювали пірометрично методом Пірані–Альтертума, використовуючи пірометр ЭОП-68 (інструментальна похибка в області 2000–3000 °C становить ± 12 °C). Субсолідусні відпали проводили протягом 1 год в середовищі аргону відразу після пірометричних вимірів, які тривали від 30 хв до 1 год, при температурах, що на 30–50 °C нижче температур початку плавлення.

За отриманими результатами вперше побудована проекція поверхні солідуса в області Nb–NbV–MoV–Mo (рис. 2). На поверхні солідуса борид (Nb_3B_2) стає стабільним при розчиненні в ньому понад 9,5 ат. % Мо і склади між $(Nb_{0,84}Mo_{0,16})_3B_2$ та $(Nb_{\sim 0,3}Mo_{\sim 0,7})_3B_2$ кристалізуються із розплаву. Нахил конод (Nb,Mo) – (Nb,Mo)V і (Nb,Mo) – (Nb_3B_2) відповідає збагаченню боридної фази ніобієм, що вказує на зниження термодинамічної стабільності боридів (Nb,Mo)V і (Nb_3B_2) при розчиненні в них молібдену.

З металічною фазою борид (Nb_3B_2) утворює високодисперсну евтектику (Nb,Mo) + (Nb_3B_2). Ще одна високодисперсна евтектика (Nb,Mo) + (Nb_3B_2) + (Mo_2V) кристалізується при 1976 ± 11 ° і її склад оцінений як $Nb_{\sim 16,5}Mo_{\sim 62,5}V_{\sim 21}$.



1, 2 і 3 – одно-, дво- і трифазні зразки, відповідно
 Рисунок 1 – Ізотермічний переріз при 1400 °С діаграми стану системи Nb–Mo–В
 в області Nb–NbВ–МоВ–Мо [1]



1 – склад сплавів, 2 і 3 – склад фаз за даними ЛРСА в литих і відпалених
 сплавах, відповідно.

Рисунок 2 – Проекція поверхні солідуса системи Nb–Mo–В в області
 Nb–NbВ–МоВ–Мо. Температури наведені в °С

ЛИТЕРАТУРА

1. Кузьма Ю. Б. Рентгеноструктурное исследование систем ниобий-титан-бор и ниобий-молибден-бор / Кузьма Ю. Б. // Порошковая металлургия. – 1971. – № 4. – С. 54–57.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ ЛЕНТ ДЛЯ ЭЛЕКТРОКОНТАКТНОЙ НАПЛАВКИ

Развитие современного машиностроения характеризуется повышением эксплуатационных параметров работы машин, в результате чего использовавшиеся ранее технологические процессы часто не соответствуют возросшим требованиям надежности и долговечности. Упрочнение деталей путем нанесения покрытий позволяет снизить расход легированных сталей при одновременном повышении ресурса работы машины. Одним из эффективных способов нанесения износостойких покрытий является электроконтактная наплавка порошковых материалов.

При электроконтактной наплавке упрочняющий материал подвергается термомеханическому воздействию в результате одновременного его нагревания до 1400–600 °С и прессования электродами сварочной машины. Благодаря термическому воздействию может происходить частичное или полное расплавление отдельных составляющих упрочняющего материала (в случае спеченной ленты), если их температура плавления ниже температуры самого процесса.

Спеченная лента для электроконтактной наплавки должна обладать максимальными износостойкими свойствами и в то же время иметь высокие показатели технологической прочности и гибкости для обеспечения качественного протекания процесса. Получение этих свойств может быть достигнуто качественным подбором компонентов шихты спеченных лент и количественным их содержанием и соотношением. В связи с вышеуказанным, были проведены экспериментальные исследования по определению оптимального содержания феррохрома и железного порошка в составе спеченных лент. В качестве основного карбидосодержащего компонента был выбран феррохром ФХ–800, представляющий собой твердый сплав и состоящий из карбидов хрома, и матрицы – легированного феррита, в котором расположены зерна карбида. В качестве металлической связки, создающей матрицу в спеченных лентах, взят железный порошок.

Анализ результатов исследований показывает, что при увеличении содержания в лентах феррохрома снижаются показатели временного сопротивления разрыву, разрушающего изгибающего усилия и угла загиба спеченных лент и повышается относительная износостойкость плакированных слоев; оптимальное содержание в лентах феррохрома, обеспечивающее удовлетворительную износостойкость упрочняющих слоев в соединении с удовлетворительной технологической прочностью и гибкостью спеченных лент, составляет 15–25 %.

Оптимальное содержание железного порошка в шихте составляет 80 %. Применение такого состава шихты порошковой ленты позволяет снизить показатели временного изгибающего усилия и повысить относительную износостойкость ленты.

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

ПРИМЕНЕНИЕ САД-СИСТЕМ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Современное машиностроение сложно представить без применения систем автоматизированного проектирования (САПР) на разных этапах производства. Безусловным преимуществом САПР является повышение производительности труда при проектных разработках.

Отделы, занимающиеся разработкой литейных технологий на современных предприятиях, не могут обойтись без программ, моделирующих литейные процессы: Magmasoft, LVMFlow, Procast и др. Применение подобных САЕ-систем (англ. Computer-aided engineering – автоматизированное конструирование) не возможно без создания объекта моделирования – отливки. При оформлении проектно-конструкторской документации в процессе разработки литейной технологии часто применяются такие САД-системы (англ. Computer-aided design – системы автоматизированного проектирования), как КОМПАС-3D, SolidWorks и т. д. Они позволяют исключить рутинный труд, поскольку в них возможно применение шаблонов и библиотек стандартизированных элементов.

Как показывает практика [1], разработка технологии получения отливки с применением САД-систем является трудоемким процессом, включающим в себя следующие этапы: создание 3D-модели отливки, моделирование литейного процесса, его корректировка и подготовка конструкторско-технологической документации. Однако, стоит отметить, что наблюдается дефицит прикладных библиотек по литейному производству, входящих в состав САД-систем. В связи с этим возникает необходимость создания специальных библиотек, содержащих достаточное количество шаблонов для уменьшения трудозатрат на их отрисовку и увеличения времени для творческой работы технолога. Эти библиотеки могут содержать шаблоны стандартных форм моделей элементов: опоки, каналы литниково-питающей системы, прибыли, опоки, стяжки, выпора и т.д. Создание несложных уравнений для расчета размеров этих элементов позволит выполнить их параметризацию, что приведет к минимальным затратам времени для их простановки на чертеже детали. Создавая такие проекты, технолог в последующем упрощает работу при моделировании процессов получения отливки в САЕ-системе, в которую все проставленные элементы переносятся в трехмерном изображении.

Данный подход может быть с успехом применен на различных этапах проектных работ в литейном производстве, таких как разработка модельно-опочной оснастки, конструирование литниково-питающих систем и др., а также в учебном процессе при подготовке инженеров-литейщиков.

ЛИТЕРАТУРА

1. Плотниченко. Об изготовлении уникальных отливок для паровых турбин / В. И. Дараган, А. И. Жолудь, Г. В. Оникко, И. В. Сапетко, А. В. // *Литейное производство*. – 2012. – № 1. – С. 37–40.

Радченко К. С., Платонов Е. А., Ямшинский М. М., Федоров Г. Е.
(г. Киев, НТУУ «КПИ»)

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ИЗНОСОСТОЙКОГО ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА, ОБРАБОТАННОГО ТИТАНОМ И РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ МЕТАЛЛАМИ

Для работы в условиях интенсивного абразивного изнашивания применяют белые износостойкие высокохромистые чугуны (ВХЧ). Высокая стойкость этих чугунов обеспечивается структурой, состоящей из карбидов хрома типа $(Cr, Fe)_7C_3$, расположенных в аустенитной, мартенситной или мартенситно-аустенитной матрице.

Улучшить структуру износостойких хромистых чугунов можно дополнительным микролегированием и модифицированием. Повысить износостойкость относительно мягких участков аустенита, и таким образом всего сплава, можно упрочнением его мелкодисперсными карбидами или карбонитридами таких элементов как титан, ванадий, ниобий. Из многих элементов, образующих высокотвердые карбиды, наиболее перспективным является титан.

Данные по влиянию РЗМ на свойства ВХЧ ограничены и часто противоречивы. Нет однозначных рекомендаций по количеству вводимых добавок РЗМ и технологии ввода их в сплав для конкретных марок износостойких хромистых чугунов.

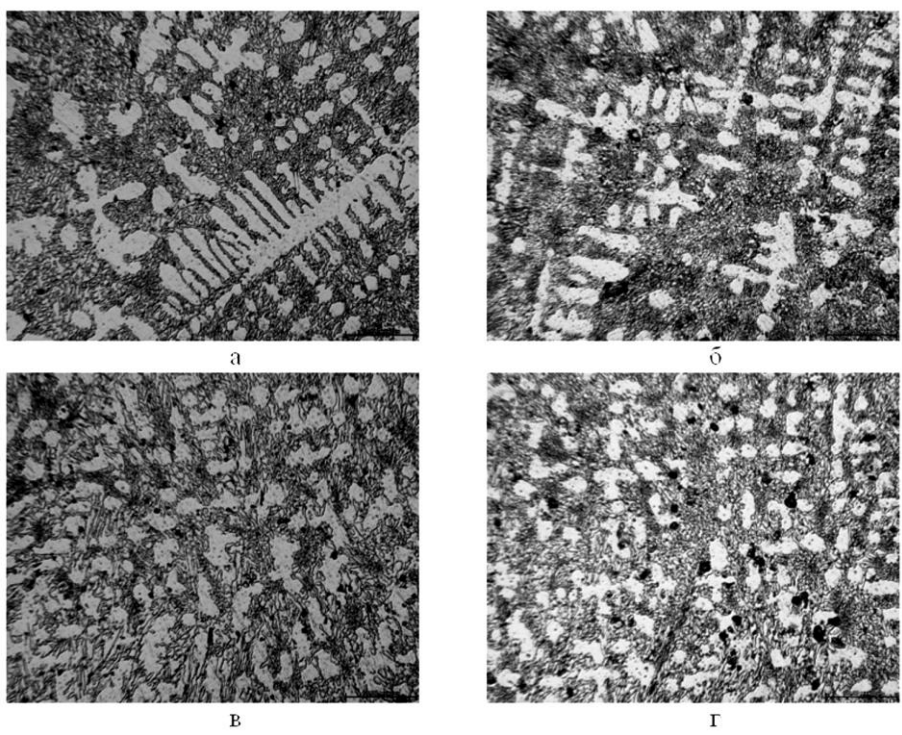
Целью данного исследования является изучение совместного влияния титана и редкоземельных элементов на структуру износостойкого ВХЧ.

Для исследования структуры использовали образцы, вырезанные из центральной части литых призматических образцов размерами $100 \times 30 \times 20$ мм. Металлографическое исследование шлифов осуществляли в центральной части, поскольку в этом месте сплав имеет более грубую структуру и более развит дендритный рисунок. Микроструктуру изучали на микроскопе Neophot 21, а также на растрово-электронном микроскопе РЭМ 10би, на этом же микроскопе изучали локальный химсостав отдельных фаз.

Исследованиями макроструктуры установлено, что в образцах, не модифицированных РЗМ, в центральной части есть зона размерами приблизительно 5×15 мм, которая соответствует зоне равноосных кристаллов. В модифицированных образцах эта зона практически отсутствует.

Присадки в чугун титана совместно с РЗМ заметно измельчают структуру исходного ВХЧ (рис. 1). В центральной части образцов значительно уменьшается ширина и особенно длина дендритов первичного аустенита. Очевидно, церий и его соединения, образовавшиеся перед кристаллизацией сплава, откладываются как поверхностно-активные вещества на границе растущих дендритов аустенита, ограничивая их рост. Кроме этого, в сплаве, содержащем 0,1 % РЗМ эвтектика $\gamma + (Cr, Fe)_7C_3$ имеет более мелкодисперсное строение.

Титан образует карбиды и карбонитриды, которые расположены в основном в аустенитной матрице и на границах фаз матрица-карбид.



а – 0% РЗМ, 0 % Ti; б – 0,1 % РЗМ, 0,2 % Ti;
 в – 0,2% РЗМ, 0,15 % Ti; г – 0,5 % РЗМ, 0,1 % Ti

Рисунок 1 – Микроструктура хромомарганцевого чугуна 280X20Г4Л в зависимости от присадки титана и РЗМ (x 100)

В карбидах хрома их значительно меньше. Учитывая соответствие типов кристаллических решеток они могут выступать центрами кристаллизации аустенита, и, таким образом, инокулировать расплав.

В тоже время тугоплавкие частички TiC или Ti(C,N), которые образовались до кристаллизации основной массы расплава, находясь на границе зерен, могут эффективно противостоять росту фаз, измельчать их и способствовать эффекту модифицирования чугуна.

По данным некоторых работ карбиды титана также могут выступать зародышами для образования первичных шестигранных карбидов хрома $(Cr, Fe)_7C_3$, и измельчать их.

РЗМ эффективно связывают серу и кислород в ВХЧ и находятся в составе сульфидов и окисульфидов преимущественно сферической формы, других соединений РЗМ не выявлено. Окисульфиды РЗМ равномерно распределены в структуре, их количество растет с увеличением общего содержания РЗМ в сплаве.

По результатам работы можно сделать следующие выводы:

1. Модифицирование высокохромистого чугуна (хромомарганцевого) присадками титана и РЗМ существенно влияет на структуру сплава. При этом уменьшается ширина и длина первичных дендритов аустенита, измельчается эвтектика.
2. В чугуне, обработанном РЗМ, в дендритах аустенита присутствуют дисперсные хромистые карбиды, которые повышают микротвердость первичного аустенита (с 3,2 до 4,2 ГПа). Упрочнение аустенита мелкодисперсными твердыми карбидами и карбонитридами способствует повышению абразивной износостойкости металла отливки.
3. Для улучшения структуры, нейтрализации влияния вредных примесей, высокохромистые (хромомарганцевые) чугуны целесообразно во время выпуска из плавильного агрегата дополнительно обрабатывать присадками титана в количествах 0,15...0,2 % и РЗМ в количествах 0,15...0,25 % по расчету.

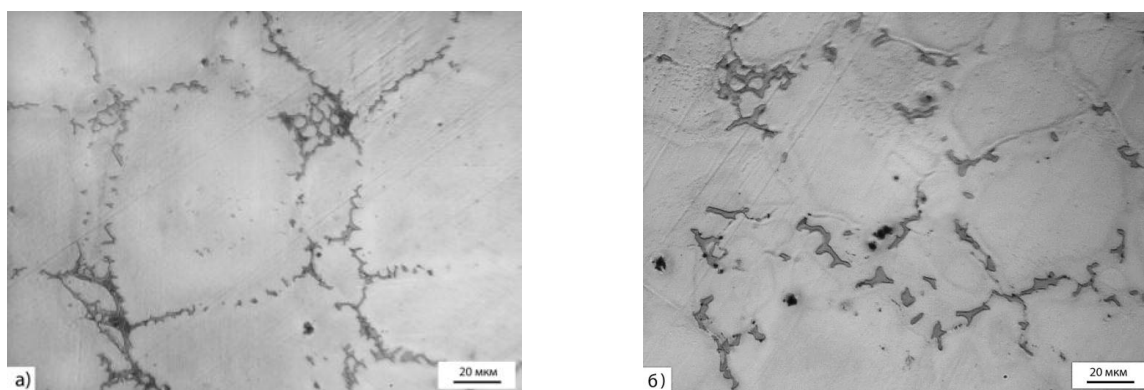
Рохлин Л. Л., Лукьянова Е. А., Добаткина Т. В., Тарытина И. Е.
(г. Москва, ИМЕТ РАН)

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ Mg-Y-Gd-Zr и Mg-Sm-Tb-Zr В ЛИТОМ СОСТОЯНИИ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

В работе рассмотрены сплавы систем Mg-Y-Gd-Zr и Mg-Sm-Tb-Zr, которые представляют интерес как легкие литейные конструкционные материалы, обладающие повышенными прочностными свойствами. Известно, что легирование магния редкоземельными металлами дает возможность образования пересыщенного твердого раствора на основе магния и его распада в процессе старения, что обуславливает наибольшую прочность.

Составы сплавов для оценки механических свойств выбирались следующим образом: Y:Gd=1:1, Sm:Tb=1:2 (масс.%), при этом суммарное содержание РЗМ в каждом сплаве не превышало 14 масс.%, а небольшая добавка циркония ~0,5 % вводилась для измельчения зерна литой структуры. Сплавы выплавлялись в электрической печи сопротивления в стальном тигле, РЗМ и цирконий добавлялись в расплав в виде лигатур. Из тигля расплав отливался в стальную изложницу, нагретую до 750°C, которая затем медленно погружалась в холодную воду. Такой способ отливки обеспечил плотную однородную структуру, ориентированную вдоль направления теплоотвода.

В литом состоянии в структуре сплавов присутствовали богатые РЗМ фазы (рис.1). Поэтому слитки подвергались гомогенизации по режиму 515°C, 6 ч для сплавов системы Mg-Y-Gd-Zr и 520°C, 8 ч – для сплавов системы Mg-Sm-Tb-Zr, чтобы получить пересыщенный магниевый твердый раствор.



а – Mg-2,5%Sm-6,25%Tb-0,5%Zr; б – Mg-4,3%Y-5,32%Gd-0,44%Zr

Рисунок 1 – Микроструктура сплавов в литом состоянии

Образцы, изготовленные из гомогенизированных слитков, испытывались на растяжение. Сплавы системы Mg-Sm-Tb-Zr также были испытаны в дополнительно состаренном состоянии при температуре 200°C в течение 24 ч. В таблицах 1, 2 приведены полученные механические характеристики.

Таблица 1 – Механические свойства сплавов системы Mg-Y-Gd-Zr в гомогенизированном состоянии

Состав по хим.анализу	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
Mg-0,45%Y-0,7%Gd-0,58%Zr	150	71	11,9	83,6
Mg-0,82%Y-1,2%Gd-0,47%Zr	165	77	17,0	83,9
Mg-1,7%Y-1,63%Gd-0,46%Zr	171	84	20,8	83,8
Mg-2,92%Y-3,8%Gd-0,45%Zr	189	118	11,3	83,0
Mg-4,23%Y-5,34%Gd-0,42%Zr	230	161	9,3	81,1
Mg-6,29%Y-6,99%Gd-0,26%Zr	220	191	0,9	83,8

Таблица 2 – Механические свойства сплавов системы Mg-Sm-Tb-Zr в гомогенизированном и состаренном после гомогенизации состояниях

Состав по шихте	Гомогенизация 520°C, 8 ч			Старение 200°C, 24 ч		
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Mg-0,5%Sm-1,25%Tb-0,5%Zr	155	60	18,9	160	46	18,8
Mg-1%Sm-2,5%Tb-0,5%Zr	159	71	14,4	168	74	10,9
Mg-1,5%Sm-3,15%Tb-0,5%Zr	163	79	14,9	210	114	4,0
Mg-2%Sm-5%Tb-0,5%Zr	166	94	9,9	238	194	2,4
Mg-2,5%Sm-6,25%Tb-0,5%Zr	181	107	11,7	303	188	5,6
Mg-3%Sm-7,5%Tb-0,5%Zr	162	107	4,8	277	222	1,5

Полученные результаты показали, что с увеличением содержания РЗМ прочностные свойства повышаются. Из таблицы 2 видно, что сплавы, содержащие 1,5–3 %Sm и 3–7 %Tb могут заметно упрочняться в процессе старения, достигая достаточно высокого уровня прочности. Наиболее прочный зарубежный промышленный литейный магниевый сплав, содержащий РЗМ, WE54 в состаренном состоянии имеет следующие характеристики: предел прочности – 250 МПа; предел текучести – 172 МПа; относительное удлинение – 2 % [1]. Сплав Mg–2,5 %Sm–6,25 %Tb–0,5 %Zr имеет преимущество по сравнению с WE54 не только по прочности (303 МПа), но и обладает значительным запасом пластичности (5,6 %).

Сплавы систем Mg-Y-Gd-Zr и Mg-Sm-Tb-Zr можно рассматривать как перспективные литейные сплавы для использования в качестве материалов, обладающих высокой удельной прочностью.

ЛИТЕРАТУРА

1. Luo A. Review Cast magnesium alloys for elevated temperature applications / Luo A., Pekguleryuz M. O. // *Journal of Materials Science*. – 1994. – № 29. – P. 5259–5271.

Самарай В. П., Мирза А. И., Довбыш Н. А., Штефан А. В. (г. Киев, Киевский международный университет; Институт экологии и медицины)

РОЛЬ ЛИТЬЯ В ОСЛОЖНЕНИЯХ ПРИ ЗУБОПРОТЕЗИРОВАНИИ

В ортопедической стоматологии, в съемном и несъемном протезировании, широко используются литые металлические каркасы, которые играют решающую роль для получения прочного качественного протеза. При изготовлении литых каркасов могут возникать различные дефекты из-за нарушения, несоответствия и несовершенства технологии, из-за которых падает качество протезов: эстетика, функциональность, прочность, биосовместимость. Эти дефекты в первую очередь возникают вследствие неоптимального недостаточного уплотнения литейной формы (ЛФ).

Признано, что выбор оптимальных режимов уплотнения и физико-механических свойств формовочных смесей (ФС) представляет собой критически важную задачу технологической подготовки производства для получения качественных отливок стоматологических протезов. Для выбора оптимальных режимов уплотнения была разработана система компьютерного моделирования динамики уплотнения ЛФ, которая базируется на представлениях реологии и решает задачу без изготовления пробных отливок. С помощью моделирования процесса уплотнения может осуществляться оптимизация длительности и режимов уплотнения при заданных реологических свойствах (РС) ФС или оптимизация реологических свойств ФС путем изменения ее состава при заданных длительности и режимах уплотнения. Разработанная система ориентирована на произвольные геометрические параметры стоматологических отливок и учитывает разные параметры и режимы формообразования, а также смену РС ФС в процессе уплотнения ЛФ.

Но для эффективного и качественного функционирования цельнолитых зубных ортопедических конструкций и их полноценной эксплуатации необходимо оценивание их влияния на биохимические показатели жидкости полости рта пациентов до и после протезирования, состояния пародонта и зубов, слизистых и других тканей. Известно, что состояние пародонта после протезирования зависит от вида протезирования и типа ортопедических конструкций. Поэтому важным является изучение зависимости состояния тканей от качества отливок стоматологических протезов. При этом известно, что влияние цельнолитых зубных протезов, отлитых только с минимальной дефектностью, т. е. при оптимальных технологических параметрах уплотнения, свойствах ФС, оптимальных времени и режимах уплотнения на биохимические показатели жидкости полости рта, пародонт, зубы, слизистые и другие ткани пациентов минимально. В связи с этим чрезвычайно актуально исследование влияния различных технологических факторов на результаты протезирования.

Интересно такое исследование в связи с возможностью выявить взаимовлияние возможных литейных дефектов отливок протезов на клиническое состояние пациента, имея уже разработанную авторами экспертную систему (ЭС)

– диагностическую таблицу и эвристические модели влияния степени и оптимальности уплотнения литейной формы на литейные дефекты и соответственно разработанные программы моделирования виброуплотнения. Если влияние оптимальности уплотнения на дефектность и брак отливок проводилось и ранее, то исследования и формализацию в виде диагностической таблицы влияния возможных литейных дефектов отливок протезов, различных видов сплавов, технологий изготовления протезов (литых, штампованных либо штамповано-паяных), технологий литья (ЛВМ либо литье по огнеупорным моделям), геометрических параметров, видов протезов на клиническое состояние пациента не проводилось.

Исследования позволили выявить закономерности влияния литейных факторов на клиническое состояние пациентов и обобщить их в виде диагностической таблицы «Клинические проявления дефектов литых протезов, осложнения и симптомы». Выявленные формализованные экспертные знания позволяют доработать существующие систему моделирования виброуплотнения ЛФ для стоматологических протезов и ЭС прогнозирования возможных литейных дефектов и дополнить необходимой третьей частью.

Диагностико-прогностические таблицы и соответствующая ЭС позволяют выявлять, предупреждать либо упреждать возможные осложнения у пациентов после зубопротезирования по вине несовершенства конструкции литых протезов, особенностей материалов, технологических параметров – времени и режимов вибрации (частоты и амплитуды), вида технологии и повысить качество подготовки и переподготовки литейщиков, медиков и техников.

Свинороев Ю. А., Гутько Ю. И., Марченко Д. Н. (г. Луганск, ВНУ им. В. Даля)

ОСОБЕННОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ЭКОЛОГИЧЕСКИ ЧИСТЫХ ЛИГНОСУЛЬФОНАТНЫХ СВЯЗУЮЩИХ МАТЕРИАЛОВ В ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССАХ ЛИТЬЯ

Наиболее эффективными способами повышения связующей способности ЛСТ, с точки зрения успешного использования в технологических процессах литья, есть их модифицирование неионогенными ПАВ и механоактивация.

Полученные результаты, по повышению связующей способности ЛСТ, открывают возможность расширить их применение, со всеми вытекающими из их преимуществ положительными эффектами, однако практическое применения требует проведения адаптационных работ, которые будут состоять:

- в оценке литейных технологий, где применяют дорогостоящие и опасные синтетические смолы и масляные связующие материалы, на предмет их замены лигносульфонатными материалами, обработанными по предложенным алгоритмам;

- в разработке составов смесей, для этих технологий и их практическое опробование, в замен существующих, на предмет обеспечения требуемого уровня качества;

- в оптимизации параметров литейных процессов, где «встраивается» связующий материал на основе ЛСТ;

- в проведении опытно-промышленных испытаний в условиях литейного цеха, коррекция содержания технологических операций (определение производственных площадок и монтаж дезинтеграторных установок, при их применении, определение и «обустройство» мест ввода модификатора и т. д.);

- в разработке технических условий, для применения составов смесей с ЛСТ НПАВ, взамен смесей с масляными или смоляными материалами.

Наиболее важным, является первый из перечисленных выше этапов, поскольку он задаёт все дальнейшие действия и получаемые результаты. Содержание работ, на этом этапе, будет состоять в:

- сравнении прочностных характеристик связующих (ЛСТ и применяемого);
- экономическом обосновании целесообразности применения по всем аспектам технологического процесса (технологичность, экономичность, качества, экологичность, изменение условий труда и т. д.).

Оценивая уровень полученных результатов и набор существующих технологий применения связующих материалов, а так же учитывая специфику лигносульфонатных материалов, состоящую в том, что это связующее на водной основе, требующее теплового воздействия для отверждения, целесообразно проанализировать всю «систему координат: возможности ЛСТ – технологии смесеприготовления».

Сводная, оценка возможностей практического применения ЛСТ, с повышенными прочностными свойствами в технологических процессах литья приведенная в таблице 1. Следует отметить, что на сегодняшний день, результаты работы реализованы в технологи производства чугунного фасонного литья, при этом используется метод модифицирования ЛСТ НПАВ. Применение разработанной стержневой смеси такого типа, может быть использовано и для мелкого стального литья, лабораторные эксперименты показателей ее прочности соответствуют требуемым нормативам, однако необходимы промышленные испытания. Доработка состава должна быть сосредоточена на вопросы обеспечения требуемой термостойкости для обеспечения качества стального литья.

На начальном этапе, рационально начать внедрение с технологий, где ЛСТ применяются традиционно (технологии производства стержней и форм отверждаемых конвективной сушкой) для производства чугунного литья. Направлением усовершенствования в этом случае будет частичное или полное устранение из технологи масляных связующих типа КО или УСК. При этом, достаточно использовать способ модифицирования ЛСТ неионогенными ПАВ.

Таким образом, применение лигносульфонатных связующих в технологических процессах литья является примером комплексного подхода к решению вопросов повышения эффективности литейных процессов, за счет уменьшения себестоимости литья, улучшения экологических показателей производства и санитарно-гигиенических условий труда в литейном цеху.

Таблица 1 – Оценка возможностей практического применения ЛСТ, с повышенными прочностными свойствами в технологических процессах литья

Технологии смешения и отверждения литейных стержней и форм	Чугунное литье	Стальное литье	Примечания
Технологии отверждения конвективной сушкой	1. Разработан и внедрен в производство состав стержневой смеси для производства мелкого чугуна фасонного литья (метод модифицирования) 2. Разработан экспериментальный состав формовочной смеси со сниженным содержанием связующего КО и ускоренным циклом отверждения (метод механоактивации)	1. Разработан и опробован состав стержневой смеси для производства мелкого стального литья (метод модифицирования). 2. Разработан экспериментальный состав формовочной смеси со сниженным содержанием связующего КО и ускоренным циклом отверждения (метод механоактивации)	Экологический эффект, снижение вредных выбросов в окружающую среду, снижение себестоимости литья, за счет уменьшения использования связующего КО
Технологии отверждения в нагреваемой оснастке	Разработан состав стержневой смеси для производства стержней раструба (массой не более 10кг) в изготовлении чугунных водонапорных и канализационных труб (метод модифицирования)	Исследований не проводилось	Экологический эффект, снижение вредных выбросов в окружающую среду, снижение себестоимости литья, за счет уменьшения использования карбонидо-формальдегидных смол (КФ-О, КФ-МТ)
Технологии отверждения с продувкой горячим газом	Разработан состав стержневой смеси для производства стержней раструба (любой массы) в изготовлении чугунных водонапорных и канализационных труб (метод модифицирования)	Исследований не проводилось	Снижение себестоимости литья в улучшении экологического состояния за счет применения модифицированных ЛСТ без использования смоляных связующих. Технологические трудности
Технологии ХТС	Проведены поисковые эксперименты для составов формовочных смесей (метод модифицирования)	Проведены поисковые эксперименты для составов формовочных смесей (метод модифицирования)	Трудность реализации в необходимости эффективных отвердителей
Технологии ЖСС	Исследований не проводилось	Исследований не проводилось	

Семёнова Т. В. (г. Днепропетровск, НМетАУ)

ОЦЕНКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ЭКОНОМИЧЕСКОЙ ЭФФЕКТИВНОСТИ ИНВЕСТИЦИЙ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Необходимыми условиями развития деятельности и повышения конкурентоспособности отечественных предприятий литейного производства является постоянное совершенствование производственных процессов и внедрение прогрессивных технологий. Эффективное функционирование предприятия прежде всего зависит от поиска реальных источников инвестиционных ресурсов и надежных методик по определению экономической эффективности (целесообразности) инвестиций.

Технический прогресс в литейном производстве тесно связан с внедрением новых технологических процессов, позволяющих снизить вес, повысить размерную точность деталей, улучшить товарный вид заготовок, механизировать и автоматизировать технологические операции, снизить трудоемкость изготовления отливок, уменьшить объем механической обработки, а в некоторых случаях вообще отказаться от нее. Поэтому возрастает актуальность экономического обоснования эффективности новых технологических процессов в литейном производстве.

Внедрение новых технологий в литейном производстве требует значительных инвестиций, экономическое обоснование которых осуществляется с помощью таких показателей как чистая текущая стоимость, внутренняя норма доходности, индекс доходности и дисконтированный срок окупаемости инвестиций. Однако использование этих показателей связано со значительными затратами времени и трудностями при подготовке исходной информации и выполнении расчётов. Большой объём аналитической и расчётной работы не позволяет давать быструю оценку эффективности новых технологий.

Современная система оценки экономической эффективности инвестиций включает в себя две группы методов анализа эффективности инвестиций: первая – относится к статическим методам оценки, не учитывает концепцию стоимости денег во времени и основана на определении абсолютной и сравнительной эффективности капитальных вложений.

Вторая группа – относится к динамическим методам оценки, учитывающим концепцию стоимости денег во времени по следующим показателям: дисконтированный срок окупаемости (DPP), чистое современное значение инвестиционного проекта (NPV), внутренняя норма доходности (прибыльности, рентабельности) (IRR), индекса рентабельности инвестиций (PI).

По первой группе при оценке капитальных вложений различают общую (абсолютную) и сравнительную эффективность (оценку целесообразности) капитальных вложений: прямой коэффициент экономической эффективности (прибыльности) капитальных затрат (E_p) и обратный к нему период (срок) окупаемости капитальных вложений (T) [1].

Период (срок) окупаемости – период времени, необходимый для того, чтобы чистые доходы от инвестиций возместили осуществленные расходы.

Применение динамических подходов к оценке эффективности инвестиций предполагает использование двух методов: традиционного и собственного капитала. На практике предприятие использует различные источники финансирования, оценка которых определяется с помощью средневзвешенной стоимости капитала (WACC). Средневзвешенная стоимость капитала предприятия – это среднее из стоимостей отдельных компонентов, взвешенных по их доле в общей структуре капитала.

Сущность теории стоимости денег во времени состоит в том, что стоимость денег в течение периода изменяется с учетом нормы доходности на денежном рынке и рынке ценных бумаг. В качестве нормы прибыльности выступает норма судного процента или доходность владельцев обыкновенных или привилегированных акций. В основе данной концепции действует такой принцип, а именно: «Доллар сейчас стоит больше, чем доллар, полученный через год или в будущем» и постоянное сравнение современной (нынешней) и будущей стоимости денег [2].

Сущность эффективности инвестиций всех методов базируется по простой схеме: выходные инвестиции при реализации какого-либо проекта генерируют денежный поток, который является достаточным для возврата исходной денежной суммы капитальных вложений и обеспечения требуемой отдачи на вложенный капитал.

Инвестиции в процессе реализации проектного решения расходуются, как правило, в течение нескольких лет. Поэтому «замороженные» капиталовложения за данный период приводятся до года, предшествующего году ввода объекта в эксплуатацию. Для оценки экономической эффективности инвестиционных проектов со значительными объемами капиталовложений рекомендуется рассчитывать динамические показатели эффективности – дисконтированный коэффициент эффективности (E_D) и дисконтированный срок окупаемости (T_D) инвестиций [3].

Таким образом, для оценки экономической эффективности инвестиционных проектов, имеющих небольшие объемы инвестиций и сроки реализации, целесообразно использовать статические показатели абсолютной и сравнительной эффективности (коэффициент эффективности и срок окупаемости инвестиций), которые обеспечивают простоту расчетов и высокую вероятность их результатов, при значительных объемах инвестиций и продолжительности реализации необходимо рассчитывать динамические показатели эффективности.

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

ЛИТЕРАТУРА

1. *Управління інвестиціями та інноваціями : навч. посібник / Жаворонкова Г. В., Скібіцька Л. І., Сіващенко Т. В., Гуз О. І. – К. : Кондор, 2010. – 184 с.*
2. *Савчук В. П. Фінансовий менеджмент підприємств: прикладні питання з аналізом ділових ситуацій / Савчук В. П. – К. : Видавничий будинок «Максим», 2001 – 600 с.*
3. *Бень Т. Г. Порівняльний аналіз визначення економічної ефективності інвестиційних проєктів за різними методиками / Т. Г. Бень // Економіка України. – 2009. – № 11. – С. 34–46.*

Селиверстов В. Ю., Селиверстова Т. В., Доценко Ю. В. (г. Днепропетровск НМетАУ)

ОСОБЕННОСТИ РАСЧЕТА РАЗМЕРОВ ПРИБЫЛЕЙ КРУПНЫХ ОТЛИВОК, ЗАТВЕРДЕВАЮЩИХ ПРИ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

На кафедре литейного производства НМетАУ разработана технология газодинамического воздействия на расплав в литейной форме [1 - 3]. При литье крупных отливок или слитков с высокой продолжительностью затвердевания особенно необходимо максимально полно использовать резерв перегрева расплава в прибыльной зоне. Конструкция холодильника, при этом, должна не только обеспечивать герметизацию системы отливка-устройство для ввода газа, но и утепление максимально возможного объема металла в прибыли. Он может действовать по принципу плавающей прибыльной вставки, в том числе при осуществлении комбинированной технологии газодинамического воздействия

и электрошлакового обогрева металла в прибыльной зоне (КТГВ-ЭШО) [4]. Для одной и той же отливки вставки могут быть выполнены из разных материалов, что приведет к изменению размеров вставки (прежде всего, толщины стенок) и, соответственно, размеров прибыли. Поэтому актуальной задачей является определение размеров прибыли при изменении размеров используемой вставки. Функции прибыли при КТГВ-ЭШО будет выполнять только тот объем металла, который находится внутри данной вставки под слоем утепляющей засыпки и расплавленного электропроводного флюса (рис. 1).

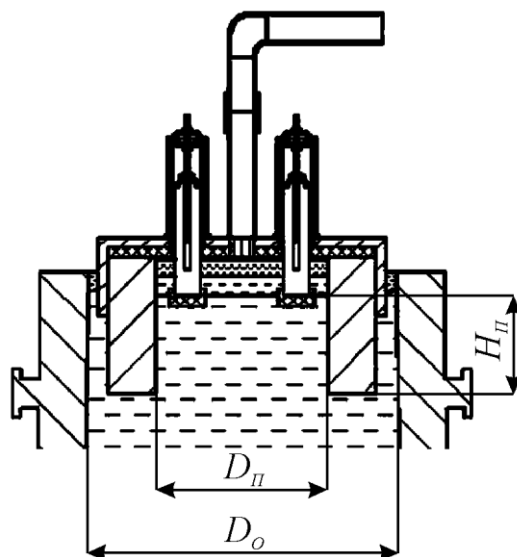


Рисунок 1 – Схема к расчету размеров прибыли при КТГВ-ЭШО

Выражая массу отливки через геометрические характеристики ее и прибыли ((D_o, H_{II}, k)), а также параметры сплава отливки e_o и ρ получили [5]:

$$P_o = \left(\frac{\pi D_o^2 k^2}{4} H_{II} \rho \right) / e_o, \quad (1)$$

где P_o – масса отливки, кг ;

D_o – диаметр отливки, м ;

k – безразмерная величина, характеризующая соотношение диаметров отливки и прибыли;

e_o – объемная усадка, безразмерная величина, измеряется в долях единицы;

ρ – плотность материала отливки, $\text{кг}/\text{м}^3$.

На рис. 2 представлена номограмма для определения высоты прибыли (H_{II}) по ее диаметру (D_{II}) и массе (P_o) отливок цилиндрической формы из стали 35Л ($\rho = 7830 \text{ кг}/\text{м}^3$, $e_o = 3,8\%$) при различном соотношении диаметров отливки и прибыли (k).

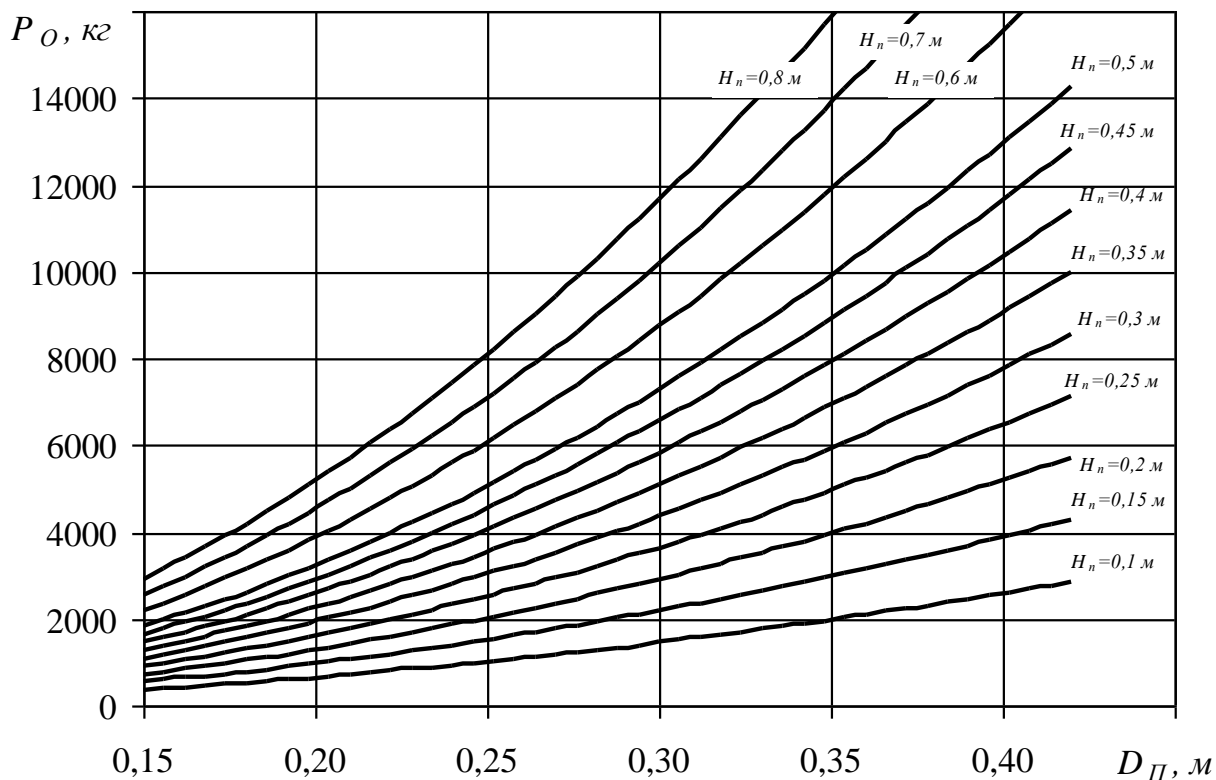


Рисунок 2 – Номограмма для определения высоты прибыли ($H_{П}$) по ее диаметру ($H_{П}$) и массе (P_0) отливки цилиндрической формы из стали 35Л при соотношении диаметров отливки и прибыли $k = 0,6$

ЛИТЕРАТУРА

1. Пат. 28858 Україна, МПК (2006) B22D 18/00. Спосіб отримання виливків / Селівьорстов В. Ю., Хричиков В. Є., Доценко Ю. В. – № 200708968 ; заявл.03.08.2007 ; опубл. 25.12.2007, Бюл. № 21.
2. Пат. 28859 Україна, МПК (2006) B22D 18/00. Пристрій для отримання виливків / Селівьорстов В. Ю., Хричиков В. Є., Доценко Ю. В. – № 200708969 ; заявл.03.08.2007 ; опубл. 25.12.2007, Бюл. № 21.
3. Пат. 37838 Україна, МПК (2006) B22D 18/00. Спосіб отримання виливків / Селівьорстов В. Ю., Хричиков В. Є., Доценко Ю. В. – № 200808859 ; заявл.07.07.2008 ; опубл. 10.12.2008, Бюл. № 23.
4. Пат. 46128 Україна, МПК (2009) B22D 18/00. Спосіб отримання виливків / Селівьорстов В. Ю., Хричиков В. Є., Куцова В. З., Меняйло О. В., Савега Д. О. – № и 200906107 ; заявл.15.06.2009; опубл. 10.12.2009, Бюл. № 23.
5. Селівьорстов В. Ю. Расчет размеров прибылей отливок, изготавливаемых с использованием комбинированной технологии газодинамического воздействия и электрошлакового обогрева / В. Ю. Селівьорстов, Т.В. Михайловская // Системні технології : регіональний міжвузівський збірник наукових праць. – 2011. – № 1 (72). – С. 11–17.

Слепцов С. В., Бондар А. А. (г. Киев, ИПМ НАНУ), Витусевич В. Т., Хехт У., Халлстедт Б. (г. Аахен, ACCESS e.V., Германия), Петюх В. М., Вобликов В. М., Цыганенко Н. И., Великанова Т. Я. (г. Киев, ИПМ НАНУ)

ФАЗОВЫЕ РАВНОВЕСИЯ В СИСТЕМЕ Ti-Al-C В ОБЛАСТИ ДО 50 % (АТ.) УГЛЕРОДА ПРИ СУБСОЛИДУСНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Фазовые равновесия в системе Ti-Al-C представляют интерес как основа для разработки конструкционных жаростойких материалов с высокой удельной прочностью при температуре эксплуатации до 800 °С. Эвтектоидный распад высокотемпературной фазы α -Ti приводит к образованию lamellarной структуры из фаз γ -(TiAl) и α_2 -(Ti₃Al), которая тормозит распространение трещин, повышая низкотемпературную пластичность и трещиностойкость. Добавки карбида титана в сплавы на основе алюминия измельчают зерна матрицы и улучшают механические свойства, что широко используют в коммерческих сплавах. Уникальными свойствами сочетания пластичности с твердостью обладают МАХ-фазы на основе тройных соединений Ti₂AlC и Ti₃AlC₂.

Система была неоднократно исследована и анализ литературных данных приведен в [1]. Однако поверхность солидуса недостаточно исследована, температуры инвариантных равновесий противоречивы.

В данной работе исследованы сплавы 12 составов методами рентгенофазового, дифференциального термического анализа и растровой электронной микроскопии (SEM/EPMA и SEM/EBSD). Результаты исследования были использованы в термодинамическом моделировании данной системы методом CALPHAD.

Сплавы получены из высокочистых компонентов электродуговой плавкой с нерасходуемым вольфрамовым электродом на медном водоохлаждаемом поду в атмосфере аргона особой чистоты (99,998%), геттерированного титан-циркониевым геттером.

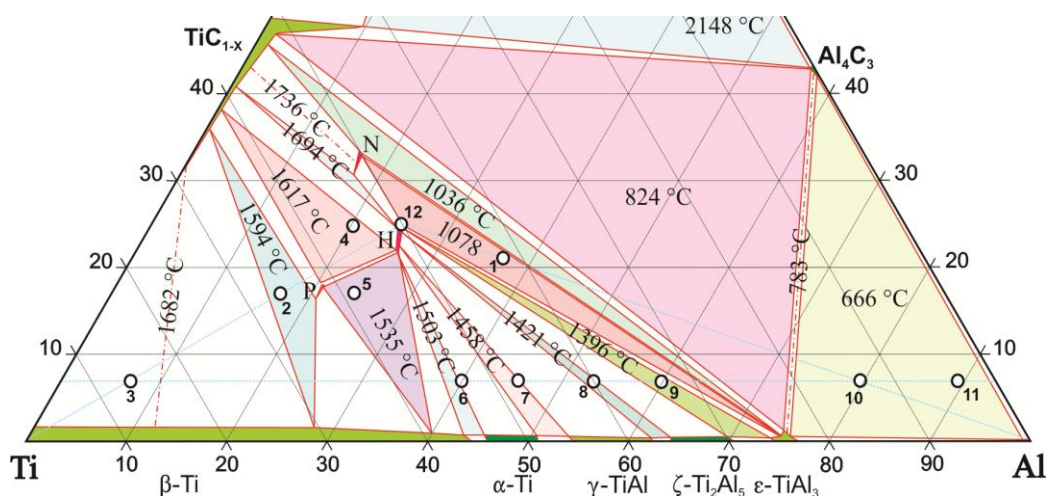


Рисунок 1 – Проекция поверхности солидуса в системе Al-Ti-C в области содержания углерода до 50 % (ат.)

Образцы отжигали при субсолидусных температурах (на 30...60 °С ниже температуры солидуса) в печи сопротивления в атмосфере очищенного титановой стружкой аргона. Часть образцов закаливали в жидкий галлий.

Установлены температуры невариантных равновесий в системе. Впервые построена проекция поверхности солидуса (рис. 1).

ЛИТЕРАТУРА

1. Aluminium - Carbon – Titanium / Cornish L., Cacciamani G., Cupid D., De Keyzer J. – 2011.

Смирнов А. Н., Головатый В. А., (г. Донецк, ДонНТУ), Шутов И. В. (г. Артемовск, ПАО «АЗОЦМ»)

ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ РАБОЧЕЙ ПОВЕРХНОСТИ РАЗЛИВОЧНОГО КОЛЕСА ДЛЯ РАЗЛИВКИ НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ МЕДНЫХ ЗАГОТОВОК

Применение технологии совмещенной разливки и прокатки медной заготовки является эффективным приемом обеспечивающим повышение качества металлопродукции при одновременном снижении удельных затрат на производство. Наиболее важным элементом, обеспечивающим функционирование литейно-прокатного модуля, является разливочное колесо, работающее в сложных температурных условиях.

При производстве медного проката, полученного на роторной МНЛЗ, в некоторых случаях наблюдается несоответствие качественных параметров готовой продукции требованиям заказчиков.

Основным элементом кристаллизатора роторной МНЛЗ является разливочное колесо, в значительной степени определяющее технологические параметры работы литейно-прокатного модуля [1].

В ходе длительной эксплуатации внутренняя (рабочая) поверхность колеса может разрушаться под действием механических и температурных напряжений. При этом на поверхности заготовки наблюдается появление различного рода наплывов, трещин, вмятин, деформаций профиля и т. п.

В настоящей работе были исследованы особенности и причины разрушения внутренней поверхности рабочего колеса роторной МНЛЗ для непрерывной разливки меди и выполнена оценка влияния разрушений на качество конечной продукции.

Для исследований были отобраны три разливочных колеса, выведенные из эксплуатации по причине разрушения рабочей поверхности.

Изучение состояния рабочей поверхности отобранных колес позволило установить основные виды разрушения поверхности:

– продольные углубления и царапины которые располагаются преимущественно в тупых углах трапеции и в областях прилегающих к ним;

– поперечные трещины, расположенные на рабочей поверхности в плоскостях перпендикулярных направлению разливки, как на основании трапеции, так и на боковых гранях.

Образование продольных углублений и царапин, по нашему мнению, вызвано систематическими проскальзываниями медной заготовки относительно рабочей поверхности колеса в процессе разливки.

Образование различного рода продольных царапин на рабочей поверхности колеса, видимо, следует связывать с попаданием твердых частиц шлака в зазор между колесом и заготовкой.

Образование большого количества поперечных трещин на рабочей поверхности колеса следует рассматривать как свидетельство сложного напряженного состояния колеса в процессе эксплуатации, которое сопровождается деформациями, вызванными термическими и термоциклическими напряжениями, тянущими усилиями, изгибом колеса и заготовки, трением заготовки о стенки колеса и пр.

Для более глубокого изучения поперечных трещин из образцов разливочного колеса были вырезаны секции соответствующие малому основанию трапеции и разрушены по плоскости, совпадающей с плоскостью распространения трещины.

Установлено, что причинами возникновения поверхностных и внутренних трещин в колесе являются сложные температурные режимы работы, связанные с технологией разливки меди на МНЛЗ роторного типа. Чередующиеся циклы нагрева и охлаждения отдельных участков разливочного колеса приводят к возникновению двухмерных растягивающих напряжений в его внутренних слоях, следствием чего является образование трещин. Не менее важный фактор образования трещин – последующее чрезмерное вторичное охлаждение колеса водой и следующий повторный нагрев заготовки.

В процессе разливки в трещины, сформировавшиеся на рабочей поверхности колеса, может проникать жидкая медь на глубину 2–4 мм и приваривать заготовку к кристаллизатору МНЛЗ, в результате чего на поверхности слитка формируются дефекты не позволяющие получить катанку высокого качества.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Применение литейно-прокатного модуля в комплексной технологии получения качественной продукции из медного лома / Смирнов А. Н., Шутков И. В., Куберский С. В, Волков С. М. // Электрометаллургия. – 2012.– № 1. – С. 8–12.*
2. *Кац А. М. Теплофизические основы непрерывного литья слитков цветных металлов / Кац А. М., Шадек Е. Г. – М., Металлургия, 1983. – 207 с.*
3. *Investigation of Steel Billets Produced by Rotary Type Continuous Caster / Aizawa T., Njama E., Kodama H. et. all. // Transaction ISIJ. – 1984. – Vol. 24. – P. 992–998.*

Спиридонов Д. В., (г. Артемовск, ПАО «АЗОЦМ»), Смирнов А. Н., (г. Донецк, ДонНТУ)

МОДЕЛИРОВАНИЕ ГИДРОДИНАМИКИ В КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ И ОПТИМИЗАЦИЯ СИСТЕМЫ ПОДАЧИ ЖИДКОЙ МЕДИ ПРИ ПОЛУНЕПРЕРЫВНОМ ЛИТЬЕ

Характер распределения подаваемого в кристаллизатор металла при непрерывном литье слитков оказывает существенное влияние как на геометрические параметры лунки, так и на качественные показатели получаемого слитка [1]. Разработанная физическая модель для изучения течения жидкого металла в лунке позволила визуализировать основные процессы, происходящие при заливке металла. При этом в качестве моделирующей жидкости использовали воду при температуре 18–22°C [2]. Форма лунки на экспериментальной установке выполнена в соответствии с формой реальной лунки, полученной путем непосредственных замеров методом заливки свинца.

Моделирование процесса начальной стадии литья (рис. 1) в существующий распределительный тройник позволяет отметить достаточно большое разбрызгивание металла, которое прекращается только после достижения уровня металла над распределительным тройником более 50 мм.

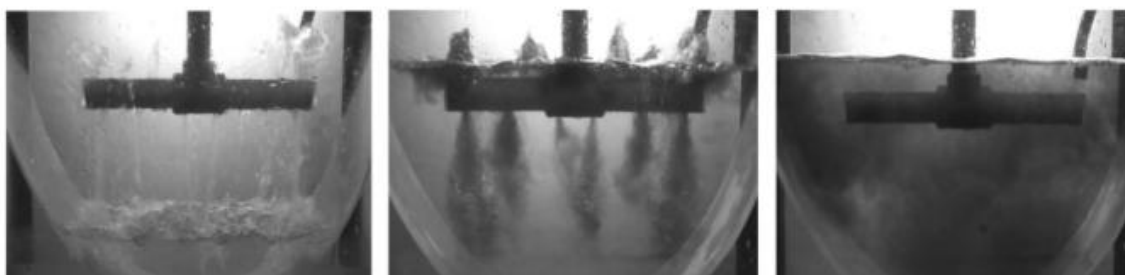


Рисунок 1 – Моделирование процесса заполнения кристаллизатора
200 × 600 мм

Далее были смоделированы процессы с традиционным распределением металла преимущественно вниз кристаллизатора (рис. 2) и с преимущественным распределением металла вверх кристаллизатора, с целью предотвращения переохлаждения поверхностных слоев (рис. 3).

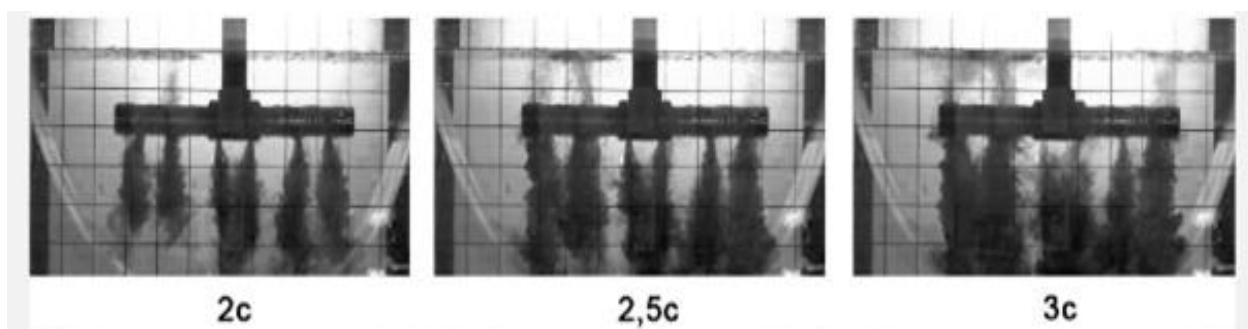


Рисунок 2 – Кинограмма подачи жидкости вниз кристаллизатора

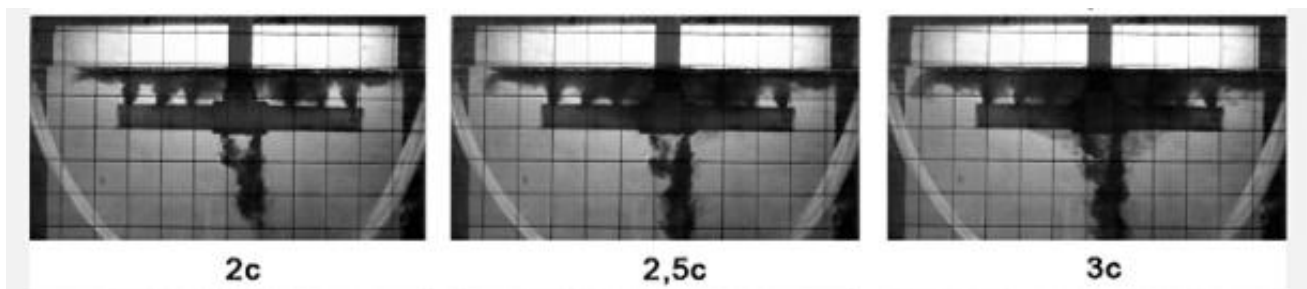


Рисунок 3 – Кинограмма подачи жидкости вверх кристаллизатора

По сути, задача оптимизации потоков металла сводится в определении рационального соотношения потоков металла, направленных в верхнюю и нижнюю часть лунки с выполнением условия равномерного их распределения по ширине кристаллизатора. В ходе исследований задача решена следующим образом (рис. 4)

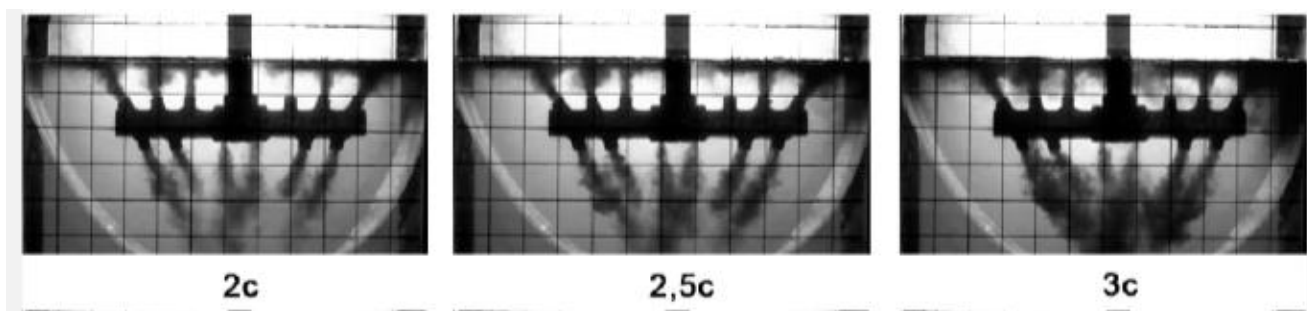


Рисунок 4 – Подача металла в оптимизированный распределительный тройник

Таким образом, разработанная физическая модель дает возможность выполнить комплексные исследования, позволяющие визуализировать отдельные стадии распределения разливаемого металла в кристаллизаторе и выполнять сравнительные оценки распределительных тройников разных конструкций. В ходе физического моделирования подобрана оптимальная конфигурация тройника, в которой 35 % жидкости направляется вверх с целью прогрева верхних угловых слоев лунки, а 65 % жидкого металла направляется вниз.

ЛИТЕРАТУРА

1. Задиранов А. П. *Теоретические основы кристаллизации металлов и сплавов : учебное пособие / А. П. Задиранов, А. М. Кац. – М. : МГИУ, 2008. – 194 с.*
2. Прокопович О. И. *Моделирование процессов кристаллизации при непрерывном литье меди / О. И. Прокопович, Ю. А. Морозов, И. В. Прокопович // Тр. Одес. политехн. ун-та. – Одесса, 2004. – Вып. 22. – С. 1–4.*

Сторчак-Федюк А. Н. (г. Киев, ИПМ НАНУ), Артюх Л. В. (г. Киев, ИПМ НАНУ), Соболев В. Б. (г. Киев, Техический центр НАНУ), Петюх В. М. (г. Киев, ИПМ НАНУ), Агравал П. Г. (г. Краматорск, ДГМА), Великанова Т. Я. (г. Киев, ИПМ НАНУ)

ИЗОТЕРМИЧЕСКОЕ СЕЧЕНИЕ СИСТЕМЫ Ni-Ti-Zr В ОБЛАСТИ СОДЕРЖАНИЯ НИКЕЛЯ 50–100 АТ. % ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 750°C

Интерес к системе Ni-Ti-Zr связан с разработкой на ее основе материалов с уникальными свойствами – это материалы с эффектом памяти формы на базе бинарного соединения NiTi, «суперсплавы» на основе никеля, аморфные сплавы, а также водородопоглощающие, кристаллические и квазикристаллические сплавы. В настоящее время система Ni-Ti-Zr хорошо исследована в области содержания никеля 0-50 ат. % [1–3]. Нами ранее было изучено строение диаграммы состояния Ni-Ti-Zr в области 50-100 ат. % Ni при температурах плавления-кристаллизации [4; 5].

Целью настоящей работы является определение фазовых равновесий при температуре 750 °С в частичной системе NiTi-Ni-NiZr и построение изотермического сечения диаграммы состояния.

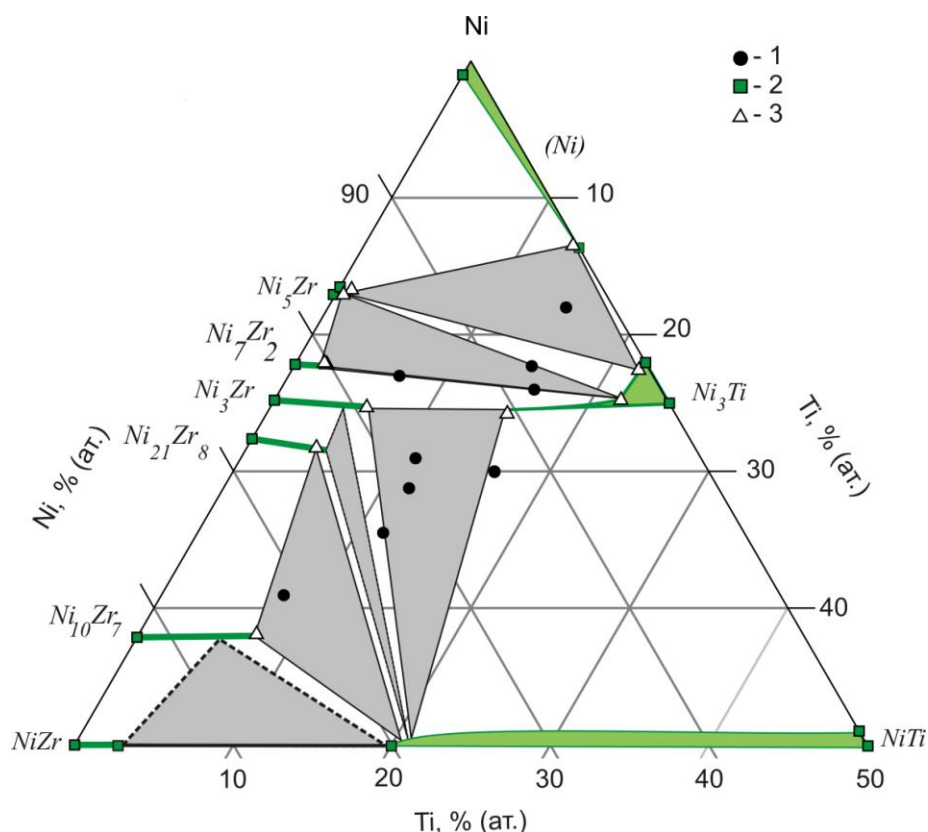
Сплавы для исследования получены плавлением в дуговой печи из электролитического никеля и йодидных титана и циркония. Образцы сплавов, завернутые в титановую фольгу, помещали в кварцевую ампулу, которая после откачки воздуха была заполнена аргоном и запаяна. Продолжительность отжига в муфельной печи – 750 часов. Образцы после отжига закаляли в холодной воде.

Сплавы исследовали методами дифференциального термического анализа, рентгено-фазового анализа, сканирующей электронной микроскопии и локального рентгеноспектрального анализа.

Из полученных данных следует, что фазовые равновесия при 750 °С (рис. 1) значительно отличаются от таковых на солидусе. При температуре 750 °С в тройных сплавах не обнаружено тройное соединение θ ($\text{Ni}_{69,2}\text{Ti}_{12,5}\text{Zr}_{18,3}$), которое образуется в системе по перитектической реакции $L_p + \text{Ni}_{21}\text{Zr}_8 + \text{Ni}_3\text{Ti} \leftrightarrow \theta$ при 1032 °С и распадается при температуре более высокой, чем 750 °С.

Ряд отличий в фазовых равновесиях на солидусе и изотермическом сечении тройной системы обусловлены отличиями в двойной системе Ni-Zr. В системе Ni-Zr при 750 °С отсутствует фаза $\text{Ni}_{11}\text{Zr}_9$ и существует фаза Ni_3Zr . Наличие в тройной системе изостехиометрических соединений Ni_3Ti и Ni_3Zr , которые имеют гексагональную структуру разных типов, приводит к образованию ограниченных рядов твердых растворов на их основе, которые при 750 °С сосуществуют в равновесиях друг с другом. С участием фазы Ni_3Zr образуется также ряд двухфазных ($\text{Ni}_3\text{Zr} + \text{Ni}_7\text{Zr}_2$; $\text{Ni}_3\text{Zr} + \text{Ni}_{21}\text{Zr}_8$; $\text{Ni}_3\text{Zr} + \text{Ni}(\text{Ti},\text{Zr})$) и трехфазных ($\text{Ni}_3\text{Zr} + \text{Ni}_3\text{Ti} + \text{Ni}(\text{Ti},\text{Zr})$; $\text{Ni}_3\text{Zr} + \text{Ni}_{21}\text{Zr}_8 + \text{Ni}(\text{Ti},\text{Zr})$; $\text{Ni}_3\text{Zr} + \text{Ni}_7\text{Zr}_2 + \text{Ni}_3\text{Ti}$) равновесий, которых нет на солидусе.

В области содержания никеля 75–100 ат. % фазовые равновесия на изотермическом сечении такие же, как на солидусе.



1 – состав исследованных сплавов; 2 – литературные данные;
3 – состав фаз в отожженных сплавах по данным ЛРСА
Рисунок 1 – Изотермическое сечение при температуре 750°C
системы Ni-Ti-Zr в области NiTi-Ni-NiZr

ЛИТЕРАТУРА

1. Еременко В. Н. Структура сплавов Ti-Zr-Ni в области 0-50 % Ni при 700 °C / Еременко В. Н., Семенова Е. Л., Третьяченко Л. А. // Докл. Акад. Наук УССР. А. – 1988 – Т. 2. – С. 79–143.
2. Структура сплавов системы Ti-Zr-Ni по сечению TiNi-ZrNi / В.Н. Еременко, Е. Л. Семенова, Л. А. Третьяченко, З. Г. Доматырко // Металловедение. – 1989 – Т. 6. – С. 85–88.
3. Еременко В.Н. Проекция поверхности солидуса и реакции при кристаллизации сплавов системы Ti-Zr-Ni в области Ti-TiNi-ZrNi-Zr / В. Н. Еременко, Е. Л. Семенова, Л. А. Третьяченко // Металлы. – 1992 – Т. 6. – С. 138–143.
4. Проекция поверхности ликвидуса системы Ni-Ti-Zr в области NiTi-Ni-NiZr / Сторчак-Федюк А. Н., Артюх Л. В., Петюх В. М., Соболев В. Б., Великанова Т. Я. // Abstr.: 3 International Conference HighMatTech. – Kiev, 2011. – p. 133.
5. Фазові рівноваги в системі NiTi-Ni-NiZr при субсолидусних температурах / Сторчак-Федюк А. Н., Артюх Л. В., Петюх В. М., Соболев В. Б., Великанова Т. Я. // Abstr.: 3 International Conference HighMatTech. – Kiev, 2011. – p. 134.

РАЗРАБОТКА ОПТИМАЛЬНОГО СОСТАВА РАФИНИРУЮЩЕЙ СМЕСИ И СПОСОБА ВНЕПЕЧНОГО ОБЕССЕРИВАНИЯ ЧУГУНА ВАГРАНОЧНОЙ ПЛАВКИ

На основании проведенных термодинамических расчетов, а также учитывая экономическую целесообразность при выборе различных реагентов для десульфурирующих смесей были составлены и апробированы в лабораторных и производственных условиях несколько составов смесей (таблица). В качестве исходных материалов были использованы, в основном, отходы ферросплавного производства, полученные при дроблении лигатур, содержащих магний, кальций, барий, РЗМ в виде отсевов крупностью до 3,2 мм, отходы от внедоменной десульфурации чугуна в виде содового шлака следующего состава, масс. доля, %: Na_2O 27,0–37,0; CaO 4,0–7,0; MgO 1,0–3,0; MnO 8,0–12,0; Al_2O_3 1,0–2,0; SiO_2 20,0–30,0; FeO – остальное, а также отходы от механической обработки заготовок из магний-литиевых сплавов, содержащие магния около 80%, лития 7–9%, церия 0,2–0,5% и др.

Таблица 1 – Состав рафинирующих смесей

№ смеси	Компоненты и их содержание в рафинирующей смеси, масс. доли, %														
	Механическая смесь сфероидизир. модифик.	Магний-литиевая стружка	Содовый шлак	Силикокальций	Карбид кальция	Алюминий	Плавиновый шпат	Известняк	ФСЗОРЗМО	ФС75	Графит	Сода	Криолит	Фториды РЗМ	Чугунная стружка
1	60	-	-	-	-	-	30	10	-	-	-	-	-	-	-
2	70	-	-	-	-	-	20	10	-	-	-	-	-	-	-
3	70	-	25	-	-	-	-	-	-	-	5	-	-	-	-
4	-	-	23	-	20	6	-	Ост.	-	-	2	-	-	0,1	-
5	-	30	-	-	60	-	-	-	-	-	10	-	-	-	-
6	-	5	-	15	-	2,5	2,5	-	-	-	5	2,5	0,1	-	Ост
7	-	10	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	90
8	-	3	-	-	-	-	10	12	-	50	-	-	-	-	25
9	-	4	-	-	-	-	10	12	-	50	-	-	-	-	24

Окислы, входящие в состав содового шлака, обладают высокой активностью и большой реакционной способностью. При вводе в чугун они активно взаимодействуют с серой, образуя сульфиды, отличающиеся своей термодинамической стабильностью, малой плотностью и легко удаляются из расплава.

В производственных условиях для десульфурации чугуна ваграночной плавки использовали 9 составов рафинирующих смесей (таблица). Смеси 1–4, состоящие из сыпучих компонентов, вводили в жидкий металл на желобе вагранки через конфузорный канал, смеси 5–9, включающие магний–литиевую стружку, в ковш с огнеупорной перегородкой.

В качестве сыпучих компонентов смесей 1–4 применяли следующие материалы: пылевидные отходы от рассева железо-кремний-магниевого шлага, содового шлага, карбида кальция, известняка, плавикового шпата, алюминиевого порошка и графита. Расход смесей составлял от 0,7 до 1,0% от массы жидкого металла. Длительность процесса рафинирующей обработки металла ограничивали временем набора ковша массой 600 кг, и она не превышала одной-полтора минут. Пробы металла для проведения химического, микроструктурного анализов и механических испытаний чугуна отбирали с желоба вагранки до и после окончания процесса десульфурации и скачивания шлага из ковша.

Проведенные исследования показали, что степень десульфурации чугуна при этом составляет в среднем 45–50%. Наряду с обессериванием чугуна, особенно при использовании смесей составов 1-3, повышаются механические свойства (σ_B в среднем на 40 %, δ до 3,0 %) при одновременном снижении твердости – на 20–30 единиц НВ. Микроструктурный анализ разрывных образцов показал улучшение формы графита.

Такие же результаты по механическим свойствам чугуна в образцах были получены при апробировании в производственных условиях десульфурующих смесей 5–7, в составе которых использовали отходы от механической обработки заготовок из магниевых сплавов в виде стружки. При более низком расходе этих смесей (от 0,3 до 0,6 % от массы жидкого металла) степень десульфурации достигала 50–70 % при одновременном улучшении формы включений графита.

Исследования и экспериментальная проверка рафинирующей способности смесей составов 8 и 9, расход которых составлял от 1,2 до 1,5 % от массы жидкого металла, показали, что наличие в их составах пылевидного ферросилиция марки ФС75 затрудняет растворимость всего объема смеси и значительно увеличивает продолжительность общего цикла рафинирующей обработки металла. При этом степень десульфурации чугуна не превышала 30 %. Применение таких смесей при поточно-массовом производстве отливок не эффективно.

Тархова О. Л., Постникова Н. В (г. Пермь, ГБОУ СПО Пермский авиационный техникум им. А. Д. Швецова)

ИЗГОТОВЛЕНИЕ МОДЕЛЬНОЙ ОСНАСТКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕХНОЛОГИИ БЫСТРОГО ПРОТОТИПИРОВАНИЯ

Длительность изготовления оснастки для производства отливок является одной из проблем литейного производства. Один из самых перспективных способов изготовления отливок и оснастки метод порошковой металлургии – лазерное спекание (Rapid Prototyping RP – технология быстрого прототипирования, технология RP).

Технология быстрого прототипирования позволяет изготовить части формы без применения дополнительной оснастки, что снижает трудоемкость изготовления форм, что особенно эффективно при введении новых деталей в производство или изготовлении штучных изделий. Данный процесс характеризуется тем, что изначально изготавливается деталь или отливка, проверяют ее качество, после чего по той же модели создают зеркальный проект формы или ее частей с отпечатком модели.

Проект изделия создается на основании чертежа детали. Чертеж детали разрабатывается в соответствии с требованиями с помощью программ AutoCAD или КОМПАС. При разработке конструкторами детали, на стереолитографической установке SLA-7000 создается 3D модель, определяются критические точки детали, с точки зрения получения отливки. То есть с помощью специальной технологии Sid Works моделируется процесс заливки с учетом особенностей сплава и физико-механические свойства смесей, что позволяет оценить вероятность образования и предотвратить их появление.

На основе конструкторской модели детали создают геометрическую модель отливки, автоматически учитывая припуски на механическую обработку, допуски, также можно использовать координатные точки, полученные при сканировании поверхности готовой детали. В результате получают геометрическую координатную модель отливки, с помощью программы Sid Works координаты соединяют, образуя сплошную поверхность, после чего создается геометрическая модель отливки. После чего по данному проекту приступают к наращиванию отливки по технологии RP .

Изготовление моделей по технологии RP. Модель изготавливается из полистирола (PrimeCast 100) или металлического порошка. Продолжительность изготовления зависит от габаритных размеров модели. В специальной установке происходит послойное нанесение порошкового материала. Средняя толщина слоя 0,15 мм. После нанесения каждого слоя происходит лазерная обработка, то есть формируется модель. Средняя скорость наращивания полистироловой модели 10 мм/час. После наращивания модели ее извлекают из установки вместе со всем объемом порошкового материала, после чего модель выдерживается в порошке 7 часов с целью стабилизации структуры. По истечении данного времени модель извлекают, обдувают, подвергают контролю.

Преимущества технологии RP: сокращение сроков освоения новых изделий в несколько раз; гибкость изменения конструкции изделия изготовление штучных деталей без оснастки; возможность применения большого ассортимента металлов по выплавляемым моделям; изготовление деталей по электронной модели (необходимость в чертеже отсутствует).

Технология быстрого прототипирования реализуется на одном из пермских предприятий Новомет.

Терентьева А. В., Горбачева В. И., Древаль Л. А., Турчанин М. А.
(г. Краматорск, ДГМА)

ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ ФОРМИРОВАНИЯ ЖЕЛЕЗОСОДЕРЖАЩИХ ФАЗ В ЛИТЕЙНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ

Железо взаимодействует с алюминием, образуя интерметаллические фазы различных типов. При отсутствии кремния, преобладают тугоплавкие фазы Al_3Fe и Al_5Fe_2 , но в присутствии кремния, преобладающими фазами являются хрупкие образования – Al_8Fe_2Si (известная как иероглифовидная α -фаза) и Al_5FeSi (известная как пластинчатая β -фаза). Если с кремнием присутствует магний, то в сплаве могут образовываться π -фазы ($Al_8FeMg_3Si_6$). Влияние железа на свойства алюминиевых литейных сплавов столь велико, что ГОСТом строго регламентировано предельное содержание железа для различных способов литья. Структура силуминов и влияние на нее примесей железа достаточно широко представлена в литературе, однако она в малой степени привязана к многокомпонентным фазовым диаграммам, что в значительной мере затрудняет системный анализ.

В настоящей работе выполнено экспериментальное исследование кривых охлаждения алюминия и силумина при их заливке и кристаллизации в песчано-глинистой форме и стальном кокиле. Расчет скоростей охлаждения в песчано-глинистой форме и кокиле показал близость средних значений для различных сплавов. Средние скорости охлаждения варьируются в пределах $0,6...0,8$ °C/с в песчано-глинистой форме и $4...7$ °C/с в стальном кокиле. Максимальная мгновенная скорость охлаждения в песчано-глинистой форме наблюдается после завершения процесса кристаллизации и составляет $1,3$ °C/с. В кокиле охлаждение протекает наиболее интенсивно в момент кристаллизации сплавов и достигает 15 °C/с.

Изучение микроструктуры сплавов с содержанием $0...2\%$ (мас.) железа показало, что скорость охлаждения оказывают существенное влияние на структуру сплавов и морфологию железосодержащих фаз в них. Наиболее крупные включения этих фаз наблюдаются при кристаллизации сплавов с 2% (мас.) железа в песчано-глинистой форме. Изучение микротвердости сплавов показало разупрочняющее влияние железа на основу сплава. Наблюдающееся повышение микротвердости сплавов содержащих 2% (мас.) железа может быть связано с аддитивным структурным упрочнением.

В рамках CALPHAD-метода выполнен расчет фазовых превращений в сплавах систем Al–Si–Fe и Al–Si–Fe–Mn, отвечающих по составу промышленным силуминам. Для этого адаптирована база данных COST 507. Показано, что в рамках марочного состава сплава АК12 возможно протекание процессов первичной кристаллизации алюминия, кремния и железосодержащих α и β фаз. Проведены расчеты, демонстрирующие эффективность марганца как модификатора структуры пластинчатой железосодержащей β -фазы.

Тринева Т. Л. (г. Киев, ФТИМС НАНУ)

ИЗГОТОВЛЕНИЕ ГАБАРИТНЫХ ОТЛИВОК МЕТОДОМ ЛГМ

Литейное производство является основной заготовительной базой машиностроительного комплекса и от его развития зависят темпы восстановления и роста отечественного машиностроения в целом.

Получение качественных габаритных заготовок является одной из актуальных проблем в литейном производстве, которая традиционно в Украине решалась литьем в песчаные формы.

Литье в песчаные формы является основным процессом производства металлических отливок, который охватывает свыше 75 % их выпуска (в России свыше 77 % при общем производстве ~7 млн т отливок в год). Являясь одним из источников загрязнения окружающей среды, литейное производство в составе твёрдых отходов имеет ~90 % отработанных формовочных и стержневых смесей (до 6 т на 1 т отливок), относящихся к 4-й категории опасности, а продукты термодеструкции связующего песчаной смеси служат основным источником загрязнения атмосферы (свыше 50% от газовой выделений литейного цеха) [1]. К тому же данный способ литья является одним из способов, грубо обеспечивающих точность отливок при том, что припуски на обработку достигают 10 мм.

Габаритные изделия являются достаточно сложными по соблюдению точности изготовления, хотя бы по одному из таких факторов как учет коэффициента усадки.

Таким образом перед литейщиками стоит задача изготовления качественных габаритных отливок, а именно: максимального приближения по размерной точности, шероховатость поверхности отливок должна максимально приближаться к готовым деталям, а также должна быть соблюдена требуемая плотность отливки. Для обеспечения данных требований способ литья в песчаные формы является не приемлимым и поэтому альтернативой может выступить такой способ литья как ЛГМ.

ЛГМ относят к высокотехнологичным производствам, которые дают выход к устойчивому развитию из технологического отставания. Если в 80-е годы в структуре отечественной промышленности и товарного экспорта вес машиностроения составлял порядка 30...40%, а черной металлургии был в два-три раза

меньше, то сегодня наоборот. Большинство крупнейших автопроизводителей Европы, Азии и Америки ежегодно используют в производимых автомобилях несколько сотен тысяч тонн точных отливок, полученных опресанным способом. General Motors, Ford Motors, BMW, Fiat, VW, Renault и ряд других фирм полностью перешли в 1980-90 годах на изготовление этим способом отливок блоков цилиндров, головок блока, впускных и выпускных коллекторов, коленвалов и т. д. [2].

На рис.1 показана 3D-модель Рамы боковой. Литейная оснастка на такую отливку является по степени сложности одной из сложных как при проектировании так и в эксплуатации.

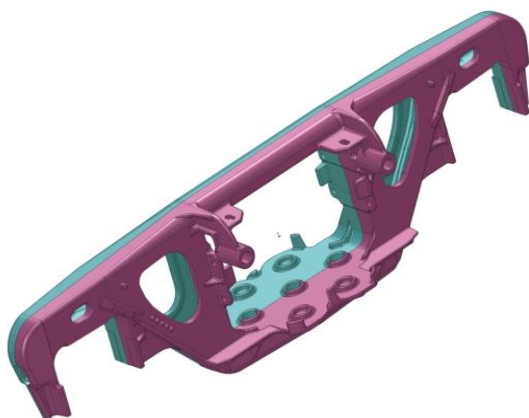


Рисунок 1 – Рама боковая

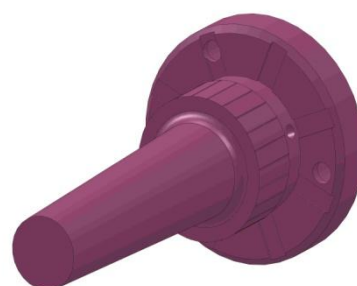


Рисунок 2 – Стержень

Требования к данному виду отливки можно выдержать литьем по газ моделям. При этом необходимо учитывать, что габаритная литейная оснастка такого типа достаточно дорогая, поэтому необходимо стремиться, чтобы срок ее эксплуатации покрывал ее затраты.

Оснастка длиной ~4 м и она подвержена короблению данный недостаток можно устранить, делая оснастку расчлененной, что позволит решить еще ряд проблем возникающих такого типа оснасток, а именно: составные детали должны иметь наличие воздушных каналов, обеспечивающих выход газов, что показано на рис. 2. Расчлененная оснастка позволяет решить проблему быстрой замены изношенных деталей, потерявших возможность держать размеры и сложную формообразующую.

ЛИТЕРАТУРА

1. Минаев А. А. О закономерностях развития современного литейного производства / Минаев А. А. // РИТМ. М. – 2010. – № 3. – С. 26–30.
2. Рыбаков С. А. Инновационные возможности литья по газифицируемым моделям, состояние и перспективы этого метода в России / Рыбаков С. А. // Литейщик России. – 2009 – № 4. – С. 44–45.

РАЗРАБОТКА ОПТИМАЛЬНЫХ ПАРАМЕТРОВ МОДИФИЦИРОВАНИЯ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ С ПРИМЕНЕНИЕМ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Одним из эффективных методов улучшения структуры литого металла является ввод в расплав дисперсных частиц тугоплавких, малорастворимых соединений (модификаторов второго рода). Это позволяет повысить качество литых изделий и получить более мелкозернистую структуру в деформированном металле, произведенном из модифицированного слитка. В качестве модификаторов для железоуглеродистых сплавов используют порошки карбидов и нитридов Ti, Nb и Zr. Актуальной задачей при этом является выбор рациональных типов модификаторов и разработка оптимальных параметров их ввода для различных марок сталей. Известно [1], что наиболее эффективны в качестве модификаторов частицы размером порядка десятков нанометров. Однако производство и технологии ввода их в расплав сложны и дороги. Предлагаемое решение данной проблемы – определение условий применения более крупных частиц тугоплавких соединений, способных растворяться в расплаве до наноразмеров к моменту начала затвердевания и тем самым становиться дополнительными центрами принудительной объёмной кристаллизации.

В нашей работе [2] подробно рассмотрены вопросы модифицирования низкоуглеродистых сталей и чугунов. Но достаточно широкое применение в машиностроении находят также среднеуглеродистые стали, задача получения в которых мелкозернистой структуры является актуальной и может быть решена применением рациональной технологии модифицирования с использованием инокуляторов 2-го рода.

По разработанной ранее в работе [2] компьютерной модели теоретически описан процесс растворения модификатора в охлаждающемся расплаве стали 40 (состав: C – 0,40 %; Si – 0,25 %; Mn – 0,60 %, Ti – 0,005 %; Nb – 0,005 %; Zr – 0,001 %; S – 0,008 %; P – 0,02 %, N – 0,005 %) как в период снятия перегрева над ликвидусом, так и в период кристаллизации. Расчёты показали, что растворимость порошков ZrC, TiC и ZrN в стали указанного состава относительно высока (порядка нескольких кг/т), т. е. их частицы, введенные в расплав в малом количестве быстро растворяются, не успев образовать центры кристаллизации. Следовательно, применение их для модифицирования среднеуглеродистых сталей с нашей точки зрения нерационально. Поэтому, основное внимание было сосредоточено на рассмотрении поведения в расплаве инокуляторов на основе TiN, NbN и NbC.

Результаты исследований показали, что по мере убывания эффективности в качестве модификаторов 2-го рода их можно расположить в ряд:



Кроме того, установлено существование такого значения расхода порошка, при котором время жизни частиц максимально. Большой расход приведёт к остановке растворения и началу процессов коагуляции порошка, что снижает эффективность модифицирования и приводит к загрязнению металла карбидными

или нитридными включениями. Меньший расход приводит, с одной стороны, к вводу меньшего количества частиц при использовании той же фракции порошка (дополнительных центров кристаллизации при этом также будет образовано меньше), с другой стороны – это снижает время жизни частиц в расплаве. Для NbN это предельное зачение достаточно велико ~500 г/кг, что делает его не самым оптимальным модификатором для среднеуглеродистой стали (в отличие от низкоуглеродистых). Время жизни его частиц также не столь велико по сравнению с NbC и TiN. Частицы NbC в данном случае обладают наибольшим временем жизни и способны образовывать максимальное количество дополнительных центров кристаллизации при относительно небольших расходах порошка. Следует также отметить, что карбонитриды Nb, которые выделяются из твёрдого раствора при последующей термомеханической обработке, менее склонны охрупчивать границы зёрен (в отличие от соединений Ti) [3], а напротив способствуют дисперсионному упрочнению металла.

Установлено, что для модифицирования отливок и слитков из стали 40, охлаждаемых со скоростью ~0,1 °C/с следует использовать NbC с расходом 135 г/т или TiN с расходом 70 г/т; при более медленной скорости охлаждения (~0,01 °C/с) расход следует увеличить до значений 145 г/т для NbC и 80 г/т для TiN. Оптимальная фракция порошка в данном случае как для NbC, так и для TiN составляет порядка 1...5 мкм. Ввод модификатора должен производиться при температуре близкой к температуре ликвидуса, что для стали 40 составляет около 1507 °C. Применение указанных рекомендаций обеспечивает образование в расплаве максимального числа дополнительных центров кристаллизации и, как следствие, измельчение структуры и существенное повышение всего комплекса механических свойств.

Предложенный в работе подход к определению оптимальных технологических параметров модифицирование железоуглеродистых расплавов дисперсными порошковыми инокуляторами с использованием математического моделирования подтвержден в ходе опытно-промышленного опробования на чугунах и низкоуглеродистых сталях [2], что показывает возможность и целесообразность его применения при производстве разного типа сталей с улучшенной (измельченной) структурой и повышенными механическими свойствами

ЛИТЕРАТУРА

1. Исследование модифицирования металла нанопорошковыми инокуляторами в кристаллизаторе сортовой машины непрерывного литья заготовок. Теоретическое обоснование / В. П. Комишуков, А. Н. Черепанов, Е. В. Протопопов и др. // Известия вуз. – Чёрная металлургия. – 2008. – № 8. – С. 10–11.
2. Троцан А. И. Модифицирование железоуглеродистых расплавов дисперсными порошками / А. И. Троцан, И. Л. Бродецкий, В. В. Каверинский. – Саарбрюккен: Международный издательский дом «LAP Lambert Academic Publishing GmbH & Co. KG», 2012. – 182 с.
3. Бродецкий И. Л. О природе межзеренного излома и влиянии ниобия в сталях, упрочненных карбонитридообразующими элементами / Бродецкий И. Л., Троцан А. И., Белов Б. Ф., Крейденко Ф. С. // Строительство, материаловедение, машиностроение : сб. научных трудов. – Вып. 53. – Днепропетровск, ПГАСА. – 2010. – С. 24–28.

Тур М. П., Доценко В. П. (г. Одесса, ОНПУ)

ИССЛЕДОВАНИЕ СУРЬМЯНИСТОГО ЧУГУНА, КАК АНТИФРИКЦИОННОГО И ИЗНОСОСТОЙКОГО МАТЕРИАЛА

Широкое использование сурьмянистых антифрикционных чугунов в качестве подшипникового материала представляет собой весьма важную задачу. Эти чугуны значительно дешевле чем бронзы и сравнительно легко могут быть получены в производстве. Решение этой задачи даст возможность резко сократить затраты средств и получить огромную экономию цветных металлов. Здесь следует отметить, что большое количество исследовательских работ, посвященных изучению имеющихся гостированных антифрикционных чугунов, и многолетнее применение их, как подшипникового материала, показывает, что такие чугуны могут быть использованы лишь при сравнительно легких условиях работы, хорошей смазке, при повышенных зазорах и более высокой твердости сопряженного вала, а также точной механической обработке трущихся поверхностей узлов трения.

Одновременно с этим, процесс получения антифрикционных чугунов, вошедших в государственный стандарт, требует применения природно-легированных дорогостоящих чугунов, обработке жидкого металла магнием, термической обработки, а также предусматривает более сложную технологию отливки из них деталей.

Исследование нового антифрикционного чугуна проводилось в направлении установления оптимального содержания в нем сурьмы и основных элементов, обеспечивающих наилучшие антифрикционные его свойства, а также в установлении влияния толщины стенки отливок на свойства этого чугуна.

Для этой цели было проведено несколько десятков опытных плавов с различным химическим составом чугуна и различной присадкой в него сурьмы.

Из каждой опытной плавки отливались стандартные образцы для механических испытаний и специальные технологические приборы для определения влияния толщины стенки отливок на свойства сурьмянистых чугунов. Механические испытания образцов производились на изгиб, стрелу прогиба, разрыв, сжатие и твердость по Бринеллю.

Структура сурьмянистых чугунов изучалась на стандартных образцах, взятых при производстве опытных плавов с различным содержанием сурьмы и других элементов в чугуне. Кроме того, образцы для металлографических исследований отбирались также и от опытных деталей, предназначенных для производственных испытаний. Исследование влияния термической обработки на структуру и антифрикционные свойства сурьмянистого чугуна проводилось на тех же стандартных образцах, подвергаемых отжигу и нормализации. Термическая обработка осуществлялась в лабораторной печи трубчатого типа. Нагрев образцов производился до 900 °С и при этой температуре выдерживался в течение одного часа. При отжиге охлаждение образцов осуществлялось

вместе с печью до температуры 650 °С, дальнейшее охлаждение производилось на воздухе. При нормализации, образцы нагреты до 900 °С вынимались из печи и охлаждались на воздухе.

Как показывает практика изучения и внедрения новых подшипниковых материалов, весьма положительный эффект дают лабораторные исследования антифрикционных свойств, предшествующие эксплуатационным испытаниям.

Исходя из этих соображений, испытания нового антифрикционного сурьмянистого чугуна нами подразделены на две стадии – лабораторные и промышленные испытания.

Первый вид испытаний позволяет произвести сравнительное определение антифрикционных свойств испытуемых материалов на образцах простейшей формы. Второй вид испытаний предусматривает такие испытания, при которых в качестве образцов взяты детали машин обычной формы и размеров, например, втулки, вкладыши подшипников и др.

Как показывает практика изучения и внедрения новых подшипниковых материалов, весьма положительный эффект дают лабораторные исследования антифрикционных свойств, предшествующие эксплуатационным испытаниям.

На основе полученных данных можно сказать, что сурьмянистый чугун с содержанием сурьмы в пределах 0,25...0,4 % является хорошим антифрикционным материалом, который может заменить собой бронзу и в отдельных случаях баббит, обладая хорошими литейными свойствами, позволяющими получить отливки чистыми без пригара, утяжки, короблений, с четкими углами и краями. Твердость отливки из сурьмянистого чугуна с увеличением толщины стенки от 20 до 80 мм практически не изменяется и составляет 207...229 единиц по Бринеллю.

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

CALPHAD МЕТОД РАСЧЕТА ФАЗОВЫХ РАВНОВЕСИЙ ДЛЯ СОВРЕМЕННЫХ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ, МЕТАЛЛУРГИИ И ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА

В CALPHAD (Calculation of Phase Diagrams) методе экспериментальная информация о системе конвертируется в оптимизируемые параметры термодинамических моделей соответствующих фаз. Термин «термодинамическое описание (thermodynamic assessment) системы» обозначает то, что параметры термодинамических моделей фаз системы получены так, что могут быть рассчитаны не только термодинамические свойства фаз, но и фазовая диаграмма системы.

Начало расчетам фазовых диаграмм было положено в начале XX века Ван Лааром. Во второй половине XX века начали предприниматься попытки расчета

фазовых диаграмм двухкомпонентных систем с использованием ЭВМ. Значительный вклад в развитие данного направления был сделан Кауфманом. Реальный прогресс в расчете фазовых равновесий был достигнут в конце XX века, когда стал доступен ряд пакетов прикладных программ., таких как Lukas program, TermoCalc, ChemSage, FACT, MTDATA, PanEngine и PANDAT. С разработкой этого программного обеспечения стали возможными использование более реалистичных моделей термодинамических свойств фаз, расчет фазовых диаграмм в сложных двухкомпонентных системах и системах с большим числом компонентов. На современном этапе CALPHAD метод, позволяющий обобщить и уточнить в рамках одной модели информацию о фазовых равновесиях и термодинамике фаз, стал еще одним мощным средством теоретического исследования и установления наиболее достоверной информации. С его использованием могут быть предсказаны термодинамические свойства и фазовые диаграммы для технологически важных многокомпонентных сплавов. Он является эффективным средством для уменьшения объемов экспериментальных работ, необходимых для понимания фазовых превращений в таких сплавах. Собранные базы данных для сталей и других сплавов уже показали свою эффективность в данном вопросе.

Расчет фазового равновесия в системе требует минимизации суммы значений свободной энергии Гиббса всех фаз, входящих в ее состав. Поэтому термодинамические свойства каждой фазы, принимающей участие в равновесии, должны быть описаны соответствующими моделями, которые для чистых веществ должны учитывать температурную зависимость, а для фаз, обладающих областью гомогенности, – температурно-концентрационную зависимость свободной энергии Гиббса. Последовательность операций, выполняемых в ходе термодинамического описания системы включает в себя сбор первичных экспериментальных данных о термодинамических свойствах фаз и фазовым равновесиям, их критическую оценку, разработку адекватных термодинамических моделей фаз, оптимизацию модельных параметров и сопоставление результатов расчетов с результатами эксперимента. Параметры термодинамических моделей фаз накапливаются в специальных базах данных и в дальнейшем используются для решения прикладных задач.

Основными областями применения CALPHAD метода при разработке новых материалов, технологических процессов получения различных промышленных сплавов и отливок из них является его использование для расчетов в многокомпонентных системах. При этом могут решаться задачи, связанные не только с равновесными превращениями в них, такие как установление температурно-концентрационных границ существования фазовых областей, определение зависимости технологических свойств от концентрации добавок или анализ зависимости фазового состава сплава от температуры, но и задачи, связанные с протеканием в системах метастабильных превращений, приводящих к образованию аморфных сплавов, пересыщенных твердых растворов на основе чистых компонентов и промежуточных фаз, метастабильных интерметаллических соединений.

Применение CALPHAD метода невозможно без надежной экспериментальной информации о фазовых равновесиях и термодинамических свойствах интересующих фаз. К сожалению, такая информация рассеяна во многих литературных источниках, а ее сбор и систематизация представляют собой отдельные сложные задачи. Для специалистов, работающих в области создания материалов и разработки новых металлургических и литейных процессов, разработан новый продукт – MSI Eureka (<http://www.msiport.com>), который является интерактивной базой данных о фазовых равновесиях, структуре и свойствах неорганических веществ, включая металлические сплавы (чугуны, стали, сплавы цветных металлов, магнитные материалы, сплавы для электротехники и электроники, медицины и т. д.), неметаллические материалы (керамические материалы, полупроводники, сенсоры и т. д.) и композиционные материалы (композитные сплавы, цементы и т. д.).

База данных MSI Eureka содержит в себе информацию более чем из 334000 литературных источников и представляет сведения более чем по 59000 комбинаций элементов. В ней представлены данные, как по чистым элементам, так и по двух-, трех- и многокомпонентным системам, вплоть до пятнадцати-компонентных систем. Информация представлена на различных уровнях, включающих в себя список литературных источников об интересующей системе (Links to Literature), результаты отдельных научных исследований, в том виде, в каком они были приведены в литературе (Research Results и Diagrams as Published), и детальное описание технологически важных систем (Evaluations), среди которых 155 описаний двойных систем и 3848 описаний тройных систем. База данных постоянно пополняется информацией из современной периодической литературы. Этот гигантский объем информации доступен благодаря глобальным усилиям международной группы ученых, работающих в области строения материалов и представляющих ведущие университеты и лаборатории из 20 стран мира.

Федоров Н. Н. (г. Краматорск, ДГМА)

СОВРЕМЕННЫЕ ВЫСОКОЭФФЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРИГОТОВЛЕНИЯ ПЕСЧАНО-БЕНТОНИТОВЫХ ФОРМОВОЧНЫХ СМЕСЕЙ

В настоящее время в массовом производстве стальных и чугуновых отливок массой от нескольких килограммов до нескольких десятков килограммов технология литья в сырые песчано-бентонитовые формы остается вне конкуренции.

Современные формовочные песчано-бентонитовые смеси (ПБС), применяемые для изготовления форм на высокопроизводительных автоматических линиях, например, по производству автомобильного литья, представляют собой

многокомпонентные системы, которые требуют тщательной технологической подготовки, а именно: предварительной подготовки отработанной смеси (охлаждение, сепарация, увлажнение, просеивание); точного дозирования всех необходимых компонентов (отработанной смеси, освежающих добавок песка и бентонита, углеродсодержащих и др. технологических добавок, воды); интенсивного и эффективного перемешивания всех составляющих смеси с разными физико-механическими свойствами за короткий промежуток времени (1,5...2,0 мин); автоматического контроля и регулирования влажности смеси или ее уплотняемости в процессе смесеприготовления.

Сегодня во всем мире прослеживается тенденция перехода литейных предприятий на технологию высокоэффективного и высокоскоростного смесеприготовления на смесителях вихревого типа, которые, по сравнению с традиционными бегунами, обладают: более высокой (в 2...2,5 раза) производительностью, более низким энергопотреблением, а также обеспечивают улучшение ряда важнейших качественных характеристик формовочной смеси (высокая однородность всех компонентов смеси; диспергирование бентонита и равномерное покрытие песчаных зерен связующим; повышение уплотняемости, прочности и газопроницаемости смеси).

В данной работе показано, что, в случае использования для смесеприготовления традиционных бегунов, в смеси происходит относительно медленное распределение и усвоение воды бентонитом из-за низкой эффективности смешивания. Влажность смеси увеличивается постепенно до конца процесса смешивания. Из-за этого не достигается необходимая степень диспергирования бентонита, а вода им не полностью усваивается, поскольку время перемешивания смеси в промышленных бегунах обычно составляет 3...5 минут. Такая инертность бентонитового связующего особенно проявляется на более термостойких и более структурно упорядоченных его разновидностях. Только путем описанного выше технологического подхода и за счет применения смесителей интенсивного типа можно в максимально полной мере использовать возможности современных многокомпонентных формовочных ПБС, позволяющих получать качественное литье с высокой чистотой поверхности.

Фесенко Е. В., Косячков В. А., Фесенко М. А. (г. Киев, НТУУ КПИ)

РАЗВИТИЕ СПОСОБОВ ПОЛУЧЕНИЯ ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК С ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ

Производство двухслойных чугуновых отливок осуществляется различными способами. В частности, заливкой в общую литейную форму разнородных жидких сплавов с разделительной перегородкой между ними; последовательной заливкой литейной формы разнородными чугунами через две незави-

симые литниковые системы с паузой между заливками; выливанием жидкого остатка одного чугуна с доливкой сердцевины другим чугуном; центробежным литьем с послойной заливкой вращающейся изложницы разнородными чугунами и другими методами. Заливка однородного чугуна в литейную форму с вмонтированным в нее кокилем для ускоренного охлаждения и получения отбеленного слоя не отличается стабильностью результатов.

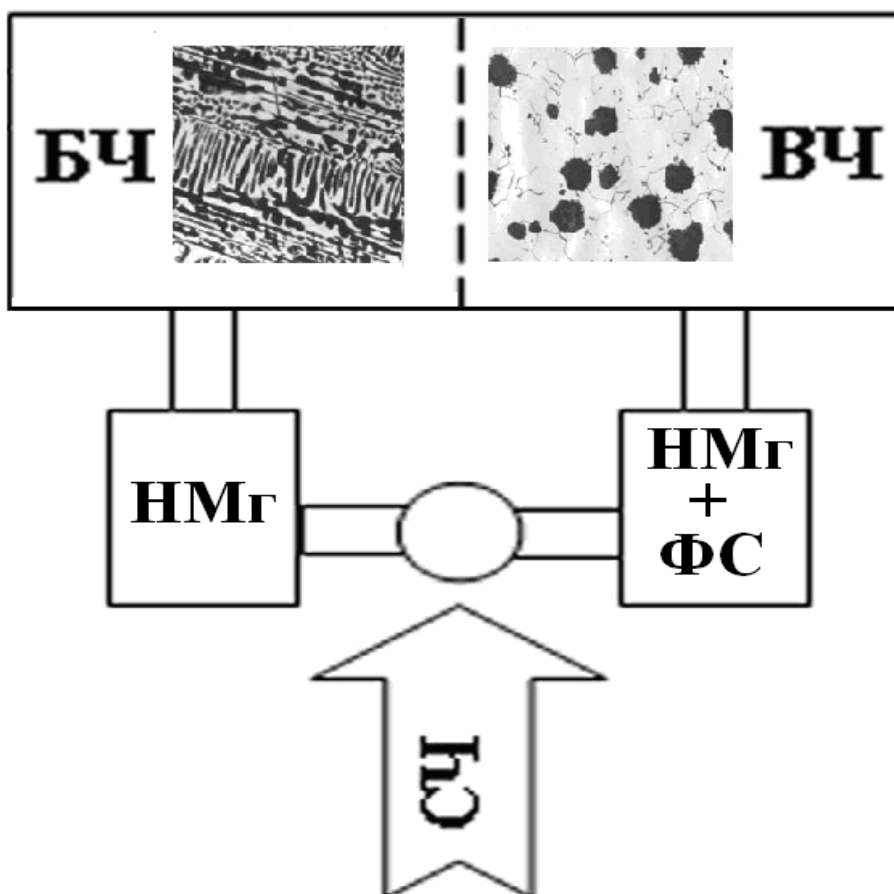
Использование двух плавильных агрегатов для синхронной выплавки разнородных чугунов связано с определенными организационно-технологическими трудностями. Даже при наличии достаточного парка чугуноплавильных печей, как правило, в течение смены работает только одна печь, а остальные ремонтируются или находятся в резерве.

На кафедрах литейного производства черных и цветных металлов Национального технического университета Украины «КПИ» г. Киев, и кафедре технологии и оборудования литейного производства Донбасской государственной машиностроительной академии, г. Краматорск, отрабатывается принципиально новый метод дифференциации структуры и свойств чугуна в различных слоях отливки. Сущность запатентованного метода заключается в выплавке чугуна в одной печи и его разделении в литниковой системе на два потока, один из которых модифицируется в реакционной камере с соответствующим изменением структуры и свойств в процессе последующей кристаллизации.

Априорным моделированием методом морфологической комбинаторики установлено около 300 различных конструктивно-технологических вариантов реализации этой идеи. Принципиально возможен такой, например, вариант, как разделение обычного базового серого чугуна на два потока с внутрiformенным модифицированием одного из них карбидостабилизирующим, а другого – сфероидизирующим модификатором. В результате предполагается получить отливку с рабочим слоем из износостойкого твердого белого чугуна и матричным слоем из ударостойкого ферритного чугуна с шаровидным графитом (рис. 1).

Реализации идеи препятствует возможность взаимного гидродинамического перемешивания разнородных потоков чугуна в процессе заливки общей литейной формы, а также возможность диффузионного выравнивания химического состава жидкого чугуна в процессе его охлаждения. Отдельными конструктивно-технологическими приемами удастся частично или полностью устранить указанные недостатки метода. В серии экспериментальных плавок получены образцы двухслойного чугуна с надежным промежуточным слоем. Результаты проведенных экспериментов опубликованы в технической литературе [1...3].

Однако для стабильной дифференциации структуры и свойств чугунов в разных по функциональному назначению слоях отливки необходимы более глубокие исследования механизма и кинетики взаимодействия серого, белого и высокопрочного чугунов как при заливке, так и при последующем охлаждении и кристаллизации в общей литейной форме.



БЧ – белый чугун; ВЧ – высокопрочный чугун; СЧ – серый чугун;
 НМГ – никель-магниева лигатура; ФС – ферросилиций
 Рисунок 1 – Схема технологического варианта получения
 двухсторонних отливок

ЛИТЕРАТУРА

1. / Косячков В. А. Взаимодействие белого и магниевого чугуна, модифицированного в литейной форме / Косячков В. А., Фесенко М. А. // Процессы литья, 2006. – № 4. – С. 40–47.
2. Получение отливок с разнородной структурой и свойствами из базового расплава доэвтектического чугуна методом внутриформенного модифицирования / Фесенко А. Н., Фесенко М. А., Косячков В. А., Фесенко Е. В. // Вісник ДДМА, 2009. – № 1 (15). – С. 317–321.
3. Фесенко М. А. Внутриформенное модифицирование для получение чугуновых отливок с дифференцированной структурой и свойствами / Фесенко М. А., Фесенко А. Н., Косячков В. А. // Литейное производство, 2010. – № 1 – С. 7–13.

Фесенко М. А. (г. Киев, НТУУ КПИ), Фесенко А. Н. (г. Краматорск, ДГМА), Могилатенко В. Г. (г. Киев, НТУУ КПИ)

ТЕХНОЛОГИИ ВНУТРИФОРМЕННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ ЧУГУНА

Способ внутриформенного модифицирования расплава (INMOLD-process) является перспективным для изготовления качественных чугунных отливок с высокими показателями механических и эксплуатационных свойств [1].

Модифицирование жидкого чугуна этим способом осуществляется непосредственно в литейной форме зернистой или порошкообразной добавкой, размещенной на пути движения расплава к отливке в специальной полости литниковой системы – промежуточной проточной реакционной камере. Во время заливки литейной формы модификатор в реакционной камере растворяется в потоке жидкого металла, перемещается в полость формы, где и усваивается окончательно металлом отливки.

Внутриформенное модифицирование позволяет улучшить и стабилизировать структуру чугунных отливок, сократить расход модификаторов, значительно уменьшить потерю активных элементов на окисление, исключить интенсивное дымовыделение, свечение и пироэффект, увеличить производительность труда и обеспечить возможность автоматизации процессов модифицирования и заливки [2–5].

В мировой и отечественной практике этот способ модифицирования чаще всего используется при производстве мелких и средних по массе отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом в условиях серийного и массового производства.

Благодаря своим многочисленным преимуществам технология внутриформенного модифицирования открывает широкие возможности использования её не только с целью сфероидизации графита при получении отливок из чугуна с шаровидным графитом, но и в других процессах для получения чугунных отливок с заданной структурой и требуемым комплексом механических и эксплуатационных свойств.

В данной работе предложены и исследованы следующие технологии получения отливок из чугуна:

- технологии обработки исходного жидкого чугуна доэвтектического или эвтектического состава в литейной форме графитизирующими, карбидостабилизирующими или сфероидизирующими добавками при литье в разовые формы и по газифицируемым моделям;
- технология двойной внутриформенной обработки расплава чугуна в литейной форме;
- способ получения отливок с разной структурой и свойствами в общей литейной форме из одного исходного расплава;
- технологии изготовления двухсторонних, двухслойных и многослойных отливок с дифференцированной структурой и свойствами в отдельных зонах (частях) из одного базового расплава при заливке в разовые литейные формы и при центробежном литье.

Многочисленными исследованиями с использованием методов физического и имитационного (компьютерного) моделирования, а также натурными экспериментами при изготовлении опытных и производственных отливок изучено влияние типа, количества и гранулометрического состава добавок на структуру и свойства отливок, определены рациональные типы реакционных камер и конструкции литниково-модифицирующих систем для обеспечения эффективной внутриформенной модифицирующей обработки расплава чугуна добавками разной плотности и зернистости, предложены новые способы интенсификации растворения модификаторов при обработке жидкого чугуна внутри литейной формы добавками с размерами зерен, отличными от оптимальных, включая и пылевидные фракции.

В исследованиях технологии двойной внутриформенной обработки чугуна изучено совместное влияние на расплав, а следовательно, структуру и свойства отливок, графитизирующих и карбидостабилизирующих, сфероидизирующих и карбидостабилизирующих, а также сфероидизирующих и графитизирующих добавок. Разработаны практические рекомендации по последовательности ввода разных добавок в жидкий чугун, а также по оптимальным температурно-временным режимам заливки литейных форм расплавом чугунов разного состава.

При изготовлении отливок с разной структурой и свойствами в общей литейной форме из одного исходного чугуна, а также двухслойных, двухсторонних и многослойных отливок разной конфигурации (горизонтальных и вертикальных плит, брусков, тел вращения и др.) разработаны конструкции литниково-модифицирующих систем, установлены оптимальные режимы и параметры литья, обеспечивающие дифференциацию структуры и свойств как в отдельных отливках в общей литейной форме, так и в отдельных частях, слоях или зонах одной отливки.

Предложенные технологии внутриформенной обработки расплава защищены патентами Украины и могут являться перспективными для получения высококачественных чугунных изделий широкой номенклатуры при литье в песчано-глинистые формы, по газифицируемым моделям и методом центробежного литья в различных условиях производства [6–18].

ЛИТЕРАТУРА

1. Ковалевич Е. В. Способы модифицирования чугуна для получения шаровидной формы графита / Ковалевич Е. В. // *Литейное производство*. – 2006. – №4. – С. 9–13.
2. Бубликов В. Б. Повышение модифицирующего воздействия на структурообразование в высокопрочном чугуне / Бубликов В. Б. // *Литейное производство*. – 2003. – №8. – С. 20–22.
3. Косячков В. А. Особенности кристаллизации чугуна, модифицированного в литейной форме / Косячков В. А. // *Процессы литья*. – 2008. – №4. – С. 16–21.
4. Сивко В. И. Производство отливок из высокопрочного чугуна. Опыт Камского литейного завода / Сивко В. И., Вазиев И. К. // *Литейное производство*. – 1998. – № 12. – С. 9–12.
5. Фесенко М. А., Фесенко А. Н. Внутриформенное модифицирование расплава для получения отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом / Фесенко М. А., Фесенко А. Н. // *Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве: материалы III международной научно-технической конференции, 11–16 сентября 2011 г.* / под общ. ред. А. Н. Фесенко. – Краматорск : ДГМА. – 2011. – С. 200.

6. Патент № 27682 U 2007 07330, B22D 27/00. Спосіб виготовлення виливків з різними структурою і властивостями в загальній ливарній формі з одного базового розплаву / Фесенко А. М., Фесенко М. А., Косячков В. О.; заявл. 02.07.2007; опубл. 12.11.2007.; Бюл. № 18.
7. Патент № 32662 U 2008 00343, B22D 27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями / Фесенко А. М., Фесенко М. А., Косячков В. О.; заявл. 10.01.2008; опубл. 26.05.2008.; Бюл. № 10. .
8. Патент № 32713 U 2008 00725, B22D 27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями з одного базового розплаву / Фесенко А. М., Фесенко М. А., Косячков В. О.; заявл. 21.01.2008; опубл. 26.05.2008.; Бюл. № 10.
9. Патент № 33518 U 2008 02428, B22D 27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями з одного базового розплаву / Фесенко А. М., Фесенко М. А., Косячков В. О.; заявл. 25.02.2008; опубл. 25.06.2008.; Бюл. № 12.
10. Патент № 37319 U 2008 07447, B22D 27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями / Фесенко А. М., Фесенко М. А., Косячков В. О., Ємельяненко К. В.; заявл. 30.05.2008; опубл. 25.11.2008; Бюл. № 22.
11. Патент № 42477 U 2009 00188, B22D 27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями / Фесенко А. М., Фесенко М. А., Косячков В. О., Ємельяненко К. В.; заявл. 12.01.2009; опубл. 10.07.2009; Бюл. № 13.
12. Патент № 42795 U 2009 00009, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями / Фесенко М. А., Фесенко А. М., Косячков В. О., Ємельяненко К. В.; заявл. 05.01.2009; опубл. 27.07.2009.; Бюл. № 14.
13. Патент № 41383 U 2008 11908, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями / Фесенко А. М., Фесенко М. А., Косячков В. О., Ємельяненко К. В.; заявл. 07.10.2008; опубл. 25.05.2009.; Бюл. № 10.
14. Патент № 54266 U 2009 13097, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями / Фесенко М. А., Фесенко А. М., Косячков В. О.; заявл. 16.12.2009; опубл. 11.11.2010.; Бюл. № 21.
15. Патент № 54267 U 2009 13101, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями / Фесенко М. А., Фесенко А. М., Косячков В. О.; заявл. 16.12.2009; опубл. 11.11.2010.; Бюл. № 21.
16. Патент № 59207 U 2010 11799, B22D 27/00. Спосіб подвійної обробки рідкого металу в ливарній формі / Фесенко А. М., Фесенко М. А.; заявл. 05.10.2010; опубл. 10.05.2011.; Бюл. № 9
17. Патент № 76396 u201203999, B22D 27/00. Спосіб подвійної обробки рідкого металу в ливарній формі / Фесенко А. М., Фесенко М. А., Чугайов Д. О.; заявл. 02.04.2012; опубл. 10.01.2013.; Бюл. № 1/2013.
18. Фесенко А. Н. Исследование процесса получения двухслойных чугуновых отливок методом центробежного литья / Фесенко А. Н., Фесенко М. А., Дегтярев С. А. // Вісник ДДМА : збірник наукових праць. – 2011. – № 4 (25)2011. – С. 149–153.

Фесенко А. Н. (ДГМА г. Краматорск), Фесенко М. А. (г. Киев, НТУУ «КПИ»), Скок Р. И. (ДГМА г. Краматорск)

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ПОЛУЧЕНИЯ ДВУХСЛОЙНЫХ ОТЛИВОК

На сегодняшний день эксплуатационная надежность и долговечность механизмов, машин и оборудования являются важнейшими характеристиками и имеют определяющее значение. С их повышением улучшаются безопасность и стабильность работы оборудования, уменьшаются расходы на его техническое обслуживание и ремонтные работы, возрастают производительность труда и качество выпускаемой продукции, обеспечивается экономия энергетических и материальных ресурсов. Учитывая то, что основными заготовками для деталей машин, механизмов и оборудования являются отливки, именно их качеством и свойствами определяются эксплуатационные характеристики оборудования.

В то же время во многих случаях к отдельным частям или зонам отливки предъявляются разные, в отдельных случаях противоположные, иногда взаимоисключающие, требования. Например, для отливок, работающих в условиях абразивного или ударно-абразивного износа поверхности, подвергающиеся износу, должны обладать повышенной твердостью и износостойкостью, в то время как остальные части изделия (матрица) должны иметь повышенную прочность и пластичность. Обеспечить такие требования во многих случаях возможно путем замены монометаллических изделий двухслойными, применение которых позволит достичь не только требуемых эксплуатационных свойств, но и сократить расходы дорогостоящих легирующих материалов, снизить себестоимость изделий и получить значительный экономический эффект.

Из многообразия существующих методов получения двухслойных изделий особый интерес представляют детали и заготовки, полученные непосредственно из жидких металлов и сплавов методом литья с последовательной заливкой в литейную форму разных по химическому составу расплавов.

Основным условием получения качественных двухслойных отливок с дифференцированной структурой и свойствами в верхнем и нижнем слоях при изготовлении их непосредственно из расплавов является исключение перемешивания их в полости литейной формы, что требует в каждом конкретном случае установления оптимальных режимов литья и затвердевания.

Исследования этих процессов непосредственно на натуральных отливках являются не всегда возможными, трудоемкими, дорогостоящими и требуют значительных затрат времени, поэтому в работе для изучения процессов, протекающих при формировании двухслойных отливок с целью установления оптимальных режимов литья, были применены методы компьютерного моделирования.

Исходными данными для моделирования являются 3D-модели отливки с литниково-питающей системой, выполненные в программном пакете КОМПАС-3D V13. После создания объемной модели объекта исследований моделирование процессов заливки и формирования двухслойной отливки в разовой песчаной форме осуществлялось с применением пакета LVMFlow.

Объектами исследований были выбраны отливка «Горизонтальный брус» размерами 240×120×60 мм массой 12 кг и промышленная отливка «Плита рифленная» с габаритными размерами 525×300×45 мм и массой 45 кг.

В качестве исходных расплавов для моделирования использовали чугун ЧХ-1 для получения рабочего износостойкого слоя и чугун ВЧ-40 для формирования основы или матричного вязкого слоя отливки.

Моделирование процесса получения двухслойных отливок в разовой песчаной форме осуществлялось с заливкой исходных чугунов через две автономные литниковые системы, одна из которых обеспечивает подвод жидкого металла в нижнюю, а вторая – в верхнюю части полости формы с варьированием скорости заливки и температуры расплавов. При этом в экспериментах применялись литниковые системы разной конструкции, а также изменялись их параметры (количество питателей, их сечение и длина). Заливка второго расплава, поступающего в верхние слои отливки, производилась после разной временной выдержки в форме залитого первого расплава.

Как показали результаты компьютерного моделирования, при непрерывной заливке литейной формы через автономные литниковые системы разных по химическому составу чугунов невозможно получить отливки с дифференцированной структурой и свойствами в верхнем и нижнем ее слоях. Вне зависимости от конструкций литниковых систем и изменения их параметров, происходит перемешивание расплавов, что приводит к формированию однородной структуры и свойств металла во всем объеме отливки.

Для обеспечения в отливке слоев с разной структурой и свойствами поступление расплавов в нижнюю и верхнюю часть полости формы должно осуществляться последовательно с определенной временной выдержкой. Причем, качественную двухслойную отливку можно получить только при обеспечении оптимальной временной выдержки между двумя этапами заливки формы расплавом.

По результатам компьютерного моделирования определены оптимальные технологические условия и разработаны практические рекомендации для получения двухслойных отливок «Горизонтальный брус» и «Плита рифленная».

Полученные результаты исследований могут быть использованы при изготовлении других мелких и средних двухслойных чугунных отливок различной конфигурации с наиболее перспективным для условий их эксплуатации сочетанием частей или слоев, например, «белый чугун – высокопрочный чугун с шаровидным графитом».

Фиксен В. Н. (г. Киев, ФТИМС НАН Украины)

ПУЛЬСИРУЮЩЕЕ МАГНИТНОЕ ПОЛЕ КАК ЭФФЕКТИВНОЕ СРЕДСТВО ФИЗИЧЕСКОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Исследования, проведенные во ФТИМС НАН Украины показали, что электромагнитный перемешиватель пульсирующего магнитного поля (ЭМП ПМП) может быть эффективно применён не только для перемешивания жидко-металлической ванны с целью усреднения её температуры и химсостава [1,2,3], но также и для физического модифицирования лигатур и сплавов. Пульсирующее магнитное поле представляет собой переменный магнитный поток, который выходя из полюса ЭМП ПМП, взаимодействует с электропроводной средой. Согласно закону электромагнитной индукции на металлический расплав действует однонаправленная, синусоидально изменяющаяся сила отталкивания с частотой, равной удвоенной частоте питающего напряжения. Например, при частоте тока в сети 50 Гц, частота действия силы составляет 100 Гц.

Главной частью экспериментальной установки является ЭМП ПМП, плоскость полюса, которого с размерами 200×200 мм в плане, расположена горизонтально, и покрыта слоем огнеупорного картона толщиной 10 мм. Индукцию магнитного поля изменяли регулированием напряжения, подаваемого на обмотку ЭМП ПМП. Металл плавил и перемешивали в перемещаемой тигельной печи сопротивления вместимостью 1,4 кг жидкого алюминиевого сплава.

Цель экспериментов состояла в исследовании влияния интенсивного электромагнитного перемешивания (физического модифицирования) на формирование микроструктуры: 1) лигатуры Al-Zr; 2) высокопрочного литейного алюминиевого сплава ВАЛ10, в который намеренно не вводили, вредный для здоровья людей кадмий.

Эксперименты проводили следующим образом.

В печи расплавляли и доводили до заданной температуры металл, подлежащий электромагнитной обработке, устанавливали печь на полюс ЭМП ПМП, и включали перемешиватель. В одних экспериментах в расплав вводили лигатуру, а в других обрабатывали расплав без добавок. Циркуляция расплава при перемешивании происходила в вертикальных плоскостях. Обработку проводили в течение 5 минут, а затем отливали из полученного расплава образцы для металлографических исследований в чугунный кокиль.

Известно, что макро- и микроструктура модифицируемых сплавов сильно зависит от микроструктуры лигатур-модификаторов. Лигатура Al-Zr, используемая например, для модифицирования высокопрочных литейных алюминиевых сплавов системы Al-Si должна содержать в себе цирконий в виде интерметаллидов, имеющих форму компактных многогранников как можно меньших размеров. Согласно диаграмме состояния системы Al-Zr при содержании циркония в лигатуре Al-Zr менее 53% по массе, образуются интерметаллиды Al_3Zr , которые в обычных условиях плавки и кристаллизации приобретают игольчатую форму и длину в десятки микрон. В таком виде они не оказывают эффективного

модифицирующего действия. Для того чтобы интерметаллиды выполняли функцию модификатора, им необходимо придать компактную форму и как можно меньшие размеры. Частицы интерметаллидов Al_3Zr , с игольчатой формой и длиной менее 1 мкм тоже являются хорошими модификаторами, однако получить их в сплаве очень сложно.

Для решения поставленной задачи в печи расплавляли алюминий марки А97, доводили его температуру до $800^{\circ}C$ и погружали в него лигатуру, содержащую 85 % циркония и 15 % алюминия с таким расчётом, чтобы в литом образце было не менее 5 массовых процентов циркония. После прогрева введенной лигатуры до $800^{\circ}C$ включали перемешиватель. Заливку расплава в кокиль производили при температуре $800\text{--}810^{\circ}C$. Обработку и разливку экспериментального (без кадмия) сплава ВАЛ10 проводили при температуре $760\text{--}780^{\circ}C$.

Металлографические исследования полученных литых образцов, проведенные в Институте металлофизики НАН Украины кандидатами физ. мат. наук А.Л. Березиной, Т.А. Монастырской и С.С. Полищуком показали следующее.

В полученной циркониевой лигатуре содержится около 5 массовых процентов циркония, который входит в состав интерметаллидов Al_3Zr , имеющих компактную форму и размеры от 15 мкм до 1 мкм. Включения интерметаллидов равномерно распределены по объёму образца. Их внешний вид соответствует интерметаллиду $AlZr_3$, однако рентгеноструктурный фазовый анализ показал, что в действительности это интерметаллид Al_3Zr , который в обычных условиях кристаллизуется в игольчатой форме.

В следующем эксперименте физическому модифицированию подвергли экспериментальный сплав ВАЛ10. Без такой обработки сплав имеет дендритную структуру. После обработки дендриты приобрели глобуляризованный вид.

Для уверенности в том, что полученные микроструктуры не являются результатом случайного стечения обстоятельств, каждый из экспериментов был повторен ещё по два раза. Дополнительные исследования подтвердили стабильность результатов физического модифицирования выбранных объектов. Рабочая гипотеза о механизме процесса в настоящее время находится в стадии теоретической проработки и экспериментальной проверки.

Таким образом, проведенные эксперименты свидетельствуют об эффективности ЭМП ПМП для физического модифицирования лигатуры Al-Zr и алюминиевого сплава ВАЛ10, а также о перспективе более широкого применения представленного способа электромагнитной обработки.

ЛИТЕРАТУРА

1. МГД-перемешиватели алюминиевых сплавов с пульсирующим магнитным полем / Дубоделов В. И., Фиксен В. Н., Глухенький А. И., Ю. М. Гориславец // *Технічна електродинаміка*. – 2009. – № 1. – С. 61–66.
2. Фиксен В. Н. Приготовление, рафинирование и заливка алюминиевых сплавов под действием электромагнитных сил / Фиксен В. Н. – Краматорск : Вісник державної машинобудівної академії. – 2011. – № 4(25). – С. 154–159.
3. Фиксен В. Н. Приготовление, рафинирование и заливка алюминиевых сплавов под действием электромагнитных сил / Фиксен В. Н. // *Металлургия машиностроения*. – 2012. – № 6. – С. 24–29.

ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ Zr ЧЕРЕЗ АМОРФНОЕ СОСТОЯНИЕ

Известно, что замена меди никелем при легировании высокотемпературных сплавов с эффектом памяти формы (ВСЭПФ) системы Zr–Cu–Ni приводит к тому, что характеристические температуры мартенситного превращения (МП) повышаются [1]. При достижении концентрации никеля около 20 ат. %, температуры МП становятся выше таковых для кристаллизации аморфного сплава того же состава [2]. Кристаллизация из аморфного состояния в этом случае протекает с образованием B19' фазы без видимых признаков наноразмерной фазовой сепарации.

В настоящей работе анализ структурных изменений при кристаллизации из аморфного состояния показал для ВСЭПФ на основе Zr, что пока добавки никеля недостаточны для повышения температур МП выше температуры кристаллизации, механизмом кристаллизации является наноразмерная фазовая сепарация. При повышении температур МП выше температур кристаллизации образуется только B19' фаза. Последующие циклы нагрев-охлаждение выявили протекание МП в кристаллизованных из аморфного состояния сплавах. Установлено, что после кристаллизации через наноразмерную фазовую сепарацию МП может быть подавлено или, как минимум, протекать при более низких температурах и в более широких температурных интервалах по сравнению с исходным поликристаллическим состоянием. В случае же кристаллизации через образование только B19' фазы, температуры МП совпадают с таковыми для исходного поликристалла. Изменение объема при кристаллизации уменьшается с увеличением содержания никеля.

Обсуждаются структурные изменения при кристаллизации аморфных лент, полученных путем закаливания ВСЭПФ на основе Zr из расплава. Сделан вывод о перспективности применения кристаллизации из аморфного состояния для получения ВСЭПФ с улучшенными свойствами.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Scr. Met. et Mat.* / Koval Yu. N., Firstov G. S., Delaey L., Van Humbeeck J. – 1994. – V. 31. – No. 7. – P.799–802.
2. *Materials Science and Engineering: A* / Firstov G. S., Koval Yu. N., Van Humbeeck J., Portier R., Vermaut P., Ochin P. – 2006. – Volumes 438–440. – P. 816–820.

Хорошилов О. Н. (г. Харьков, УИПА), Пономаренко О. И. (г. Харьков, НТУ «ХПИ»)

УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ПРОЦЕССА НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ЗАГОТОВОК ИЗ МЕДНЫХ СПЛАВОВ

Анализ современного состояния производства сплошных и полых заготовок из медных сплавов горизонтальным непрерывным литьем выявил необходимость в разработке теоретических и технологических основ для усовершенствования процесса непрерывного литья сплошных и полых заготовок из медных сплавов за счет использования вынужденного краткосрочного реверсивного движения во время преодоления силы трения покоя. Главным показателем, определяющим качество заготовки, был выбран уровень повреждаемости ее вязкого участка.

С помощью континуальной теории повреждаемости был определен уровень повреждаемости вязкого участка заготовки из медных сплавов в зависимости от влияния технологических параметров процесса непрерывного литья. Для этого было усовершенствовано уравнение Бейли-Нортон и Работнова-Качанова за счет применения метода асимптотических разложений и осреднения в цикле для напряжений разной величины и длительности, которые возникают во время преодоления силы трения покоя и силы трения скольжения. Это позволило использовать данные уравнения для определения параметра повреждаемости вязкого участка заготовки.

Было создано уравнение для определения закономерности формирования скорости и шага в поступательном направлении движения заготовки в зависимости от частоты ее продвижения в интервале $2,5 \dots 7,5 \text{ мин}^{-1}$ для получения заданного реологического состояния заготовки, которое описывается параметром повреждаемости. Это уравнение также дает возможность определить закономерности формирования величины поступательного шага в зависимости от частоты продвижения заготовки в интервале $2,5 \dots 7,5 \text{ мин}^{-1}$ при постоянном значении параметра повреждаемости.

Определен допустимый интервал частоты движения заготовки в кристаллизаторе, который составляет $2,5 \dots 7,5 \text{ мин}^{-1}$ и связан с требованиями к стабильности процесса непрерывного литья. Требования к стабильности процесса непрерывного литья основаны на поддержании положения фронта затвердевания на расстоянии $0,045 \dots 0,055 \text{ м}$ от выходного торца кристаллизатора.

Показано, что для стабильного процесса непрерывного литья рациональные значения реверсивного шага необходимо поддерживать в интервале $0,007 \dots 0,008 \text{ м}$.

Для управления качеством непрерывно-литых заготовок разработана номограмма, в которой на основе зависимостей «граница прочности при растяжении – параметр повреждаемости заготовки», «скорость движения заготовки – частота продвижения заготовки в кристаллизаторе» и «величина шага заготовки в поступательном направлении – частота продвижения заготовки в кристаллизаторе» определили технологические параметры усовершенствованного процесса непрерывного литья.

Показано влияние некоторых технологических параметров процесса непрерывного литья на параметр повреждаемости заготовки. Так, при увеличении частоты продвижения заготовки от 2,5 до 7,5 мин⁻¹ показатели уровня параметра повреждаемости при применении усовершенствованного процесса уменьшались в 1,58...1,63 раза, а при применении базового процесса при тех же условиях уровень параметра повреждаемости увеличился в 1,55...1,6 раз. Максимальный разбег показателей уровня параметра повреждаемости заготовок, полученных базовым и усовершенствованным технологическими процессами, наблюдался при частоте продвижения заготовок, которая составляла 7,5 мин⁻¹ (так, при усовершенствованном процессе непрерывного литья параметр повреждаемости составил 0,125, а при базовом процессе – 0,3).

Для осуществления усовершенствованного процесса непрерывного литья была усовершенствована конструкция ГМБЛЗ за счет применения: реверсивного двигателя для выполнения вынужденного кратковременного реверсивного движения заготовок; конструкции металлоприемника машины непрерывного литья с целью снижения количества шлаковых включений в заготовке.

При испытании заготовок было определено, что при частоте продвижения заготовок, которая составляла 7,5 мин⁻¹, граница прочности медных сплавов, полученных при усовершенствованном процессе непрерывного литья, выросла на 12,41...15,81 % относительно границы прочности заготовок, полученных при применении базового процесса литья. Анализ микроструктуры заготовок, полученных базовым и усовершенствованным процессами непрерывного литья, показал, что размер зерна при осуществлении реверсивного движения во время преодоления силы трения покоя был уменьшен на 25...30 %, что обусловило повышение границы прочности при растяжении заготовок из медных сплавов. Результаты проведения контроля шероховатости поверхности заготовки показали, что показатель *Ra* снизился с 10,8 при базовом процессе до 6,22 при усовершенствованном процессе. При тех же условиях показатель *Rz* снизился с 38,0 до 23,0. Это свидетельствует о том, что при применении усовершенствованного процесса непрерывного литья усилия в заготовке во время преодоления силы трения скольжения уменьшаются с 0,15 до 0,1 МПа при условии увеличения частоты продвижения заготовки в кристаллизаторе от 2,5 до 7,5 мин⁻¹.

ЛИТЕРАТУРА

1. Хорошилов О. Н. Повышение производительности ГМНЛЗ и качества заготовок / О. Н. Хорошилов, О. И. Пономаренко // Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве : труды III Международной научно-технической конференции, (Краматорск, 12–16 вер. в 2011 г.). – Краматорск : ДГМА. – 2011. – С. 207–209.
2. Непрерывное литье заготовок без повреждений / О. И. Пономаренко, Д. В. Бреславский, А. В. Кипенский, О. Н. Хорошилов // Оборудование и инструмент для профессионалов. – 2010. – № 1 (121). – С. 48–50.
3. Хорошилов О. Н. К вопросу о влиянии реологических характеристик заготовки на технологические параметры непрерывного литья // О. Н. Хорошилов // Вестник НТУ «ХПИ». – Харьков, 2003. – № 9. – Т. 1. – С. 113–116.

Хрычиков В. Е., Меняйло Е. В., Щеглова И. С., Колодяжная Л. Ю.
(г. Днепропетровск, НМетАУ)

ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ИЗОТЕРМ И ИЗОХРОН ПРИ ВЫЛИВАНИИ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА ИЗ КОКИЛЯ

Исследовали температуру затвердевания высокопрочного чугуна в кокильной литейной форме \varnothing 500 мм, высотой 600 мм при выливании не затвердевшего расплава через 2 мин 25 с, 7 мин 40 с, 23 мин и 46 мин. Общая масса чугуна в четырех литейных формах, установленных на одном поддоне, составляла 5100 кг. Сифонная литниковая система с тангенциальным подводом питателя обеспечивала одновременную заливку расплавом четырех форм.

Температуру затвердевания высокопрочного чугуна в кокиле \varnothing 500 мм в радиальном направлении изучали с помощью термопар № 1, 2, 3, 4, установленных на расстоянии 10, 90, 180, 250 мм соответственно от поверхности кокиля (рис. 1, а). Из-за высокой скорости отвода тепла в кокиль термопара №1 не фиксирует температуры ликвидус, а при температуре солидус наблюдается небольшой перегиб на кривой охлаждения [1]. На расстоянии 90, 180 и 250 мм от кокиля ликвидус и солидус четко фиксируются температурными остановками и перегибами на кривых охлаждения 2, 3 и 4. Общая продолжительность затвердевания высокопрочного чугуна в кокиле \varnothing 500 мм в радиальном направлении составляет ~112 мин.

На кинетической диаграмме затвердевания (рис. 1, б) выполнено графическое построение продвижения фронта изоликвидус: $\tau_{\text{ЛН}}$ – начало выделения скрытой теплоты кристаллизации, и $\tau_{\text{ЛК}}$ – окончание; изосолидус: $\tau_{\text{СН}}$ – начало температурной остановки солидус, и $\tau_{\text{СК}}$ – окончание; $\tau_{\text{КК}}$ – окончание кристаллизации; $\tau_{\text{ВЫЛ}}$ – граница выливания расплава. Ускорение продвижения фронта затвердевания при $\tau_{\text{ЛК}}$, $\tau_{\text{СН}}$, $\tau_{\text{СК}}$, $\tau_{\text{КК}}$, $\tau_{\text{ВЫЛ}}$ до глубины ~90 мм обусловлено близостью поверхности теплоотвода, а дальнейшее замедление – прогревом кокиля [2]. В осевой зоне отливки (~130...250 мм от поверхности теплоотвода) скорость продвижения фронта затвердевания вновь увеличивается.

На температурном поле отливки (рис. 1, в) выполнено графическое построение перепада температур (изохрон) через 5, 15, 30, 45, 60, 75, 90, 105, и 120 мин, которое указывает на последовательный характер затвердевания: от поверхности кокиля к осевой зоне отливки.

Формирование усадочных дефектов в отливке начинается с момента перехода сплава из жидко-твёрдого в твёрдо-жидкое состояние при выделении определённого количества твёрдой фазы для каждого вида сплава. В первом приближении оценить особенности этого процесса можно методом выливания расплава и замера температуры. Так, графическое совмещение экспериментальной кривой границы выливания расплава ($\tau_{\text{ВЫЛ}}$ на рис. 1, б) с температурным полем отливки позволило определить температурную границу выливания расплава – перехода из жидко-твёрдого в твёрдо-жидкое состояние ($t_{\text{ВЫЛ}}$ на рис. 1, в, пунктирная кривая). Для части отливки, охлаждающейся в кокиле,

граница выливания расплава изменяется в интервале температур 1230...1165 °С. Причем, совершенно очевидна связь с кинетикой продвижения фронта затвердевания (см. $\tau_{\text{выл}}$ на рис. 1, б): ускорение продвижения фронта затвердевания вблизи поверхности кокиля и в осевой зоне отливки обусловило повышение температуры, при которой наступает нулевая жидкотекучесть или момент «схватывания» кристаллов. Так, на глубине 10 мм выливание заканчивается при температуре ~1230 °С, на глубине 90 мм – температура понижается до ~1165 °С, а в осевой зоне на глубине 180 мм и 250 мм вновь возрастает до температуры 1204...1208 °С.

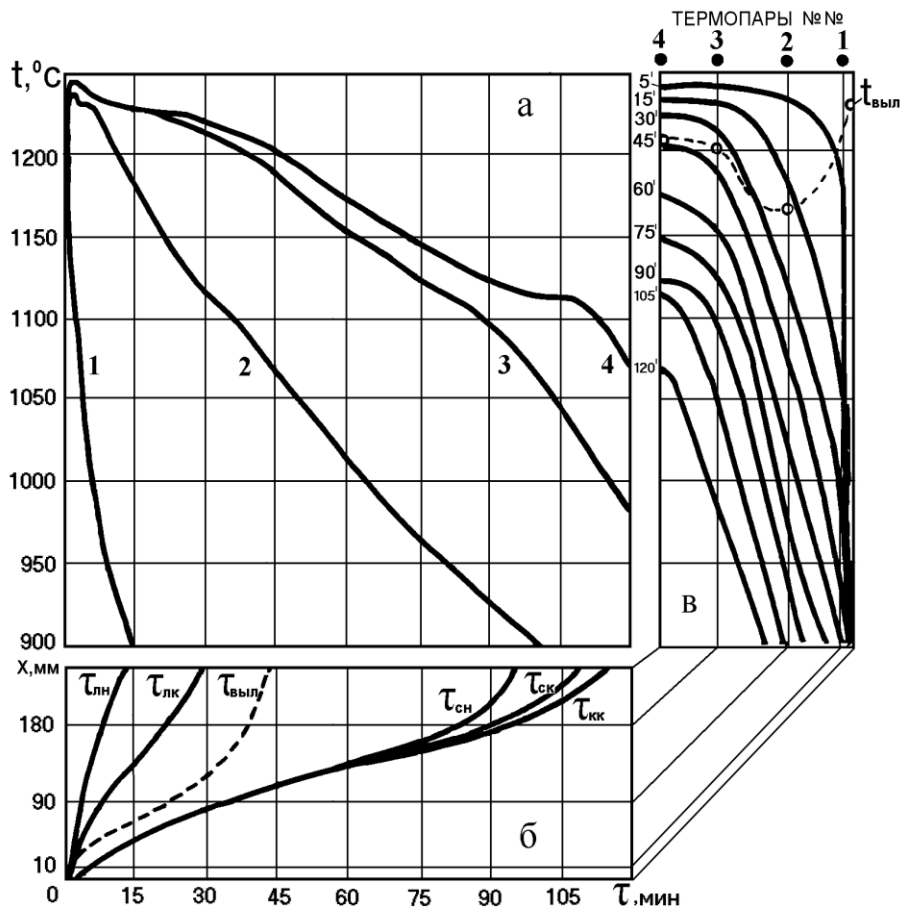


Рисунок 1 – Затвердевание высокопрочного чугуна в кокиле Ø 500 мм в радиальном направлении и положение границы выливания ($t_{\text{выл}}$) на температурном поле и кинетической диаграмме затвердевания ($\tau_{\text{выл}}$)

ЛИТЕРАТУРА

1. Хрычиков В. Е. Влияние комбинированной кокильной и песчано-глинистой литейных форм на положение границы выливания высокопрочного чугуна / Хрычиков В. Е., Меняйло Е. В. // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2011. – № 1. – С. 27–30.
2. Хрычиков В. Е. Температурные поля и границы выливания при затвердевании высокопрочного чугуна в комбинированной кокильно-песчаной литейной форме / Хрычиков В. Е., Меняйло Е. В. // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2011. – № 2. – С. 45–48.

Цынгеев Б. В. (г. Улан-Удэ, ИФМ СО РАН), Луцык В. И. (г. Улан-Удэ, ИФМ СО РАН, БГУ), Воробьева В. П. (г. Улан-Удэ, ИФМ СО РАН)

ПРЕОБРАЗОВАНИЕ КООРДИНАТ ПРИ РАЗРАБОТКЕ СПЛАВОВ В СИСТЕМАХ Al-Ti-Si-O-N, Ni-Mo-V-Cr-Co, Al-Ba-Sr-Mg-Si-R

Преобразование координат типа «система–подсистема» или «подсистема1–подсистема2» необходимо при сопоставлении результатов экспериментов и при совместном решении уравнений поверхностей фазовых диаграмм [1–3]. Такие задачи усложняются при повышении размерности физико-химических систем и при выделении взаимных подсистем с обменными реакциями.

Высокоэнтропийные сплавы содержат не менее 5 компонентов. Прецизионные магнитотвердые сплавы 52КФ11, 52КФ13 содержат 7 компонентов: Co-V-Ni-Cr-Mn-Si-C. Для обоснования технологий получения новых алюминиевых сплавов рассматривается 6-компонентная система Al-Cu-Mg-Sc-Zn-Zr [4–5]. Изотермические разрезы 6-компонентной Ni-Mn-V-Cr-Mo-W и 7-компонентной Ni-V-Nb-Ta-Cr-Mo-W систем кодируются в виде графов [6–7]. При моделировании процессов кристаллизации магмы необходимо рассматривать 7-компонентные и более сложные системы [8]. В системе Al-Ti-Si-O-N выделяют взаимную подсистему Al,Ti,Si||O,N [9]. При работе с такими системами целесообразно использовать матричные уравнения [10–12].

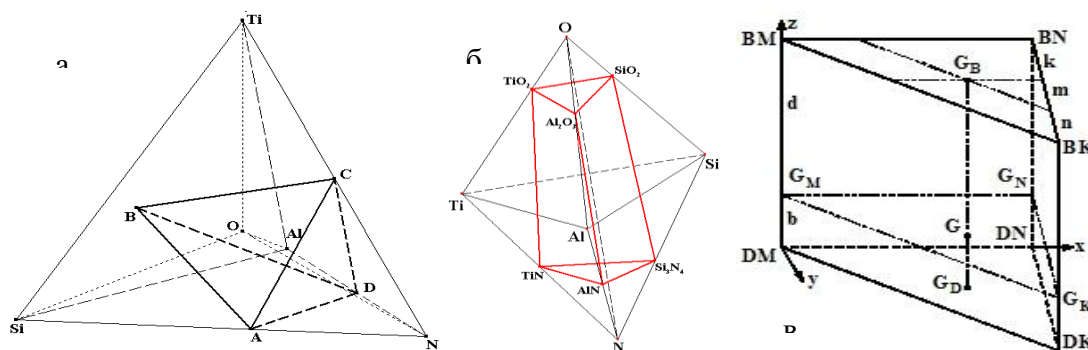


Рисунок 1 – Подсистемы A–B–C–D (а), Al,Ti,Si||O,N (б) системы Al–Ti–Si–O–N [9] и выражение концентрации в призме M,N,K||B,D (в)

Переход из 5-компонентной системы в ее 4-компонентную подсистему (рис. 1а) выполняется решением матричного уравнения $z = M \cdot x$, где z и x – векторы-столбцы координат точки G в пентатопе и тетраэдре, соответственно, а M – матрица координат вершин симплекса ABCD

$$\begin{pmatrix} z_1 \\ z_2 \\ z_3 \\ z_4 \\ z_5 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} a_{11} & b_{12} & c_{13} & d_{14} \\ a_{21} & b_{22} & c_{23} & d_{24} \\ a_{31} & b_{32} & c_{33} & d_{34} \\ a_{41} & b_{42} & c_{43} & d_{44} \\ a_{51} & b_{52} & c_{53} & d_{54} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} x_1 \\ x_2 \\ x_3 \\ x_4 \end{pmatrix} \rightarrow \begin{pmatrix} x_1 \\ x_2 \\ x_3 \\ x_4 \end{pmatrix}$$

При $0 < x_i < 1$ состав $G \in ABCD$. При $z_O = 0$ и $z_N = 0$ вершина тетраэдра B (рис. 1а) принадлежит подсистеме Ti–Al–Si.

Концентрации состава в четверной взаимной системе В, D||M, N, K (рис. 1в) выражаются либо долями соединений [BM], [BN], [BK], [DM], [DN], [DK], либо количеством ионов $[b^+]$, $[d^+]$, $[m^-]$, $[n^-]$, $[k^-]$. И те, и другие координаты нормированы: $[BM]+[BN]+[BK]+[DM]+[DN]+[DK]=1$, $b+d=1$, $m+n+k=1$. Доли исходных компонентов задают произведения $[BM]=b \cdot m$, $[BN]=b \cdot n$, $[BK]=b \cdot k$ и $[DM]=d \cdot m$, $[DN]=d \cdot n$, $[DK]=d \cdot k$.

Ионный метод соотносится с ними в форме:

$$b = \frac{[BM]+[BN]+[BK]}{[BM]+[BN]+[BK]} = \frac{[BM]}{[BM]+[DM]} = \frac{[BN]}{[BN]+[DN]},$$

$$d = \frac{[DM]+[DN]+[DK]}{[DM]+[DN]+[DK]} = \frac{[DM]}{[BM]+[DM]} = \frac{[DN]}{[BN]+[DN]},$$

$$m = \frac{[BM]+[DM]}{[BM]+[DM]} = \frac{[BM]}{[BM]+[BN]+[BK]},$$

$$n = \frac{[BN]+[DN]}{[BN]+[DN]} = \frac{[BN]}{[BM]+[BN]+[BK]},$$

$$k = \frac{[BK]+[DK]}{[BK]+[DK]} = \frac{[BK]}{[BM]+[BN]+[BK]}.$$

В [12] рассмотрены матричные преобразования координат четверных, тройных и двойных подсистем системы М–Ва–Na–В–О (М=Sc, Y) с образованием соединения $MBaNa(BO_3)_2$. Рассмотрены новые варианты триангуляции гексаэдрических подсистем на два и три тетраэдра: при конкуренции общей грани двух тетраэдров и общего ребра трех тетраэдров.

ЛИТЕРАТУРА

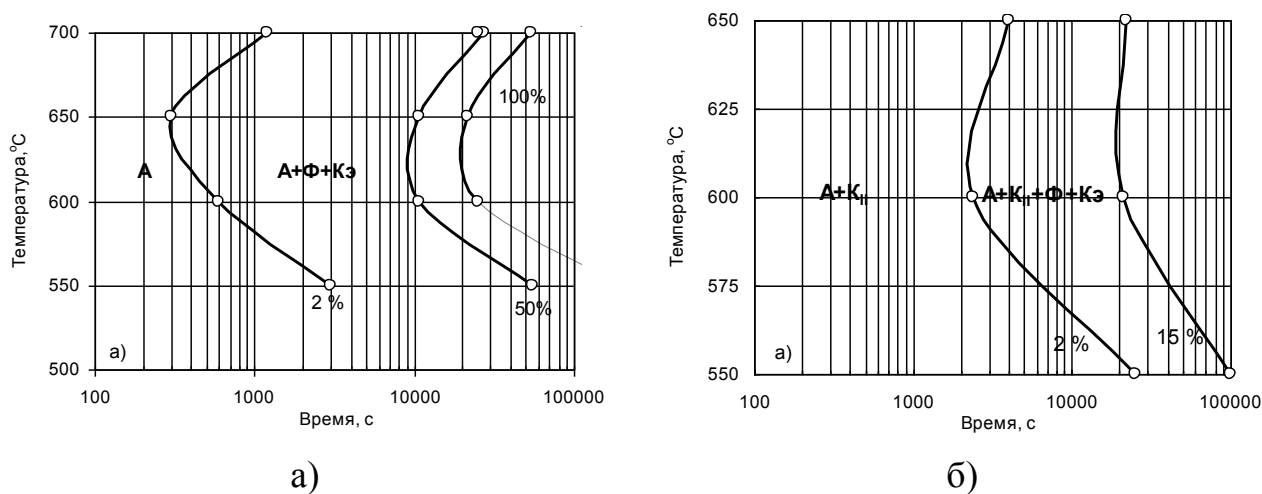
1. Новик Ф. С. К вопросу о возможности использования симплексных решеток для изучения диаграмм состав–свойство / Новик Ф. С. // Завод. лаб. 34, (1968). – С. 1223–1227.
2. Луцык В. И. Анализ поверхности ликвидуса тройных систем / Луцык В. И. – М. : Наука, 1987. – 150 с.
3. Mamedov A. N. Prediction of the quaternary eutectic / Mamedov A. N., Mekhdiev I. G. // *Thermochimica Acta*. – 1995. – 269/279. – P. 73–78.
4. Belov N. A. Multicomponent Phase Diagrams: Applications for Commercial Aluminum Alloys / Belov N. A., Eskin D. G., Aksenov A. A. – Elsevier, 2005. – 424 p.
5. Белов Н. А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов / Белов Н. А. – М. : Издательский Дом МИСис. – 2010. – 511 с.
6. Determination of phase equilibria in the Ni–V–Nb–Ta–Cr–Mo–W system at 1375K using the graph method / Sofin M. V., Kerimov E. Yu., Chastuchin A. E., Bazhanova N. A., Balykova Yu. V., Slyusarenko E. M. // *J. Alloys and Compounds*. – 321 (2001). – P. 102–131.
7. Kerimov E. Yu. Polyhydration of Multicomponent Systems of Nickel with Transition Metals (V–VII Subgroups) using the graph method / Kerimov E. Yu., Balykova Yu. V., Slyusarenko E. M. // *Chem. Met. Alloys*. – 1 (2008). – P. 244–249.
8. Горощенко Я. Г. Массцентрический метод изображения многокомпонентных систем / Горощенко Я. Г. – Киев : Наук. думка. 1982. – 264 с.
9. Физико-химическое исследование взаимодействия компонентов системы Si–Al–O–N–Ti в области Si_3N_4 –AlN–Al₂O₃–SiO₂–TiN–TiO₂. I. Подсистемы Si_3N_4 –Al₂O₃, Si_3N_4 –TiN и Al₂O₃–TiN / Хоружая В. Г., Марценюк П. С., Мелешевич К. А., Великанова Т. Я., Сартинская Л. Л. // *Порошковая металлургия*. – 2001. – № 7/8. – С. 88–96.
10. Луцык В. И. Визуализация физико-химических систем / Луцык В. И., Воробьева В. П. – Улан-Удэ: Издательство Бурятского госуниверситета, 2007. – 114 с.
11. Lutsyk V. I. Relation between the Mass-Centric Coordinates in Multicomponent Salt Systems / Lutsyk V. I., Vorob'eva V. P. // *Z. Naturforsch., A: Phys. Sci.* 63a, 2008. – P. 513–518.
12. Lutsyk V. I., Zelenaya A. E. Improvement of the Method to Search Low-melting Solvents for the Crystals $MBaNa(BO_3)_2$ (M=Sc, Y) Growth / Lutsyk V. I., Zelenaya A. E. // *Solid State Science. Issues* 11–12, 2012. – P. 1604–1608.

Чабак Ю. Г., Кравцов А. С., Ефременко Б. В. (г. Мариуполь, ГВУЗ «ПГТУ»)

КИНЕТИКА ПРЕВРАЩЕНИЯ АУСТЕНИТА В ДЕСТАБИЛИЗИРОВАННЫХ Cr-Mn ЧУГУНАХ

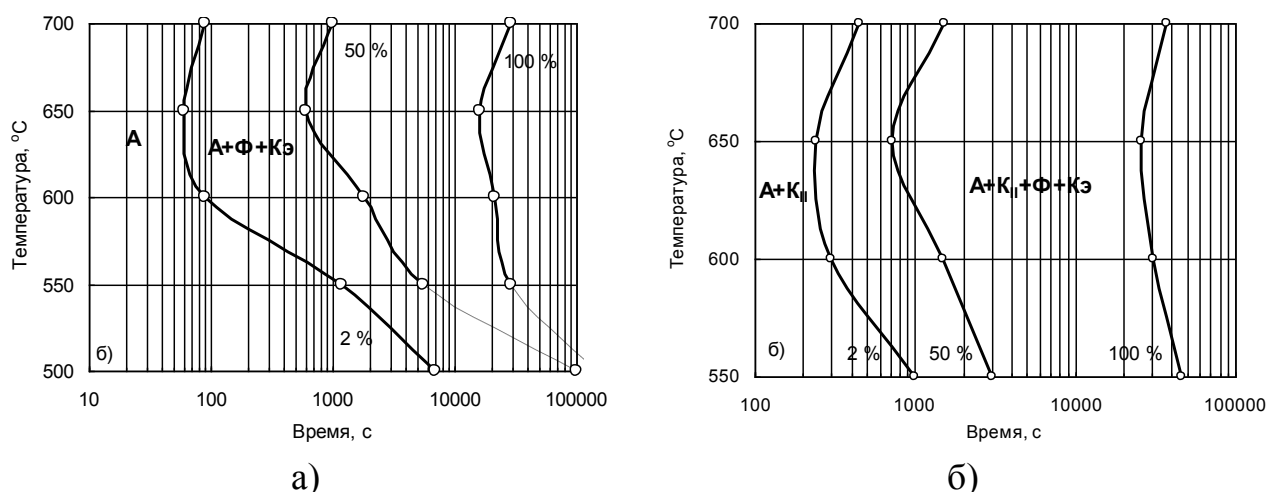
Основным видом термической обработки высокохромистых чугунов (ВХЧ) является длительная выдержка при 850-100 °С, при которой происходит интенсивное выделение вторичных карбидов, что дестабилизирует аустенит к последующему мартенситному превращению. При отжиге ВХЧ для улучшения обрабатываемости резанием также рекомендуют проводить предварительную дестабилизацию, что должно ускорять перлитное превращение аустенита. В данной работе исследовали влияние дестабилизирующей термообработки на кинетику превращения аустенита в области подкритических температур.

Исследовали чугуны, содержавшие, в масс. %: № 1 – 2,70 С; 14,45 Cr; 0,55 Si; 2,20 Mn; 0,93 Ni; № 2 – 2,70 С; 13,70 Cr; 1,30 Si; 4,05 Mn. Определяли кинетику превращения аустенита в области ниже точки A_1 как в литом состоянии, так и после предварительной выдержки при 950 °С в течение 2 ч. Степень развития перлитного превращения определяли структурным методом (рис. 1, 2).



а – в литом состоянии; б – после дестабилизации
Рисунок 1 – Диаграммы распада аустенита в чугуне № 1

Было установлено, что в литом состоянии распад аустенита в перлитной области протекает наиболее быстро при 650 °С. Инкубационный период составляет 300 с и 60 с – в чугунах № 1 и № 2, соответственно. Полное завершение превращения при этой температуре фиксируется после 2200 с и 1700 с, соответственно. Таким образом, комплексное легирование Mn, Ni и Mo (чугун № 1) обеспечивает большую устойчивость переохлажденного аустенита по сравнению с монолегированием марганцем (чугун № 2).



а) – в литом состоянии; б) – после дестабилизации
 Рисунок 2 – Диаграммы распада аустенита в чугунах № 2

Как следует из рис. 1, б и 2, б, выделение вторичных карбидов при дестабилизации привело к существенному изменению устойчивости аустенита и характера кинетики превращения. Произошло увеличение инкубационного периода в чугунах №№ 1 и 2 в 4 и 2 раза, соответственно. В чугуне № 2 время окончания превращения при 650 °С увеличилось 15 раз, а в чугуне № 1 в процессе выдержки в течение 100 тыс. с превращение охватило лишь немногим более 15 % аустенита.

Таким образом, установлено, что выделение вторичных карбидов при дестабилизирующем нагреве существенно стабилизирует первородный аустенит в высокохромистых Mn-содержащих чугунах к превращению в перлитном интервале температур, что должно учитываться при выборе режима смягчающей термической обработки чугунных отливок.

Чейлях Я. А., Чигарев В. В., Шейченко Г. В. (г. Мариуполь, ГВУЗ «ПГТУ»)

НОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ЛЕГИРОВАНИЯ ПРИ НАПЛАВКЕ ИЗ ФЛЮСУЮЩЕ-ЛЕГИРУЮЩЕЙ СМЕСИ

Разработка высокоэффективных технологий рационального легирования и управления формированием наплавляемого металла для повышения износостойкости остается весьма актуальной задачей.

Разработана новая технология дополнительного легирования непосредственно в процессе наплавки порошковой проволокой из флюсующе-легирующей смеси, что позволяет управлять химическим составом наплавляемого металла, в частности по содержанию углерода и азота. Наплавка осуществлялась разработанной проволокой ПП-Нп-12Х13Г12СТАФ на сварочном

автомате А1401 с источником питания ВДУ 1200 под флюсом АН-60 на подложку из стали Ст. 3 при следующих режимах – сварочный ток $I=320...400$ А, напряжение дуги $U=28...32$ В, скорость наплавки составляла $V_{напл.} = 22...28$ м/ч. В качестве флюсующее-легирующих смесей использованы стандартный флюс АН-60 + твердый карбюризатор древесноугольный (ГОСТ 2407-83, применяющийся для цементации сталей), либо флюс АН-60 + карбюризатор + желтая кровяная соль $K_4[Fe(CN)_6]$ (или карбамид) в различных пропорциях. Наличие в смеси карбюризатора и соли позволяло значительно увеличивать в наплавленном металле содержание углерода до 0,35...0,65 %, либо углерода и одновременно азота (0,09...0,145 %). При этом структура наплавленного металла была аустенитной (А) с дополнительным количеством карбидов и карбонитридов. Распределение углерода и азота в наплавленных слоях характеризуется равномерностью, поскольку при наплавке обеспечивается перенос их атомов из твердой фазы непосредственно в жидкий расплав и достаточно хорошее перемешивание расплава. Применение желтой кровяной соли повышает устойчивость горения дуги и большую ее протяженность за счет присутствия калия. В качестве флюсующее-легирующих смесей можно использовать как субстанции отдельных химических элементов (например, углерод) и металлов, так и соли, содержащие в химически связанном виде один или сразу нескольких элементов.

Важным преимуществом разработанной технологии является расширение технологических возможностей управления химическим составом наплаваемого металла увеличением содержания углерода или одновременно легирование азотом при использовании любых нелегированных, низко-, средне- и высоколегированных сварочных и наплавочных материалов. Флюсующее-легирующая смесь выполняет одновременно две технологические функции: защиту расплава от окисления и дополнительное легирование. Подбором объемных соотношений флюса и карбюризатора и азотсодержащих солей позволяет регулировать содержание углерода и азота в наплавленном металле и управлять свойствами наплавленного металла.

Особенностью наплавленного металла является деформационная метастабильность его аустенитной структуры, проявляющаяся в протекании деформационного мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращения в процессе испытаний на изнашивание (ДМПИ) в тонком поверхностном слое. Это сопровождается значительным самоупрочнением зоны трения, релаксацией микронапряжений и повышением ее адаптационной способности к условиям изнашивания.

Показатели износостойкости при испытаниях в условиях сухого трения скольжения и ударно-абразивного изнашивания в среде чугуновой литой дроби, а также изменение фазового состава поверхностного слоя в результате ДМПИ приведены в таблице 1.

Микроструктура трех марок исследованного наплавленного металла с исходным содержанием углерода и азота (12X13Г12СТАФ) и дополнительно легированного углеродом и азотом (45X13Г12СТАФ и 45X13Г12СТА0,2Ф) была метастабильно-аустенитной (A с небольшим количеством карбонитридов). В результате испытаний на изнашивание и ДМПИ в структуре поверхностного слоя образуется мартенсит деформации (ΔM и $\Delta M_{y.a.}$), прирост которого зависит от условий воздействия изнашивающей среды на материал и легирования. Чем больше образуется мартенсита деформации, тем выше относительная износостойкость (ε и $\varepsilon_{y.a.}$). При этом, в условиях ударно-абразивного изнашивания ДМПИ развивается более интенсивно, в результате чего образуется большее количество мартенсита деформации, чем в условиях сухого трения скольжения, что объясняется более жесткой схемой напряженно-деформационного состояния.

Таблица 1 – Показатели испытаний

Марка	HRC	$A, \%$	ε	$\Delta M, \%$	$\varepsilon_{y.a.}$	$\Delta M_{y.a.}, \%$
12X13Г12СТАФ	24	100	2,4	16	4,8	26
45X13Г12СТАФ	27	100	3,3	24	9,0	37
45X13Г12СТА0,2Ф	26	100	6,4	27	14,2	39

Причинами реализации эффекта самоупрочнения и повышения износостойкости за счет ДМПИ являются более высокая дисперсность и твердость α' -мартенсита деформации, релаксация микронапряжений, перераспределение и поглощение части энергии внешнего воздействия, а также наклеп и возникновение сжимающих напряжений ($-\sigma$) на изнашиваемой поверхности ввиду большего удельного объема мартенсита деформации. По мере изнашивания фронт ДМПИ и сжимающих напряжений ($-\sigma$) постепенно перемещается вглубь НМ, что способствует повышению сопротивления изнашиванию и работоспособности наплавленных деталей.

Таким образом, получены закономерности регулирования степени метастабильности аустенита и его ДМПИ путем регламентированного введения при наплавке в сварочную ванну твердого карбюризатора (20...30 %), либо также и азотсодержащего компонента в соответствующих пропорциях (до 20 %), соотношение которых позволяет увеличивать содержание углерода до 0,45 % и азота до 0,14 % в НМ (12...45)X13Г12СТА(0,08...0,14)Ф и управлять эксплуатационными свойствами.

Червякова Т. Г. (г. Улан-Удэ, БГУ), Луцык В. И. (г. Улан-Удэ, ИФМ СО РАН, БГУ), Зырянов А.М. (Улан-Удэ, БГУ)

МАТЕМАТИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ ГРАНИЦ ФАЗОВЫХ ОБЛАСТЕЙ ДЛЯ СБОРКИ T-x-y ДИАГРАММ СОСТОЯНИЯ

С развитием компьютерных технологий совершенствуются способы извлечения из диаграмм состояния скрытой в них информации о результатах взаимодействия исходных компонентов в образуемых ими физико-химических системах. Наряду с потребностью в разработке соответствующих алгоритмов, нуждаются в совершенствовании и методы создания компьютерных моделей многомерных диаграмм. Проследим основные этапы их развития.

Для аппроксимации поверхностей (гиперповерхностей) на границах фазовых областей применяли: графо-аналитические схемы, плоскости, косые плоскости, регрессионные полиномы, приведенные полиномы, цилиндрические поверхности, поверхности с аддитивным контуром, кинематические поверхности.

По мере повышения компонентности системы появлялась необходимость применения линейчатых гиперповерхностей с увеличивающейся размерностью образующего их «горизонтального» симплекса. На смену сборке диаграммы из поверхностей пришла ее сборка из фазовых областей, представившая возможность анализа материальных балансов.

Технология самой сборки диаграммы состояния и реализующее ее программное обеспечение тоже прошли через несколько этапов развития: сборка определенного топологического типа диаграммы; применение имеющейся модели для сборки диаграммы с меньшим количеством поверхностей и фазовых областей; применение библиотеки объектов; разработка редакторов фазовых диаграмм.

Современные редакторы-конструкторы диаграмм состояния собирают их из фазовых областей, обеспечивают рассмотрение политермических вертикальных (для заданного состава) и изотермических горизонтальных (для заданной одномерной изоплеты) материальных балансов, конструируют микроструктуру гетерогенной смеси и расшифровывают генотип гетерогенного материала. Их возможности должна усилить минимизация границ фазовых областей по площади. Постановка такой задачи уже рассматривалась [1].

Если предположить, что средняя кривизна поверхности $H=0$ (рис.), тогда ее можно определить как $H = \frac{1}{2} \frac{EN - 2FM + GL}{EG - F^2}$, где $E = 1 + z_x^2$; $G = 1 + z_y^2$; $F = z_x z_y$;

$$L = Z_{xx} / \sqrt{1 + z_x^2 + z_y^2}; \quad M = Z_{xy} / \sqrt{1 + z_x^2 + z_y^2}; \quad N = Z_{yy} / \sqrt{1 + z_x^2 + z_y^2}. \quad \text{И, следовательно,}$$

$$\frac{EN - 2FM + GL}{EG - F^2} = 0 \quad \text{или} \quad \frac{(1 + z_x^2)z_{yy} - 2z_x z_{xy} z_y + (1 + z_y^2)z_{xx}}{(1 + z_x^2 + z_y^2)^{2/3}} = 0.$$

Поскольку знаменатель положительен и не равен нулю, получим уравнение $(1 + z_x^2)z_{yy} - 2z_x z_{xy} z_y + (1 + z_y^2)z_{xx} = 0^*$, к которому и сводится наша задача.

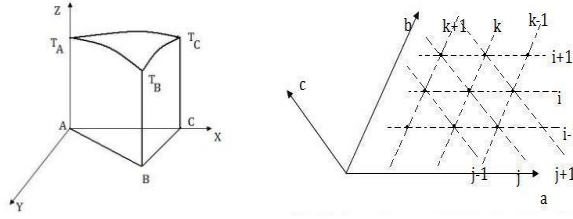


Рисунок1 – Поверхность и центрально-разностная схема для уравнения (*)

После перехода от осей x, y, z к осям a, b, c получим: $\frac{\partial z}{\partial x} = \frac{\partial z}{\partial a}$; $\frac{\partial^2 z}{\partial x^2} = \frac{\partial^2 z}{\partial a^2}$;

$$\frac{\partial z}{\partial y} = \frac{1}{\sqrt{3}} \left(\frac{\partial z}{\partial b} + \frac{\partial z}{\partial c} \right); \quad \frac{\partial^2 z}{\partial y^2} = \frac{2}{3} \left(\frac{\partial^2 z}{\partial b^2} + \frac{\partial^2 z}{\partial c^2} - \frac{1}{2} \frac{\partial^2 z}{\partial a^2} \right) \frac{\partial^2 z}{\partial x \partial y} = \frac{1}{\sqrt{3}} \left(\frac{\partial^2 z}{\partial b^2} - \frac{\partial^2 z}{\partial c^2} \right)$$

с преобразованием уравнения (*) в $\frac{2}{3} \left[1 + \left(\frac{\partial z}{\partial a} \right)^2 \right] \left(\frac{\partial^2 z}{\partial b^2} + \frac{\partial^2 z}{\partial c^2} - \frac{1}{2} \frac{\partial^2 z}{\partial a^2} \right) + \left[1 + \frac{1}{3} \left(\frac{\partial z}{\partial b} + \frac{\partial z}{\partial c} \right)^2 \right] \frac{\partial^2 z}{\partial a^2} - \frac{2}{3} \frac{\partial z}{\partial a} \left(\frac{\partial z}{\partial b} + \frac{\partial z}{\partial c} \right) \left(\frac{\partial^2 z}{\partial b^2} - \frac{\partial^2 z}{\partial c^2} \right) = 0$.

Заменив частные производные через центрально-разностные схемы для

$$\frac{\partial z}{\partial a} = (z_{i,j+1,k-1} - z_{i,j-1,k+1}) / 2\lambda; \quad \frac{\partial^2 z}{\partial a^2} = (z_{i,j+1,k-1} - z_{i,j-1,k+1} - 2z_{ijk}) / \lambda^2;$$

точки ijk :

$$\frac{\partial z}{\partial b} = (z_{i+1,j+1,k} - z_{i-1,j-1,k}) / 2\lambda; \quad \frac{\partial^2 z}{\partial b^2} = (z_{i+1,j+1,k} - z_{i-1,j-1,k} - 2z_{ijk}) / \lambda^2;$$

$$\frac{\partial z}{\partial c} = (z_{i+1,j,k+1} - z_{i-1,j,k-1}) / 2\lambda; \quad \frac{\partial^2 z}{\partial c^2} = (z_{i+1,j,k+1} - z_{i-1,j,k-1} - 2z_{ijk}) / \lambda^2;$$

получим систему K уравнений вида

$$\frac{2}{3} \left[1 + \frac{z_{i,j+1,k-1} - z_{i,j-1,k+1}}{4\lambda^2} \right] \left[\frac{z_{i+1,j+1,k} + z_{i-1,j-1,k} - 2z_{i,j,k}}{\lambda^2} + \frac{z_{i+1,j,k+1} + z_{i-1,j,k-1} - 2z_{i,j,k}}{\lambda^2} - \frac{1}{2} \frac{z_{i,j+1,k-1} + z_{i,j-1,k+1} - 2z_{i,j,k}}{\lambda^2} \right] + \left[1 + \frac{z_{i+1,j+1,k} + z_{i-1,j-1,k} - 2z_{i,j,k}}{12\lambda^2} \right] \times \frac{z_{i,j+1,k-1} + z_{i,j-1,k+1} - 2z_{i,j,k}}{\lambda^2} - \frac{2}{3} \frac{z_{i,j+1,k-1} - z_{i,j-1,k+1}}{4\lambda^2} \times \frac{z_{i+1,j+1,k} - z_{i-1,j-1,k} + z_{i+1,j,k+1} - z_{i-1,j,k-1}}{4\lambda^2} \times \frac{z_{i+1,j+1,k} + z_{i-1,j-1,k} - z_{i+1,j,k+1} - z_{i-1,j,k-1}}{\lambda^2} = 0$$

для $K = \sum_{i=1}^{N-2} (n-i-1)$ точек внутри треугольника, при разбиении его сторон на N равных отрезков.

Для решения системы методом Ньютона в качестве начальных приближений принимаются значения, соответствующие плоскости $T_A T_B T_C$, заданной точками: $A(0, 0, T_A), B(1/2, \sqrt{3}/2, T_B), C(1, 0, T_C)$.

Для проверки алгоритма каждый узел ijk рассматривался в окружении шести других: $(i-1), (i+1), (j-1), (j+1), (k-1), (k+1)$, и вычислялись значения соответствующих производных и функции.

ЛИТЕРАТУРА

1. Луцык В. И. Анализ поверхности ликвидуса тройных систем / Луцык В. И. – М. : Наука, 1987. – 150 с.

СПЛАВ СОРМАЙТ – ПРОВЕРЕННЫЙ ВРЕМЕНЕМ

С развитием промышленности и внедрением сварки в технологические процессы изготовления и ремонта деталей машин широкое применение находит наплавка. Восстановление и упрочнение изношенных поверхностей деталей машин с помощью наплавки применяется в различных отраслях народного хозяйства.

В Советском союзе, после революции 1917 года и окончания гражданской войны, интенсивно начала развиваться индустриализация страны, строительство новых заводов и фабрик, восстановление разрушенных предприятий. В связи с этим резко возрастает потребность в разработке специальных материалов для изготовления изделий и их ремонта. Поэтому начинается интенсивное развитие электродного производства, разрабатываются соответствующие составы различных наплавочных материалов.

В 1929 году металлургами Сормовского завода освоено производство износостойкого сплава «Сормайт». Это название было дано по названию завода, но с добавкой «айт», так как тогда американцами был разработан подобный сплав.

Нанесение порошкообразного сплава сормайт осуществлялось сварочными методами, разработанными Н. Н. Бенардосом и Н. Г. Славяновым. По поверхности, на которую насыпали порошок, угольным или металлическим электродом производили его расплавление электрической дугой в процессе чего обеспечивался требуемый состав в наплавленном слое.

Этот способ не был производительным и не всегда обеспечивал однородный и качественный наплавленный слой. Более производительное и качественное нанесение износостойкого сплава обеспечивалось при газопламенной наплавке с использованием литого прутка сормайт или трубчатого электрода. В 30-х годах XX столетия широко применялась ацетилено-кислородная наплавка для нанесения твердых сплавов. Сормайт представляет собой литой сплав и изготавливается в виде трубки диаметром 3–8 мм, длиной до 450 мм. Наплавка производится ацетилено-кислородным пламенем или электрической дугой, а в качестве присадочного материала использовался литой прутки сормайта.

Более широкому внедрению наплавки сплавов сормайт способствовала разработка порошковых электродных материалов. Порошковая лента и проволока позволили внедрить механизированную наплавку открытой дугой чаш и конусов засыпных аппаратов доменных печей.

Эффективность использования сплава сормайт для восстановления и упрочнения различных деталей машин доказана временем. Совершенствуются способы наплавки, технологические приемы нанесения сплава, но не изменяется его состав. Все последующие исследования были направлены на получение в наплавленном слое сплава сормайт.

Чигарев В. В., Белик А. Г., Воленко И. В., Дьяченко Т. Н. (г. Мариуполь, ГВУЗ «ПГТУ»)

ИССЛЕДОВАНИЕ УСТОЙЧИВОСТИ ДУГОВОГО ПРОЦЕССА ПРИ ШИРОКОСЛОЙНОЙ НАПЛАВКЕ ИЗНОСОСТОЙКОГО СЛОЯ

В результате литературного обзора установлено, что с увеличением ширины наплавляемого слоя, производительность процесса наплавки возрастает пропорционально числу, одновременно подаваемых в зону плавления электродов.

Однако, при этом отмечается снижение устойчивости процесса, в ряде случаев ухудшение формирования и значительное увеличение потребляемой мощности, что связано с особенностью процесса широкослойной наплавки – наличием коротких замыканий. Очевидно, если создать условия для непрерывного перемещения дуги по ширине наплавки с частотой большей частоты коротких замыканий, то доля дугового тока будет стремиться к предельному значению; что в конечном случае может сказаться на повышении производительности оплавления электродов при тех же энергетических затратах.

Отсюда, целью настоящей работы является стабилизация дугового процесса за счет устранения, шунтирующих дугу, коротких замыканий.

Исследования проводились на переоборудованной сварочной головке АБС. Источником питания дуги служил сварочный выпрямитель ВДМ-1601. Магнитное поле в зоне сварки создавалось при помощи электромагнита, для питания которого использовался сварочный трансформатор ТСД-1000-4. Наплавка производилась порошковой лентой типа ПЛ-АН-101 на пластины из стали Ст3 размером 400×230×20 мм. Для исследования характера горения дуги при наплавке на постоянном токе обратной и прямой полярности производилась скоростная киносъемка с синхронным осциллографированием процесса.

Известно, что устойчивость дуги, при шунтировании ее малым омистым сопротивлением, снижается, то есть поддерживать устойчивый дуговой разряд при обычной процессе наплавки с короткими замыканиями не удается.

Необходимо управлять процессом широкослойной наплавки таким образом; чтобы не снижая технологичности (равномерность оплавления электродов и основного металла по всей ширине наплавляемого слоя, удовлетворительное формирование и т. д.) уменьшить вероятность образования коротких замыканий, что в процессе экспериментов было достигнуто благодаря принудительному возвратно-поступательному перемещению дуги по всей ширине наплавляемого слоя. Частота и скорость возвратно-поступательного перемещения дуги регулировались изменением частоты и амплитудного значения индукции внешнего поперечного перемещения переменного магнитного поля.

В результате проведенных исследований устойчивости дугового процесса при широкослойной наплавке можно сделать следующие выводы:

- снижение напряжения холостого хода источника питания приводит к повышению энергетических затрат при той же производительности;
- с увеличением суммарной ширины лент и производительности наплавки снижается эффективность использования потребляемой мощности, за счет увеличения длительности и числа коротких замыканий;

- наложение поперечного переменного магнитного поля позволяет вести процесс наплавки с меньшими энергетическими затратами при той же производительности;
- поперечное переменное магнитное поле позволяет снижать количество коротких замыканий, повысить устойчивость дуги и стабилизировать процесс наплавки;
- при наложении поперечного переменного магнитного поля дуга циклически перемещается вдоль по торцам электродов;
- частота и скорость возвратно-поступательного перемещения дуги регулируется изменением частоты и амплитудного значения индукции внешнего магнитного поля;
- из общего цикла действия сил предоставляется возможным выделить две основные фазы перемещения сварочной дуги: фаза перемещения обоих активных пятен; фаза деформации дуги;
- в процессе перемещения дуги наблюдается снижение напряжения;
- циклические перемещения дуги способствуют увеличению тока электронной эмиссии с электродов.

Чигарев В. В., Цыс Е. А. (г. Мариуполь, ДВНЗ «ПГТУ»)

ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОКОНТАКТНОЙ ПРИВАРКИ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Электроконтактные технологии упрочнения деталей получили свое широкое применение благодаря ряду преимуществ. В основе электроконтактного упрочнения лежат научные принципы и технологические приемы порошковой металлургии. Можно выделить три основных стадии процесса спекания порошка и его наплавки на заготовку.

Первая стадия низких давлений (до 100 МПа) время ее протекания составляет 0,6...1,0 с начала прессования порошка. На этом этапе шихта подготавливается к последующему пропусканию электрического тока.

Вторая стадия – пропускание импульсов тока. Характеризуется она быстрым нагревом частиц, причем нагрев может привести не только к их плавлению, но и перегреву. Также возможно разбрызгивание металла, возникновение микродуговых разрядов, испарение, сваривание и разрыв контактных частиц. На этой стадии протекают следующие процессы: спекание, схватывание, рекристаллизация и сваривание. Регулируя режимы (силу тока и прикладываемое давление) возможно довести материал как к частичному так и полному расплавлению. Чтобы избежать перегрева, ток пропускается в импульсном режиме.

Третья стадия – время от начала процесса до полного охлаждения материала.

Для качественной приварки порошковых материалов необходимо одновременное применение силового, температурного и химического активирования:

- химическое активирование процесса приварки порошковых материалов – введение специальных добавок, уменьшающих окисление и разрушающих окисные пленки, препятствующих тесному контакту двух поверхностей .

- температурное активирование – ускоренный нагрев в зоне соединения, создание больших градиентов температуры, способствующих ускорению диффузионных процессов.

- силовое активирование – создание надежного контакта присадки и металла основы, сближение атомов присадочного материала и металла основы на минимальное расстояние.

На базе ДВНЗ «ПГТУ» были проведены экспериментальные исследования, которые показали что наибольшее влияние на прочность сцепления при испытаниях на срез оказывает величина сварочного тока ($I_{св}$) и в меньшей степени время импульса тока ($\tau_{и}$), а увеличение усилия сжатия ($R_{сж}$) приводит к уменьшению прочности сцепления. Определенное влияние на величину прочности сцепления оказывает эффект парных взаимодействий сварочного тока и усилия сжатия.

Швачунов А. С. (г. Краматорск, ДГМА)

ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ НАДЕЖНОСТИ ПОЛИСПАСТНОЙ СИСТЕМЫ ПРИ ПОДЪЕМЕ ГРУЗА ВО ВРЕМЯ РАБОТЫ И ОБРЫВА КАНАТА

В цехах и на производственных площадках машиностроительных предприятий при эксплуатации мостовых кранов, на протяжении ряда лет, происходят аварии по причине выхода из строя (разрушения) элементов 1-й группы, к которым относятся стальные подъёмные канаты [1]. Аварии мостовых кранов из-за отказов подъёмных канатов приводят к значительным социальным ущербам. В связи с этим возникает необходимость усовершенствование механизмов безопасности подъёмных кранов мостового типа.

В таком случае эффективным является оснащение мостового крана уравнительным барабаном, уравнительное устройство которое должно обеспечить снижение расчётных динамических нагрузок, возникающих после обрыва каната, до величин, гарантирующих надёжное удержание груза. Точность определения величины динамических нагрузок влияет не только на надёжность работы уравнительного барабана, но и на габаритные размеры и металлоёмкость узла уравнительного барабана, что, в конечном счёте, сказывается на металлоёмкости грузовой тележки и крана в целом.

Динамическая модель подъема груза мостовым краном при обрыве каната с уравнительным барабаном соответствует послеотрывной стадии движения груза, когда при нормальной работе крана значение указанных нагрузок максимальное (см. рис. 1). Движение масс в процессе подъема груза целесообразно разделить на четыре этапа) [3]. Процессы, происходящие на первых двух этапах, соответственно, в доотрывной и послеотрывной стадиях, до обрыва каната описаны математической моделью [2].

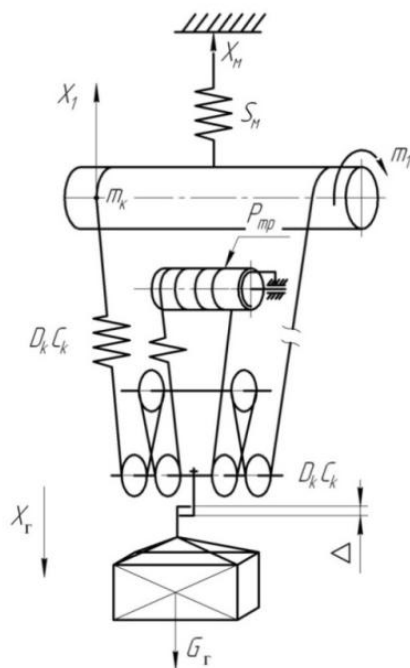


Рисунок 1 – Динамическая модель подъема груза мостовым краном после обрыва каната

Системы полученных дифференциальных уравнений, описывающих движение масс динамической модели, решены численным методом для мостового крана грузоподъемностью 20 т, в котором участок свободного хода уравнительного барабана $\varphi = 45^\circ$. При этом для определения степени влияния упругой связи груза с металлоконструкцией, определены по известной и рассмотренной динамическим моделям максимальные динамические нагрузки, действующие на металлоконструкцию и полиспастную систему после обрыва каната [4].

Этот процесс описывается следующими дифференциальными уравнениями

$$\begin{cases} m_n \cdot \ddot{x}_n - P_D + C_k(x_n - x_M - x_2) + D_k(\dot{x}_n - \dot{x}_M - \dot{x}_2) = 0 \\ m_M \cdot \ddot{x}_M + C_M \cdot \dot{x}_M + D_M \cdot x_M - C_k(x_n - x_M - x_2) - D_k(\dot{x}_n - \dot{x}_M - \dot{x}_2) = 0 \\ m_2 \cdot \ddot{x}_2 - C_k(x_n - x_M - x_2) - D_k(\dot{x}_n - \dot{x}_M - \dot{x}_2) + m_2 \cdot g = 0 \\ m_n \cdot \ddot{x}_n - P_{TP} - C_k(x_n - x_M - x_2) - D_k(\dot{x}_n - \dot{x}_M - \dot{x}_2) + m_n \cdot g = 0 \end{cases} \quad (1)$$

Вывод: таким образом, применение предложенной математической модели позволяет повысить точность определения динамических нагрузок, действующих на мостовой кран после обрыва каната в процессе подъема груза с основания «с подхватом», а также использовать их при проведении исследований как с целью повышения безопасности работы находящихся в эксплуатации мостовых кранов, так и с целью снижения металлоемкости вновь разрабатываемых их конструкций.

ЛИТЕРАТУРА

1. Емельянов О. А. *Конструкция, нагружение, диагностика, обеспечение ресурса* / О. А. Емельянов // *Мосты сварные крановые*. – Краматорск: ДГМА, 2002. – 334 с.
2. Слободяник В. А. *Повышение долговечности крановых мостов методом преднапряжения* / В. А. Слободяник // *Автомобильный транспорт*. – Харьков: ХГАДТУ. – 2000. – С. 54–56.
3. Слободяник В. А. *Повышение грузоподъемности и надежности эксплуатации (при продлении срока службы) кранов с преднапряженной металлоконструкцией* / В. А. Слободяник // *Проблемы производства и безопасной эксплуатации подъемных сооружений в Украине и России* : сб. трудов научно-практической конференции. – Одесса, 2002. – С. 248–250.
4. Ловейкин В. С. *Динамическая оптимизация подъемных машин* / В. С. Ловейкин, А. П. Нестеров. – Луганск : Издательство СНУ, 2002. – С. 368.

Швачунов А. С. (г. Краматорск, ДГМА)

СПОСОБЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ НАГРУЗОК В ЗВЕНЬЯХ МЕХАНИЗМА ЛИТЕЙНОГО КРАНА

Общепринятая в настоящее время методика исследования величины нагрузок в механизме состоит в решении дифференциальных уравнений движения элементов системы двигатель – механизм. При этом на вход в качестве возмущения подается электромагнитный момент двигателя, а саму систему чаще всего можно представить состоящей из двух (механизмы поворота и передвижения, механизм подъема без груза) или трёх масс (механизмы подъема с висящим грузом или с двумя барабанами). Отдельные массы связываются упругими элементами (валы, канат и т. п.) (рис. 1) [1].

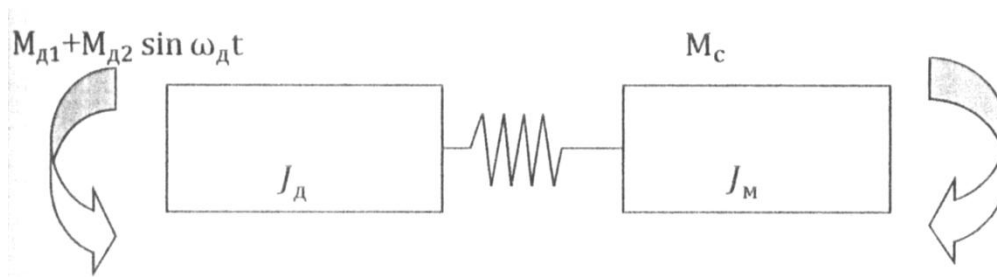


Рисунок 1 – Расчетная схема двухмассовой системы

При исследовании электромеханической системы принимаются следующие допущения.

Не учитываются массы валов и податливости зубьев шестерён редуктора. Система считается линейной и консервативной (система без потерь).

На вход системы подаётся постоянная составляющая момента двигателя $M_{д1}$, незатухающая составляющая $M_{д2} \sin \omega_{дt}$. Предположение, что одна из составляющих момента постоянна, оправдано, так как за время наступления максимума нагрузки в передачах скорость двигателя и эта составляющая момента практически не изменяются. Незатухающая амплитуда $M_{д2}$ соответствует режиму крутильных вибраций двигателя и является наиболее тяжёлым случаем (возможным лишь теоретически) при переходных процессах [2].

Пренебрежение потерями также приводит к некоторому завышению реальных нагрузок, так как оно не учитывает затухания собственных колебаний.

Вначале рассмотрим решение дифференциальных уравнений наиболее распространённой для кранов двух массовой системы (рис. 1). Ко второй массе (механизму) в общем случае приложен статический момент M_c .

При сделанных допущениях двух массовая система описывается дифференциальными уравнениями:

$$\begin{cases} J_D \frac{d^2}{dt^2} + c(\varphi_D - \varphi_M) = M_{д1} + M_{д2} \sin \omega_{дt} \\ J_M \frac{d^2 \varphi_M}{dt^2} = c(\varphi_D - \varphi_M) - M_c \end{cases}, \quad (1)$$

где φ_D и φ_M – углы поворота соответственно вала двигателя и механизма; c – эквивалентная жесткость кинематической цепи, приведённая к валу двигателя [3; 4].

Величина $c(\varphi_D - \varphi_M)$ – это приведённое к валу двигателя мгновенное значение момента m_M на валу упругого элемента. Она становится неизменной в любой точке кинематической цепи системы, все элементы которой приведены к валу двигателя.

Вычитая в системе (1) из первого уравнения второе, получаем:

$$\frac{d^2 m_M}{dt^2} + \frac{c}{J_{\Sigma}} m_M = c \left(\frac{M_c}{J_M} + \frac{M_{д1}}{J_D} \right) + \frac{c M_{д2}}{J_D} \sin \omega_{дt} \quad (2)$$

Полное решение уравнения (2) отыскивается в виде:

$$m_M = A \sin \omega_M t + B \cos \omega_M t + \frac{c}{\omega_M^2} \left(\frac{M_c}{J_M} + \frac{M_{D1}}{J_D} \right) + \frac{c M_{D2}}{J_D (\omega_M^2 - \omega_D^2)} \sin \omega_D t \quad (3)$$

Окончательно:

$$m_M = M_{D1} \frac{J_M}{J_D + J_M} + M_C \frac{J_D}{J_D + J_M} - (M_{D1} - M_C) \frac{J_M}{J_D + J_M} \cos \omega_M t - M_{D2} \times \\ \times \frac{c}{J_D (\omega_M^2 - \omega_D^2)} \left(\frac{\omega_D}{\omega_M} \sin \omega_M t - \sin \omega_D t \right) \quad (4)$$

Анализ (4) показывает, что постоянные составляющие нагрузки от моментов M_{D1} и M_C возрастают с увеличением моментов инерции J_M и J_D соответственно. Поэтому, например, для механизмов подъема, у которых при отсутствии груза $J_M < 0,1 J_D$ можно пренебречь постоянной составляющей момента двигателя.

ЛИТЕРАТУРА

1. Дворников В. И. Моделирование динамических процессов в кранах с подвижной кареткой подъема груза / Дворников В. И., Геммерлинг В. А. // *Наукові праці Донецького нац. техн. ун-ту.* – Донецк : ДонНТУ, 2004. – Вып. 83. – С. 71–81.
2. Брауде В. И. Надежность подъемно-транспортных машин / Брауде В. И., Семенов Л. П. – Л. : Машиностроение, 1986. – 186 с.
3. Ловейкин В. С. Расчет динамических нагрузок в процессе подъема груза мостовыми кранами / Ловейкин В. С., Човнюк Ю. В. // *Подъемные сооружения и специальная техника.* – 2001. – № 1. – С. 27–30.
4. Лобов Н. А. Динамика подъема груза мостовыми кранами / Лобов Н. А. // *Теория, расчет и исследование подъемно-транспортных машин : труды МВТУ.* – М. : МВТУ им. Н. Э. Баумана, 1982. – № 371. – 130 с.

Шевченко М. А., Иванов М. И., Березуцкий В. В., Кудин В. Г., Судацова В. С. (г. Киев, ИПМ НАНУ)

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РАСПЛАВОВ ДВОЙНЫХ СИСТЕМ Gd–Sn, Sm–Sn

Данные по термодинамическим свойствам сплавов систем олова с лантаноидами (Ln) являются ограниченными и часто противоречивыми. В основном они относятся к сплавам, содержащим не более 25 % Ln, и определены при низких температурах. Даже температуры плавления некоторых тугоплавких соединений в центральной области диаграмм состояния остаются неизвестными, а их оцененные значения отличаются иногда на несколько сотен градусов. К таким системам относятся Gd–Sn и Sm–Sn. Литературный обзор для них проведен в [1], и с тех пор почти не поступало новых данных по этому предмету.

Чтобы разрешить противоречия в имеющихся данных, использовав более современные варианты диаграмм состояния [1], мы исследовали методом калориметрии термодинамические свойства расплавов двойных систем Gd(Sm)–Sn в широких концентрационных интервалах при 1470...1873 К.

Полученные значения описаны с использованием специальной программы на базе модели идеальных ассоциированных растворов (ИАР). При моделировании было установлено, что температурные зависимости энтальпий смешения расплавов Gd(Sm)–Sn не очень сильны. Это можно объяснить очень интенсивным межкомпонентным взаимодействием, помешать которому способны лишь гораздо большие температуры, >2000 К.

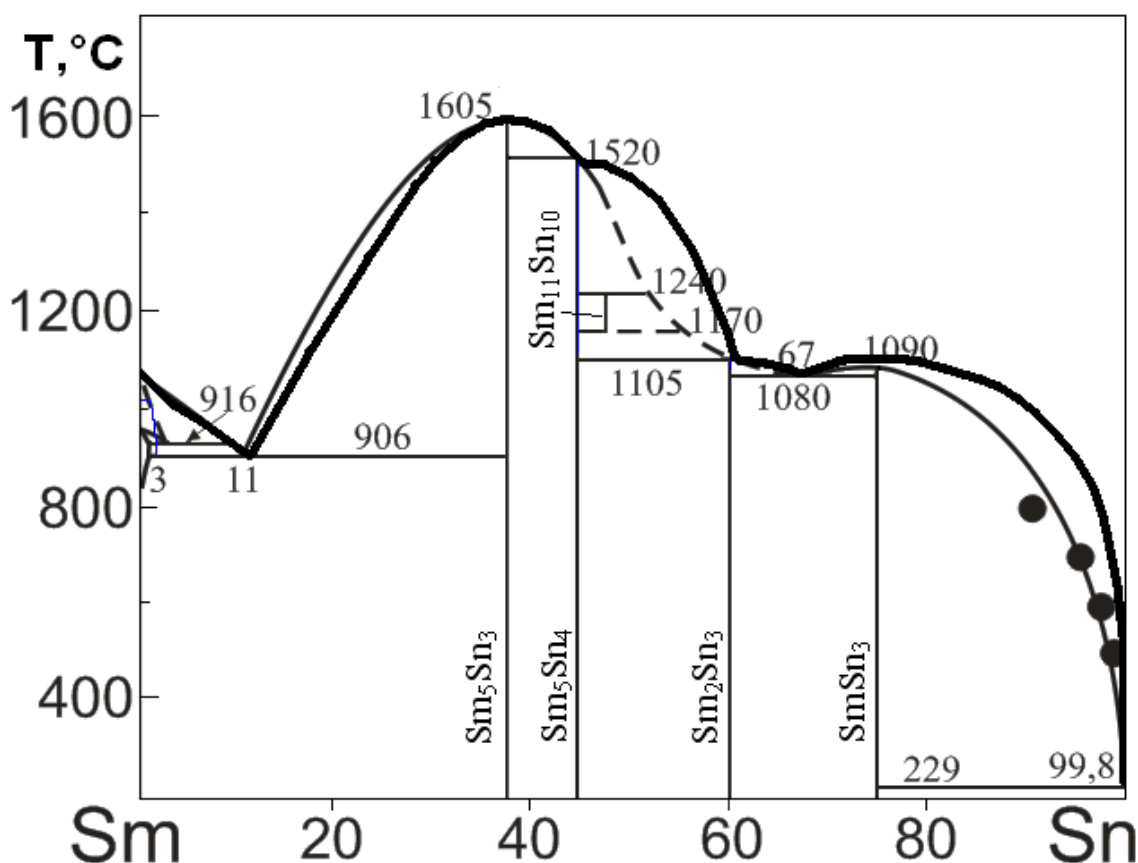


Рисунок 1 – Линия ликвидус диаграммы состояния системы Sm-Sn (жирная), рассчитанная нами с использованием полученной термодинамической модели, в сравнении с данными [1]

Согласно данным [1], температуры плавления наиболее стабильных интерметаллидов систем Gd(Sm)–Sn предполагаются более высокими, чем в ранних работах, и эти высокие температуры лучше коррелируют с аналогичными параметрами подобных систем Ln–Sn, для которых прослеживаются чёткие зависимости от фундаментальных свойств лантаноидов, в первую очередь от атомных радиусов. Полученные нами результаты включительно с попыткой переоценить линии ликвидус диаграмм состояния находятся в согласии с экспериментальными данными [1].

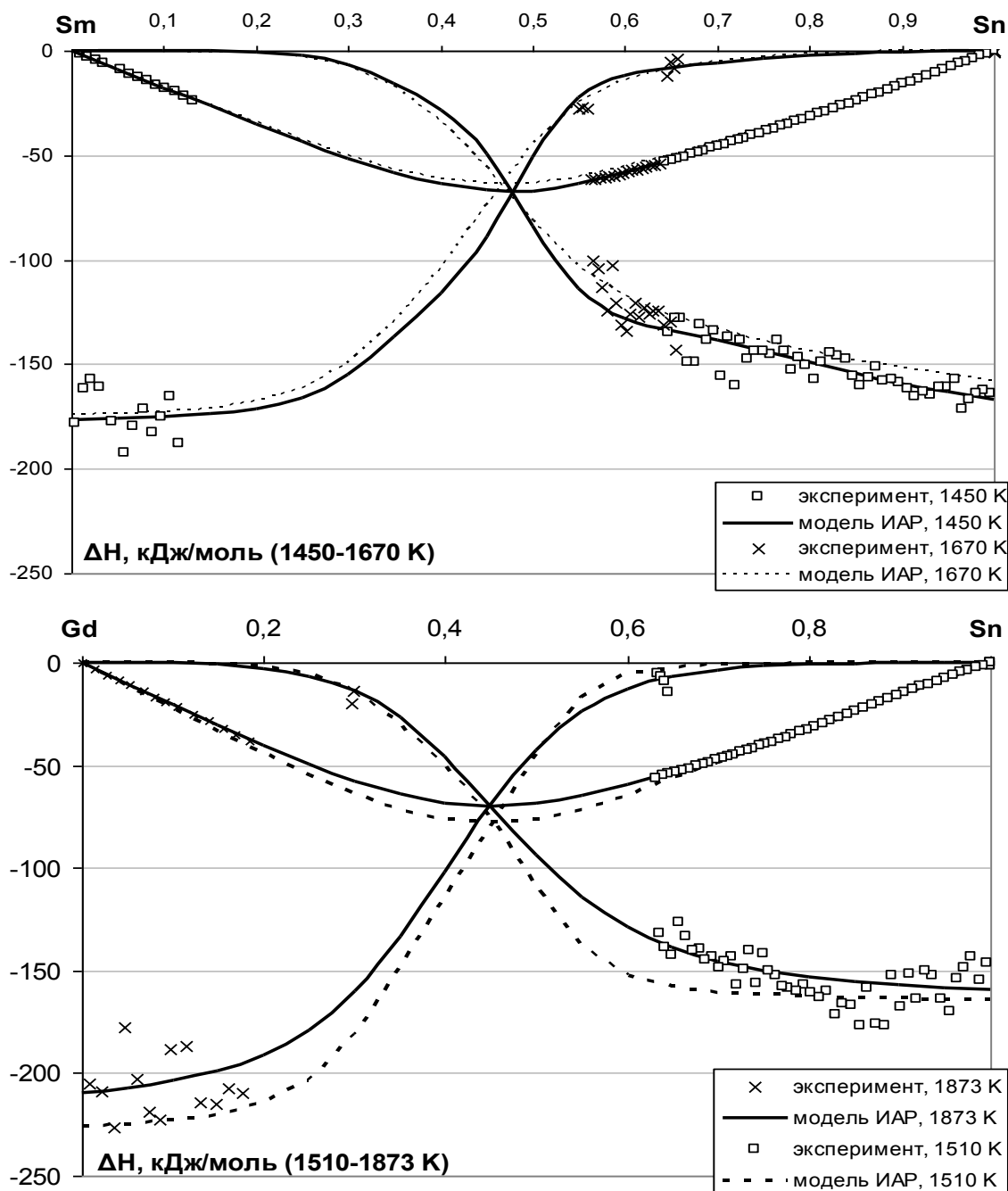


Рисунок 2 – Парциальные и интегральные энтальпии смешения расплавов систем Sm–Sn при 1450...1670 К и Gd–Sn при 1510...1873 К, исследованные нами экспериментально (точки) и аппроксимированные по модели ИАР (линии)

ЛИТЕРАТУРА

1. Буланова М. В. Взаимодействие редкоземельных металлов с оловом / Буланова М. В., Сидорко В. Р. // Препринт ИПМ им. Францевича НАН Украины, К., 1994, 73 с.

Шевченко М. А., Иванов М. И., Березуцкий В. В., Кудин В. Г.,
Судацова В. С. (г. Киев, ИПМ НАНУ)

ТЕРМОХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РАСПЛАВОВ ТРОЙНЫХ СИСТЕМ Al–Sm–Sn, Al–Eu–Sn, Al–Gd–Sn

В последние десятилетия возрос интерес разных научных групп к сплавам, содержащим алюминий, олово и лантаноиды (Ln). Это обусловлено возможностью получения на их основе материалов с особыми свойствами (аморфных, нанокристаллических). В то же время, многие свойства этих систем, особенно термодинамические для расплавов в широком температурном интервале, до сих пор не изучены. При высоких температурах исследование таких сплавов осложнено их химической активностью (способностью реагировать с тугоплавкими материалами), склонностью к окислению, а для содержащих такие лантаноиды, как Sm, Eu, Tm, Yb – ещё и летучестью. Это объясняет преобладающую роль расчётных работ в данной области, одна из наиболее современных среди которых [1] содержит обзор литературы и оценку термодинамических свойств сплавов и диаграмм состояния двойных систем Al–La(Ce, Pr, Nd, Sm). Однако некоторые из полученных авторами [1] данных заметно отличаются от установленных нашим коллективом ранее. Выведение их авторами [1] базировалось на очень ограниченной совокупности экспериментальной информации. Это сделало актуальным дальнейшее исследование данных объектов, в том числе с целью определения физически обоснованных зависимостей термодинамических свойств сплавов Al–Ln от атомного номера лантаноида.

Методом изопериболической калориметрии при 1410...1670 К нами определены энтальпии смешения жидких сплавов двойных систем Al–Sm ($0 < x_{Sm} < 0,15$; $0,37 < x_{Sm} < 1$), Sm–Sn ($0 < x_{Sn} < 0,13$; $0,56 < x_{Sn} < 1$) и тройной Al–Sm–Sn вдоль трёх лучевых сечений концентрационного треугольника. Используя полученные нами ранее энтальпии смешения расплавов двойных систем Al–Eu, Eu–Sn, Gd–Sn и литературные для Al–Gd, Al–Sn, мы смогли оценить аналогичные свойства расплавов тройных систем Al–Sm(Eu, Gd)–Sn согласно различным моделям. Результаты расчётов по модели Редлиха-Кистера приведены на рис. 1. Рассчитанные энтальпии смешения расплавов тройных систем Al–Sm(Gd)–Sn подкреплены экспериментальными данными для нескольких сечений концентрационного треугольника, примером которых является рис. 2.

Основной вклад в энергетику взаимодействия между компонентами приходится на двойные подсистемы Al(Sn)–Ln. При этом можно проследить тенденцию европия к гораздо более слабому (по сравнению с соседними лантаноидами – Sm и Gd) взаимодействию с алюминием, но практически сравнимому по силе – с оловом. Это коррелирует с представлением о переменной валентности европия – 2 при взаимодействии с очень слабыми окислителями (как Al) и 3 – с более сильными (Sn); валентность соседних лантаноидов в таких условиях неизменно равна 3. На этот эффект также накладывается зависимость интенсивности взаимодействия от размерного фактора и разности электроотрицательностей в системах Al(Sn)–Ln.

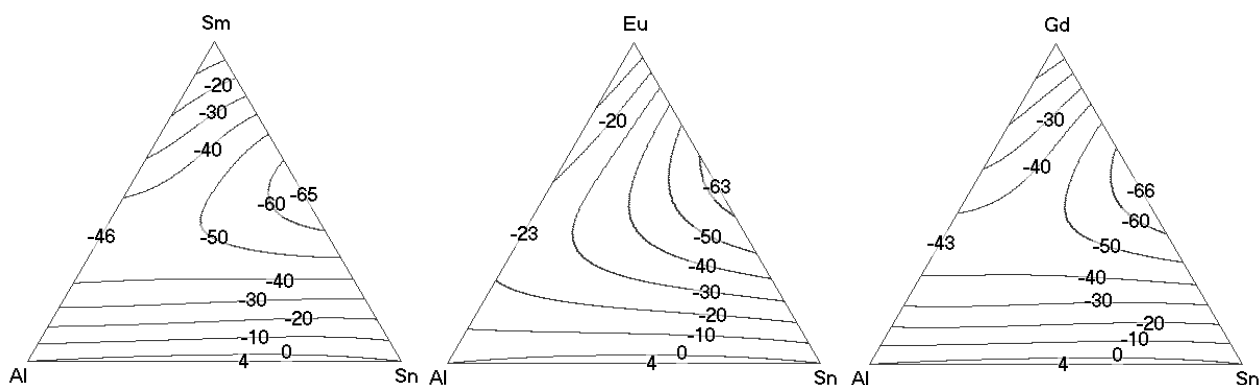


Рисунок 1 – Интегральные энтальпии смешения расплавов тройных систем Al–Sm(Eu, Gd)–Sn, рассчитанные из данных для двойных граничных подсистем по модели Редлиха-Кистера, скорректированные для системы Al–Sm–Sn с учётом экспериментальных результатов

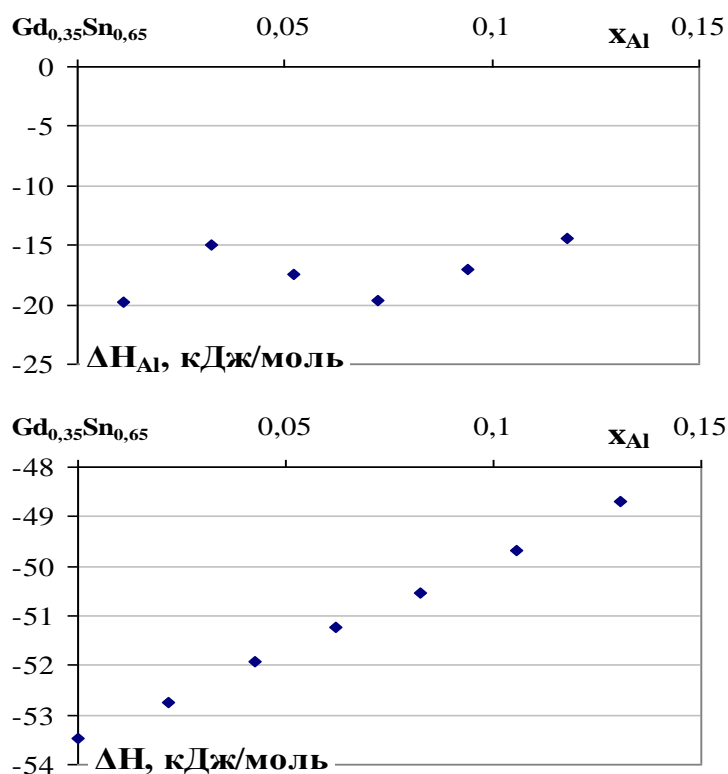


Рисунок 2 – Парциальные и интегральные энтальпии смешения алюминия в расплавах двойной системы $Gd_{0,35}Sn_{0,65}$

По-видимому, для систем Al–Ln характерно слабое уменьшение взаимодействия с порядковым номером Ln, а для Ln–Sn – отсутствие такого эффекта. Однако это ещё предстоит подтвердить новыми экспериментальными исследованиями.

ЛИТЕРАТУРА

1. Thermodynamic evaluation and optimization of Al–La, Al–Ce, Al–Pr, Al–Nd and Al–Sm systems using the Modified Quasichemical Model for liquids / Jin L., Kang Y.–B., Chartrand P., Fuerst C. D. // CALPHAD 35,2011. – P. 30–41.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РАСПЛАВОВ ЧЕТВЕРНОЙ СИСТЕМЫ Al–Ce–Ni–Si

Известно, что при разработке сплавов, имеющих высокую склонность к аморфизации, необходимо учитывать множество факторов: возможность образования глубоких эвтектик; сильное межкомпонентное взаимодействие (но без лёгкого образования твёрдых фаз из расплава); большое число компонентов в расплаве; образование кластеров и искажений структуры ближнего порядка. Очень заманчиво создать аморфные сплавы на основе алюминия (благодаря их лёгкости и химической стойкости), но в этом пока что не достигнуто выдающихся успехов. Это связано с тем, что с большинством подходящих добавок алюминий образует лишь неглубокие эвтектики, быстро сменяющиеся ростом температуры ликвидуса при увеличении концентрации добавки. Возможным методом борьбы с этим явлением является использование одновременно нескольких добавок, чтобы ни одна из них не присутствовала в расплаве с большой концентрацией. Кроме того, желательным является сильное взаимодействие добавок между собой, мешающее образованию их соединений с алюминием.

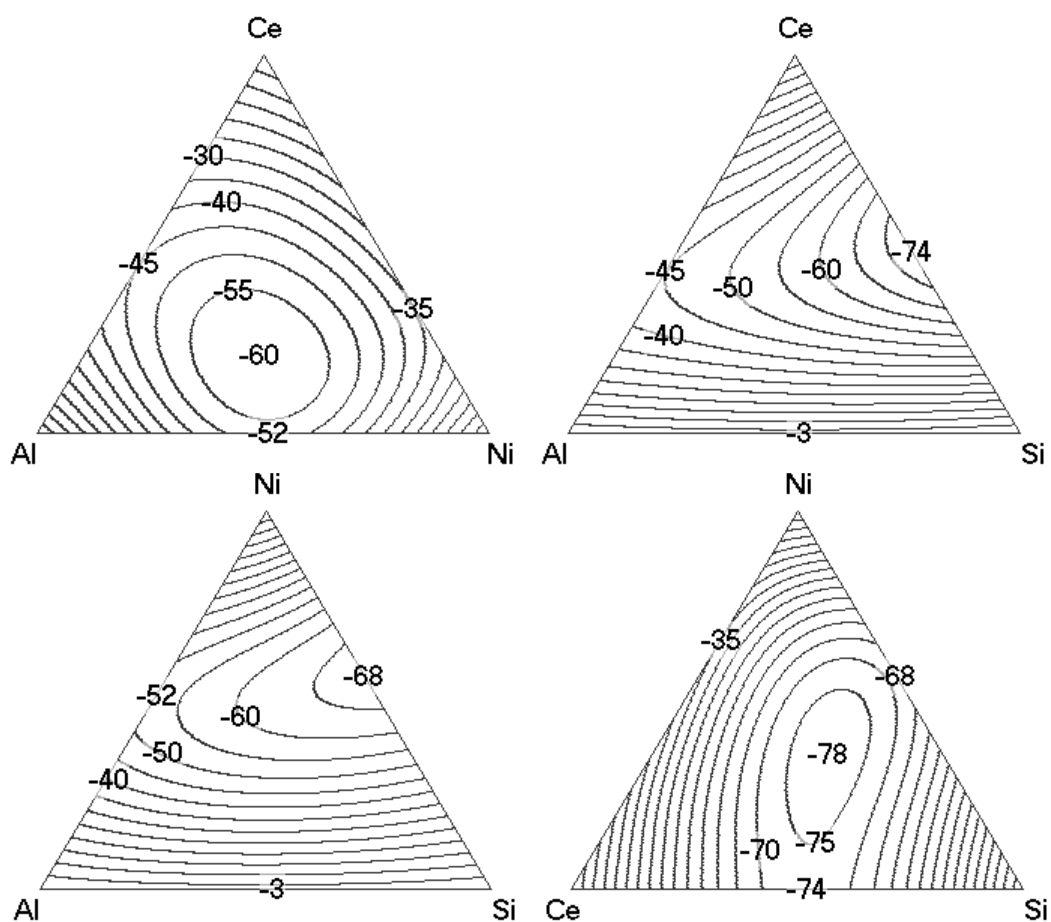


Рисунок 1 – Интегральные энтальпии смешения расплавов тройных граничных подсистем системы Al–Ce–Ni–Si

Подобные свойства характерны для сплавов систем Al–Ln–Ni–Si, где Ln–лантаноид. Одним из наиболее доступных, изученных и химически активных лантаноидов является церий. В последние годы нами исследовано множество двойных граничных подсистем четверной системы Al–Ce–Ni–Si [1–3]. Поэтому в настоящее время представляется возможным достаточно точно оценить термодинамические свойства этих четверных расплавов по различным моделям, что в свою очередь даст фундаментальную информацию для разработки аморфных сплавов такого типа.

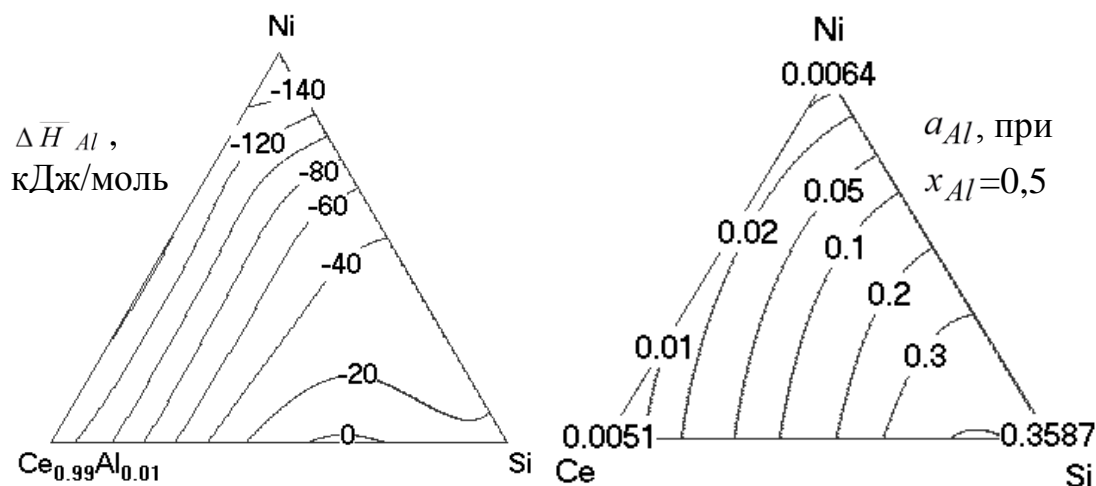


Рисунок 2 – Парциальные энтальпии смешения алюминия в расплавах Ce–Ni–Si и его активности для сечения с $x_{Al}=0,5$ при 1000 К

В модели Редлиха-Кистера избыточные термодинамические функции многокомпонентных расплавов представляются как сумма соответствующих функций для двойных граничных подсистем (выраженных в полиномиальном виде и взятых с соответствующим весом) и вкладов тройных, четверных и т.д. взаимодействий, которые при отсутствии достаточной экспериментальной информации можно приравнять к нулю. Эта модель позволила нам оценить как термохимические свойства (интегральные и парциальные энтальпии смешения), так и активности любого из компонентов (рис. 1; 2). Видно, что максимальная интенсивность взаимодействия наблюдается для двойных подсистем Ce–Si, Ni–Si и тройной Ce–Ni–Si. Для последней характерен минимум интегральных энтальпий смешения, и добавление алюминия к ней даёт не очень значительные экзотермические эффекты. Кроме того, церий и никель сильно связывают алюминий в расплаве, резко уменьшая его активность.

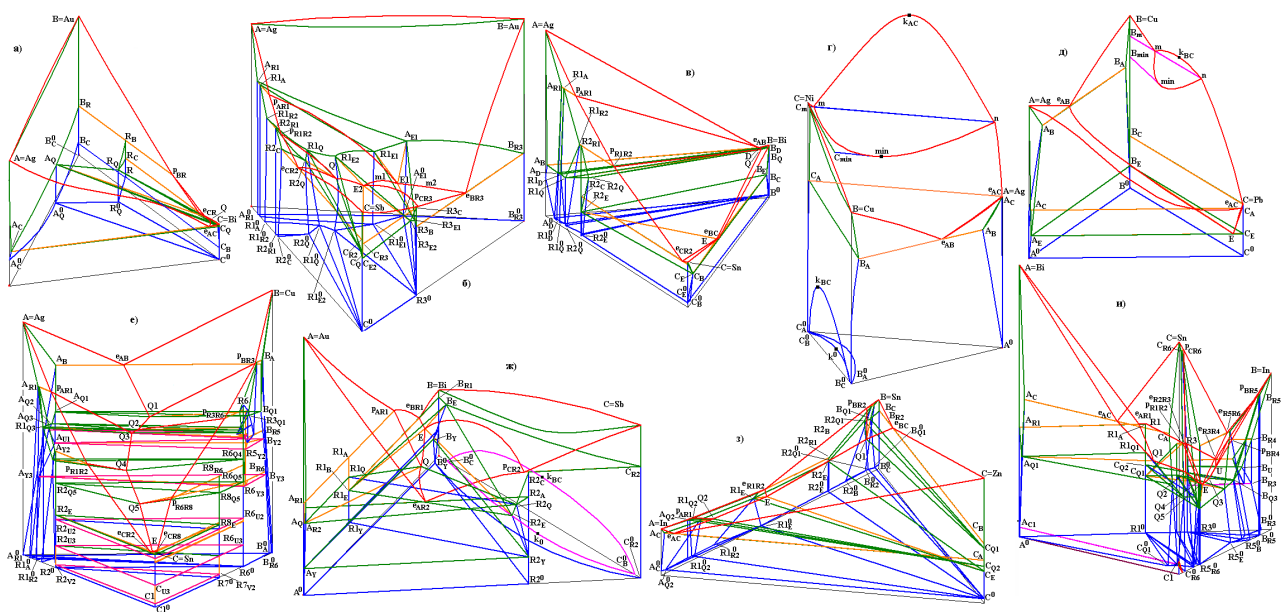
ЛИТЕРАТУРА

1. Термодинамические свойства жидких сплавов системы Al–Ce / Судаццова В. С., Кудин В. Г., Шевченко М. А., Березуцкий В. В., Иванов М. И. // Украинский химический журнал. – 2012. – Т. 78. – № 5. – С. 38–41.
2. Термодинамические свойства и диаграмма состояния системы Ce–Si / Шевченко М. А., Кудин В. Г., Кобылинская Н. Г., Судаццова В. С. // Украинский химический журнал. – 2012. – Т. 78 – № 6. – С. 96–102.
3. Термодинамические свойства сплавов системы Al–Si / Матейко И. В., Шевченко М. А., Котова Н. В., Судаццова В. С. // Журнал физической химии. – 2011. – Т. 85 – № 2. – С. 212–218.

Шодорова С. Я. (Улан-Удэ, ИФМ СО РАН), Луцык В. И. (Улан-Удэ, ИФМ СО РАН, БГУ), Воробьева В. П. (Улан-Удэ, ИФМ СО РАН)

РЕКОНСТРУКЦИЯ ФАЗОВЫХ ДИАГРАММ АТЛАСА БЕССВИНЦОВЫХ ПРИПОЕВ

По табличной и графической (x-y проекции ликвидуса, изотермические разрезы и изоплеты) информации было установлено геометрическое строение фазовых диаграмм, рассчитаны материальные балансы и фазовый состав микроструктур в системах Ag-Au-{Bi, Sb}, Ag-Cu-{Ni, Pb, Sn}, Ag-Bi-Sn, Au-Bi-Sb, In-Sn-Zn, Bi-In-Sn (рис. 1).



а – Ag-Au-Bi; б – Ag-Au-Sb; в – Ag-Bi-Sn; г – Ag-Cu-Ni; д – Ag-Cu-Pb;
е – Ag-Cu-Sn; ж – Au-Bi-Sb; з – In-Sn-Zn; и – Bi-In-Sn

Рисунок 1 – 3D компьютерные модели T-x-y диаграмм систем

3D компьютерные модели фазовых диаграмм бессвинцовых систем строились по данным Атласа по бессвинцовым припоям [1]. С их помощью в [1] были обнаружены ошибки и неточности в описании некоторых T-x-y диаграмм. Так, в таблице невариантных реакций для системы Ag-Bi-Sn буквой D обозначено вырождение невариантной квазиперитектической реакции D: $L+R1 \rightarrow A+V$ (рис. 1, в). Согласно температурному ряду, этой реакции предшествует перитектическая реакция $L+A \rightarrow R1$, а после ее окончания начинаются моновариантные превращения в виде выделения двойных эвтектик $L \rightarrow A+V$ и $L \rightarrow V+R1$. Формально такое соотношение температур соответствует не квазиперитектической, а перитектической реакции. При этом приведенные в [1] составы твердофазных участников невариантного превращения говорят о его эвтектическом характере. Поэтому система требует дополнительного экспериментального изучения и уточнения температур и составов всех фаз, участвующих в невариантной реакции и связанных с ней моновариантных.

На изотерме 221°C [1] T-x-y диаграммы Ag-Cu-Sn (рис. 1, е) изображена лишняя фазовая область L+C+R2, а на изоплете (0, 0.0136, 0.9864)–(0.1049, 0, 0.8951) – лишняя область L+R2+R8. Ошибка, нарушающая правило о соприкасающихся пространствах состояния (две двухфазные области разделены линией) и еще 3 неточности обнаружены на изоплете [1] A–(0, 0.1818, 0.8182). На остальных трех изоплотах противоречий с модельными изоплетами нет.

На приведенных в [1] изотермических разрезах и изоплотах T-x-y диаграммы Au-Bi-Sb пропущены поверхности солидуса $s_{B(C)}$ и сольвуса $v_{B(C)R2}$, фазовые области Bi(Sb) и Bi+Sb (рис. 1, ж). У остальных шести фазовых диаграмм тройных систем, приведенных в [1], противоречий между 3D компьютерной моделью и данными [1] не обнаружено.

Таблица 1 – 3D компьютерные модели T-x-y диаграмм бессвинцовых систем (рис. 1) (курсивом обозначены системы с выявленными в [1] ошибками)

Система	Количество		Особенности T-x-y диаграммы
	Поверхностей	Фазовых областей	
Ag-Au-Bi	27	13	Au ₂ Bi - инконгруэнтно плавится, разлагается
Ag-Au-Sb	57	27	AuSb ₂ - инконгруэнтно плавится, 2 соединения Ag _x Sb _y инконгруэнтно плавятся
<i>Ag-Bi-Sn</i>	66	27	2 соединения Ag _x Sn _y инконгруэнтно плавятся. Полиморфизм Sn
Ag-Cu-Ni	17	10	Расслаивание жидкости
Ag-Cu-Pb	27	15	Расслаивание жидкости
<i>Ag-Cu-Sn</i>	247 (45 вырождены)	88 (13 вырождены)	2 соединения Ag _x Sn _y инконгруэнтно плавятся, 3 соединения Cu _x Sn _y образуются и разлагаются в субсолижусе . Полиморфизм Sn и Cu _x Sn _y . В [1] неверно обозначен комплекс Q1
<i>Au-Bi-Sb</i>	60	24	Au ₂ Bi - инконгруэнтно плавится, разлагается, AuSb ₂ - инконгруэнтно плавится. Распад твердых растворов в Bi-Sb. В [1] пропущены 2 поверхности и 2 фазовые области
In-Sn-Zn	85	34	2 соединения In _x Sn _y инконгруэнтно плавятся. Полиморфизм Sn
Bi-In-Sn	171	65	BiIn, Bi ₃ In ₅ и по 2 соединения Bi _x In _y и In _x Sn _y инконгруэнтно плавятся, одно соединение Bi _x In _y разлагается. Полиморфизм Sn. В [1] ошибки на разрезах

ЛИТЕРАТУРА

1. Atlas of Phase Diagrams for Lead-Free Soldering. European Science Foundation. – 2008. – Vol. 1.

ВЛИЯНИЕ КОМПЛЕКСНОГО УПРОЧНЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Повышение свойств алюминиевых сплавов достигается за счет легирования и модифицирования структуры или деформации. В сравнении с уровнем повышения прочностных характеристик, улучшение триботехнических свойств алюминиевых сплавов сильно ограничено, в связи со склонностью алюминиевых сплавов к схватыванию в парах трения со сталью. Повысить износостойкость таких материалов и обеспечить их устойчивую работу позволяет применение комплексного упрочнения частицами различного функционального назначения. Усовершенствование методов консолидации порошковых составляющих с применением экструзии и пропитки порошковых частиц, расширение номенклатуры упрочняющих фаз находящихся на поверхности или внутри частиц алюминиевого порошка, повысит привлекательность алюмоматричных композиционных материалов для узлов трения. Механизм схватывания при трении и переходе в задиру связан с высокой пластичностью алюминия. Деформация поверхностного слоя приводит к разогреву и формированию связи в зоне контакта. Известно, что внедрение дисперсных высокомолекулярных частиц снижает пластичность материала, и позволяет повысить триботехнические характеристики. В то же время, наличие дефектов адгезионных связей на границе металлическая матрица – упрочняющая частица является причиной снижения прочности материала. Уменьшение фракционного размера частиц упрочнителей позволяет снизить отрицательное влияние на механические свойства, при условии однородности распределения частиц во всем объеме материала.

Для изучения влияния дискретных частиц на механические свойства алюмоматричного материала в матрицу вводили карбид вольфрама размером от 50 нм до 10 мкм полученного методом электроискрового диспергирования в керосине. Консолидацию композиционного материала проводили путем экструзии порошков сплавов А7 и АД31 на поверхность которого из эмульсии в ультразвуковом поле осаждали карбид вольфрама с последующими сушкой и механической фиксацией. После экструзии изготавливались прутки диаметром 7 мм, из которых впоследствии изготавливали стандартные образцы для механических испытаний. В качестве контрольных образцов для каждого сплава, использовали образцы отлитые в стальной кокиль.

Результаты испытаний свидетельствуют, что после экструзии относительное удлинение материала снижается на 20 и 40 % для сплавов А7 и АД31, при этом прочность материала повышается на 20 и 90 % соответственно. Это является следствием деформационного упрочнения, а также наличия алюминиевых оксидов высокой тонины, сформировавшихся на поверхности алюминиевых порошков. Введение дополнительных 3 вес. % дискретных частиц карбида вольфрама, несколько ухудшает комплекс механических свойств материала. Результаты свидетельствуют о необходимости сепарации частиц карбида и выделения ультрадисперсной фракции размером менее 1 мкм перед их вводом в алюминиевую матрицу.

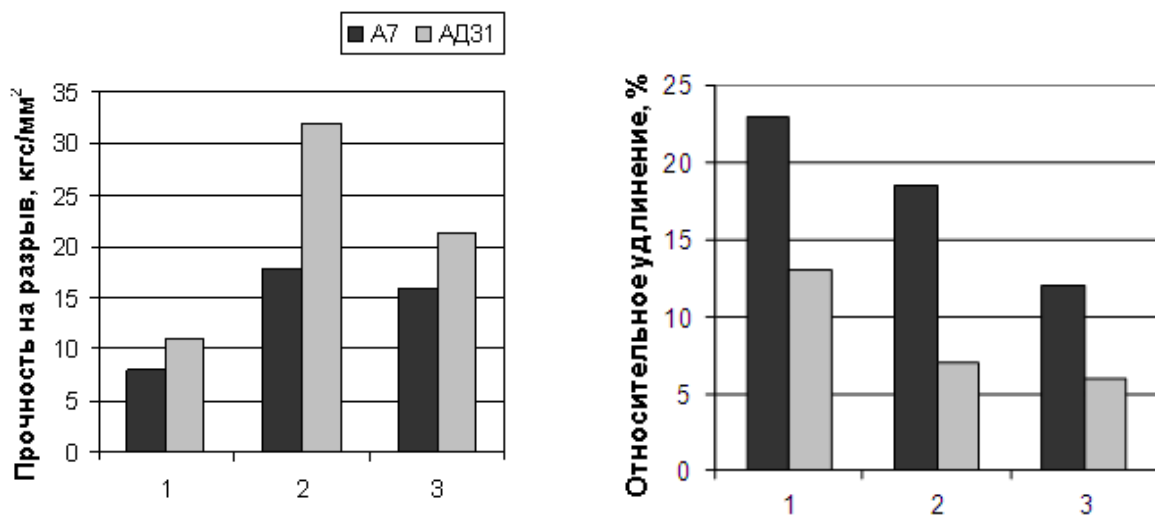


Рисунок 1 – Механические свойства образцов: 1 –литой; 2 – после распыления и экструзии; 3 – композит (3 вес % WC)

Шпарева И. А., Жижченко С. С., Агравал П. Г., Турчанин М. А.
(г. Краматорск, ДГМА)

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ЖИДКОГО АЛЮМИНИЯ СО СТАЛЬНЫМ И ЧУГУННЫМ ЛИТЕЙНЫМ ИНСТРУМЕНТОМ

При плавке алюминиевых сплавов и получении отливок из них жидкий металл находится в контакте с различными металлическими материалами, которые могут интенсивно растворяться в нем. К сплавам, из которых выполнены широко применяемые в литейном производстве конструкционные и технологические элементы, относятся сталь и чугун. Из них изготавливают перемешивающие лопатки, тигли печей, раздаточные ковши, различного рода металлические формы и др. При этом происходит заметное взаимодействие жидкого расплава алюминия с чугунным и стальным инструментом, что приводит к загрязнению алюминия железом. Железо снижает пластичность, коррозионную стойкость сплава, и ухудшает литейные свойства.

На сегодняшний день нет достаточной информации о механизме взаимодействия жидкого алюминия с чугуном и сталью, о скорости их растворения в жидком алюминии, о характере образующихся пограничных слоев. Вместе с тем, данная информация, помимо плавки литейных сплавов, важна для понимания процессов, которые протекают при взаимодействии армирующих вставок из сплавов на основе железа с матрицей отливки на основе алюминиевого сплава (композиционное литье), а также для анализа закономерностей формирования фаз при получении покрытий на изделиях из стали и чугуна нанесением жидкого алюминия (алитирование).

Взаимодействие твердых чугуна и стали с жидким алюминием было изучено методом погружения при температуре 700 °С. Растворение образцов стали марки Ст. 30 и чугуна марки СЧ 20 диаметром 5 мм проводилось в течение 2, 4 и 6 ч в условиях далеких от насыщения расплава железом. В дальнейшем изготавливались поперечные шлифы образцов, которые были использованы для определения скорости растворения, металлографических исследований, изучения фазового и химического состава реакционных слоев.

В результате взаимодействия стали с жидким алюминием на всей поверхности контакта образуются твердые реакционные слои, и происходит интенсивное растворение стали. Если охарактеризовать скорость растворения образца как скорость изменения его диаметра со временем, то при выбранных условиях она постоянна и составляет ~0,2 мм/ч. Схематически реакционная зона сталь–алюминий представлена на рис. 1. Она состоит из двух слоев. К границе с алюминием прилегает тонкий слой $FeAl_3$, толщина которого не превышает 10 мкм. На границе со сталью находится очень развитый слой Fe_2Al_5 , который формирует «языкоподобную» структуру. Результаты экспериментов и расчета фазовых превращений указывают на то, что формирование данного слоя происходит по механизму твердофазных превращений. Толщина реакционной зоны сталь–алюминий не зависит от времени погружения стального образца в расплав и варьируется в пределах 0,08...0,4 мм. Это говорит о том, что скорость образования реакционной зоны и скорость ее растворения в алюминии сопоставимы. При таких условиях происходит растворение стальных образцов в алюминии со значительными скоростями. Таким образом, можно констатировать, что при взаимодействии жидкого алюминия со сталью в реакционной зоне преобладающую роль носит твердофазная диффузия алюминия в стальной матрице.

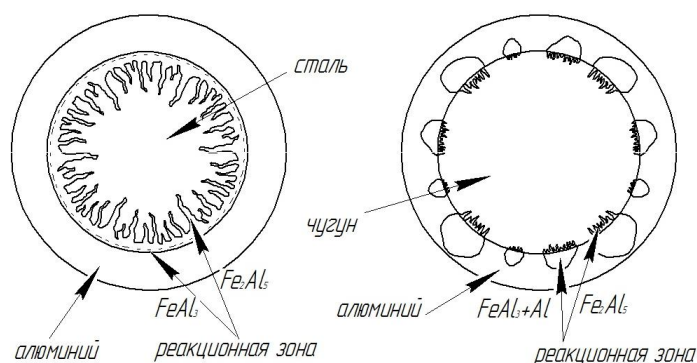


Рисунок 1 – Схематическое изображение реакционной зоны и контактных слоев при взаимодействии сплавов на основе железа с алюминием

Контактные слои на границе чугун – алюминий носят более сложный характер, рис. 1. На поверхности раздела первоначально формируется наружный двухфазный слой, состоящий из алюминия и $FeAl_3$. Под этим слоем образуется реакционная зона, состоящая из Fe_2Al_5 . Чем больше толщина наружного двухфазного слоя, тем более развитой оказывается реакционная зона. Средняя скорость продвижения реакционной зоны в чугун за шесть часов при температуре 700 °С составила 0,08 мм/ч. Таким образом, можно сделать вывод, что в данном случае фактором, определяющим скорость взаимодействия, является массопе-

ренос железа в алюминий. Возможной причиной, по которой диффузия алюминия в железе в данном случае оказывается замедленной, является гетерогенная структура чугуна, связанная с наличием в его матрице выделений графита или перлитной структуры. Такие выделения, очевидно, являются эффективными барьерами для диффузии алюминия.

При выбранных нами условиях исследования скорость проникновения реакционной зоны в чугун в 2,5 раза меньше средней скорости растворения стальных образцов. Поэтому использование чугуна предпочтительно для изготовления литейного инструмента при производстве изделий из алюминия и его сплавов. При этом одновременно достигаются уменьшение загрязнения алюминиевых сплавов железом и повышение стойкости литейного инструмента.

Шпарева И. А., Жижченко С. С., Агравал П. Г., Турчанин М. А.
(г. Краматорск, ДГМА)

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДВИЖУЩЕЙ СИЛЫ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ЖЕЛЕЗА, СТАЛИ И ЧУГУНА С ЖИДКИМ АЛЮМИНИЕМ

Установленное экспериментально значительное различие скоростей растворения стали и чугуна в жидком алюминии требует объяснения. Оно может быть связано с различием движущих сил процесса растворения стали и чугуна из-за примесей, которые содержатся в этих сплавах. Важнейшей энергетической характеристикой, определяющей движущую силу процесса, является энтальпия. Поэтому в настоящей работе были исследованы парциальные энтальпии растворения образцов железа, стали марки Ст. 30 и чугуна марки СЧ 20 в жидком алюминии.

Для исследования термодинамических параметров процесса растворения использовался высокотемпературный калориметр. Эксперимент по изучению энтальпии растворения образцов железа, чугуна и стали состоял в последовательном введении в расплав добавок компонентов или эталонных веществ и записи соответствующих кривых теплообмена. В работе были использованы алюминий ЧДА (99,90 % (мас.)) и железо карбонильное класса А–2 (99,95 % (мас.)). Все эксперименты проводились в атмосфере спектрально-чистого аргона (99,997 % (об.)). В качестве контейнеров для расплавов служили тигли из диоксида циркония диаметром 20 мм и объемом 6 см³. Молекулярные массы добавок стали и чугуна рассчитывали исходя из их химического состава, а именно – содержания железа и углерода в стали Ст. 30 и чугуне СЧ20. Для стали в расчетах принимали $M_{Ст30} = 55,245$ г/моль, для чугуна $M_{СЧ20} = 48,73$ г/моль.

Экспериментальное исследование парциальной энтальпии растворения железа, стали и чугуна в жидком алюминии было выполнено при температуре 1773 К. Для двойных расплавов Al–Fe значение первой энтальпии растворения составило $\Delta\bar{H}_{<Fe>}^{\infty} = -82,0 \pm 1,0$ кДж/моль. Для образцов стали было полу-

чено значение $\Delta\bar{H}_{<Cr30>}^{\infty} = -73,4 \pm 0,8$ кДж/моль, а для чугуна $\Delta\bar{H}_{<Cч20>}^{\infty} = -75,5 \pm 1,4$ кДж/моль. Значительные отрицательные величины свидетельствуют о сильном межчастичном взаимодействии разнородных атомов в расплавах. Близость всех трех величин говорит о том, что во всех случаях определяющим является взаимодействие железа и алюминия, а увеличение содержания легирующих составляющих черных сплавов, таких как углерод, кремний, марганец и т.д. не оказывает существенного влияния на термодинамические параметры их взаимодействия с жидким алюминием. Химическое сродство стали и чугуна к алюминию близки, и, следовательно, движущие силы их растворения идентичны. Следовательно, они не могут служить объяснением существенного отличия скоростей растворения стали и чугуна в жидком алюминии.

Шумаков В. Ф. (г. Краматорск, ПАО «НКМЗ»)

СОВРЕМЕННОЕ ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО: СОЮЗ ИННОВАЦИЙ И ОПЫТА ДЛЯ ДОСТИЖЕНИЯ КОНКУРЕНТНЫХ ПРЕИМУЩЕСТВ НА МИРОВОМ РЫНКЕ ЛИТЬЯ

В докладе представлены технологические решения по изготовлению крупнотоннажных отливок для сложного технологического оборудования, высокотехнологичных машин соответствующих лучшим мировым стандартам, показаны пути достижения основных критериев качества литья, описан опыт сотрудничества с ведущими машиностроительными предприятиями в области получения ответственных заготовок для общетехнической и энергетической отрасли.

Применение такого принципа бережливого производства как «Just-in-time» в практике ПАО «НКМЗ» позволяет усовершенствовать сложившуюся систему выполнения заказа. В новых условиях безоговорочного обеспечения сроков поставки, разработка матрицы изготовления изделий начинается от обратного: с даты отгрузки готовой продукции.

Использование современных достижений информационных технологий при проектировании технологических процессов и изготовлении литых заготовок позволяет значительно уменьшить затраты времени и сократить до минимума количество ошибок исполнителя. Стратегия изготовления высококачественного литья с минимальными затратами времени и материальных ресурсов реализована в виде сквозной системы проектирования отливок.

Применение моделирования литейных процессов с помощью программы «MAGMAsoft» для получения гарантированного качества литых заготовок собственного производства с высокими требованиями к качеству, внедрение современной технологии «Фуран-процесса», с высокопроизводительными смесителями непрерывного действия фирмы FAT (Германия) и регенерацией отработанных смесей фирмы GUT (Германия) при изготовлении всей номенклатуры стального литья позволили вывести литейное производство ПАО «НКМЗ» в ранг ведущих производителей литья.

Наукове видання

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

МАТЕРІАЛИ

**IV МІЖНАРОДНОЇ
НАУКОВО-ТЕХНІЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ**

30 вересня – 4 жовтня 2013 року

Присвячена 60-річчю ДДМА

(Російською мовою)

Редагування, комп'ютерне верстання М. А. Фесенко,
О. В. Лапченко

Формат 60 × 84/16. Ум. друк. арк. 15,35.
Обл.-вид. арк. 17,79. Тираж 100 пр. Зам. № 72.

Видавець і виготівник
Донбаська державна машинобудівна академія
84313, м. Краматорськ, вул. Шкадінова, 72.
Свідоцтво суб'єкта видавничої справи
ДК №1633 від 24.12.2003